

# Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**X ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA Y**


**II ENCUENTRO HISPANO-LUSO DE FRACTURA**

---

*Mérida (Extremadura)*  
*24, 25 y 26 de Marzo de 1993*

# ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA

N.º 10, Año 1993

	BIBLIOTECA ESII UNIVERSIDAD DE NAVARRA
N. R.	24.075
N. C.	R-006-144K



E24075

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

Depósito Legal: BA. 75-93.

Imprime: INDUGRAFIC, ARTES GRÁFICAS.  
Autovía Madrid-Lisboa, km. 399  
Complejo Centrowagen. Nave 5-C  
06009 - BADAJOZ.

## EDITORIAL

Este volumen de ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA contiene las comunicaciones presentadas con ocasión del Segundo Encuentro Hispano-Luso y Décimo del Grupo Español sobre Mecánica de la Fractura, junto a las conferencias invitadas de conocidos investigadores extranjeros y nacionales que han participado en él.

Diez años han transcurrido desde el primer Encuentro del Grupo Español de Fractura. Esta fecha singular incita al balance y a la reflexión: Durante este período los ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA han publicado más de medio millar de artículos sobre fractura de toda clase de materiales. Hemos recorrido muchas regiones de la geografía española apreciando su variada riqueza cultural. Nos hemos reunido con nuestros vecinos franceses y portugueses y han compartido nuestros simposios conocidos especialistas de todo el mundo. Estos encuentros han facilitado el conocimiento mutuo, han brindado la primera oportunidad de exponer en público a los investigadores jóvenes y la ocasión de presentar trabajos de síntesis a los investigadores maduros, han permitido cambiar impresiones, conocernos y, en suma, hacer amigos.

Los editores desean hacer constar su agradecimiento al Prof. Carlos Moura Branco por la coordinación de las contribuciones portuguesas, muy especialmente a los Departamentos de Física de la Universidad de Extremadura y de Sevilla por la organización del Encuentro y a todos los autores, sin cuyo esfuerzo y cooperación no hubiera sido posible la publicación de este volumen.

Mérida, Marzo de 1993.

Manuel Elices Calafat  
Manuel Fuentes Pérez

Antonia Pajares Vicente  
Arturo Domínguez Rodríguez





## INDICE

### *CONFERENCIAS INVITADAS*

FRACTURE ASSESSMENT METHODS FOR STEEL AND CONCRETE STRUCTURES: CONTRASTS AND SIMILARITIES E. Smith	1
R-CURVE BEHAVIOR OF OXIDE CERAMICS R.W. Steinbrech	13
COMPORTAMENTO A FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS J. A. Martins Ferreira	21
MODELIZACION DE LOS PROBLEMAS DE IMPACTO C. Navarro	31
FRACTURA DE ACEROS PERLITICOS J. Gil Sevillano	43

### *MATERIALES METALICOS*

COMPORTAMIENTO A FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS MICROALEADOS DE FORJA CON ESTRUCTURAS FERRITO-PERLITICAS . <i>M. A. Linaza, J. L. Romero, J. M. Rodríguez Ibabe y J. J. Urcola</i>	56
COMPORTAMIENTO A FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS MICROALEADOS DE FORJA CON ESTRUCTURA DE FERRITA ACICULAR. <i>M. A. Linaza, J. L. Romero, J. M. Rodríguez Ibabe y J. J. Urcola</i>	64
CORRELACION ENTRE LA LOCALIZACION DE LA DEFORMACION Y LA MICROESTRUCTURA EN COBRE POLICRISTALINO SOMETIDO A FATIGA: INFLUENCIA EN EL MODO DE FRACTURA. <i>L. Llanes y C. Laird</i>	70
INFLUENCIA DE LA PRESION DE VAPOR DE AGUA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE FISURAS POR FATIGA EN LA ALEACION DE ALUMINIO 7017-T651. <i>J. Ruiz y M. Elices</i>	77
COMPORTAMENTO A FADIGA E O EFEITO DOS CICLOS DE EXTENSAO NA TENACIDADE A FRACTURA DO ACO A515 Gr.70. <i>C. M. Branco, J. M. Ferreira y J. Bastos Fernandes</i>	84

ANALISE DA RESISTENCIA A FADIGA DA LIGA DE ALUMINIO 5083. <i>J. D. Costa, C. M. Branco y J. C. Radon</i>	93
TENACIDAD DE CHAPAS DE ACERO MICROALEADO DE DIFERENTE ESPESOR OBTENIDAS SEGUN DIFERENTES PROGRAMAS DE LAMINACION. <i>F. J. Belzunce, E. Arraiza, C. Rodriguez y C. Arce</i>	102
COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LA FUNDICION ESFEROIDAL AUSTEMPLADA (ADI). <i>J. M. Prado, A. Pujol, J. Cullerell y J. Tartera</i>	106
MECANISMOS DE DEFORMACION PLASTICA POR FATIGA OLIGOCICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V TRATADA TERMICAMENTE. <i>J. M. Manero, F. J. Gil, J. J. Vázquez y J. A. Planell</i>	113
EVOLUCION DE LA TENACIDAD A FRACTURA CON EL ENVEJECIMIENTO TERMICO A BAJA TEMPERATURA EN ACEROS INOXIDABLES "DUPLEX". <i>L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, I. Gorrochategui y J. González</i>	120

#### **MATERIALES NO METALICOS**

EVALUACION DE LA VIDA A FATIGA CICLICA Y MECANISMOS DE FRACTURA DEL NITRURO DE SILICIO. <i>L. Llanes, J. Alcalá y M. Anglada</i>	125
A FRACTURE MECHANICS STUDY OF AGING IN HIGH-STRENGTH CONCRETE. <i>V. O. Garcia-Alvarez, R. Gettu, A. Aguado y I. Carol</i>	133
PROPAGACION DE UNA FISURA COHESIVA EN VIGAS DE HORMIGON DEBILMENTE ARMADAS. <i>G. Ruiz, J. Planas y M. Elices</i>	141
ENSAYOS ESTABLES DE FRACTURA A ALTA TEMPERATURA EN CIRCONIA PARCIALMENTE ESTABILIZADA CON ITRIA. <i>J. Y. Pastor, J. Planas y M. Elices</i>	147
INFLUENCE OF FREQUENCY STRESS RATIO AND TEMPERATURE ON THE FATIGUE BEHAVIOUR OF A PHENOLIC COMPOSITE. <i>C. M. Branco y J. M. Ferreira</i>	153
FRACTURA DE $Si_3N_4$ CON DIFERENTES PROPORCIONES DE LAS FASES $\alpha$ Y $\beta$ . <i>A. Ramírez y J. P. Singh</i>	161
EFFECTOS DINAMICOS EN IMPACTO DE POLIMEROS. <i>A. B. Martínez, A. Gordillo, R. Díaz y M. Ll. Maspoch</i>	167
COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA DE MEZCLAS DE PP Y TALCO. <i>J. I. Velasco, J. A. de Saja y A. B. Martínez</i>	174
MATERIALES LAMINADOS DE MULLITA/ALUMINA CON FUNCION GRADIENTE. <i>P. Pena, J. S. Moya y J. Requena</i>	181

ALTERACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS POR FORMACION DE PRECIPITADOS EN ZrO<sub>2</sub> PARCIALMENTE ESTABILIZADO CON Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.  
*J. Martínez, M. Jiménez y A. Domínguez* 189

### **TECNICAS EXPERIMENTALES**

EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA DE LA ZAC EN EL ANALISIS DE RESULTADOS DE ENSAYOS CTOD EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS HSLA PARA PLATAFORMAS OFFSHORE.

*R. González, R. Jiménez, F. Molleda y F. C. Suárez* 195

ANALISE DA RESISTENCIA A FADIGA DE JUNTAS DE TOPO A FLEXAO.

*J. A. M. Ferreira y J. D. M. Costa* 203

INFLUENCIA DE LA FORMA DE LA FISURA DE INDENTACION EN LA DETERMINACION DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DE 3Y-TZP.

*J. Alcalá, J. González y M. Anglada* 209

CORRELAÇÕES DE TENACIDADE NA Z.A.C. DE SOLDADURAS NUM ACO TEMPERADO E REVENIDO.

*A. Loureiro y A. Fernandes* 217

ANALISE DA PROPAGACAO DE FENDAS SUPERFICIAIS SEMI-ELIPTICAS EM FLEXAO ROTATIVA.

*M. A. da Fonte, M. de Freitas y D. Francois* 223

LA AUTORRADIOGRAFIA DE TRITIO COMO FORMA DE DETECCION DEL HIDROGENO EN ACEROS.

*J. J. González* 230

FATIGUE BEHAVIOUR OF ADHESIVE BONDED ALUMINIUM ALLOYS CONNECTIONS.

*F. Oliveira, M. Bernardo, M. V. Figueiredo, A. S. Ribeiro, A. T. Marques, P. T. Castro y A. A. Fernandes* 235

EFFECTO DE LA IRRADIACION NEUTRONICA SOBRE LA RESISTENCIA DE PROBETAS ENTALLADAS.

*A. Valiente y J. Lapeña* 239

ALEATORIEDAD DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS ANTE CARGAS IRREGULARES.

*J. Zapatero y J. Domínguez* 247

EVOLUCION DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENO-FERRITICOS ENVEJECIDOS EN EL RANGO INTERMEDIO DE TEMPERATURAS.

*L. Iturgoyen, J. Alcalá y M. Anglada* 253

ANALISE DA DELAMINAGEM DE MATERIAIS COMPOSITOS COM DIFERENTES SEQUENCIAS DE EMPILHAMENTO.

*V. Pereira, J. Travassos y M. de Freitas* 260

TENACIDADE A FRACTURA INTERLAMINAR DE MATERIAIS COMPOSITOS AVANCADOS.

*A. B. Morais, C. A. Rebelo, F. Martins Brito, A. Torres Marques y P. Tavares Castro* 267

**TECNICAS NUMERICAS Y ANALITICAS**

ESTIMACION ANALITICA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA

*J. Toribio* 275

MODELADO DE LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL. EFECTO DE LA PROPAGACION ESTABLE DE LA GRIETA SOBRE LA PROBABILIDAD DE FALLO POR CLIVAJE.

*I. Ocaña, A. Martin, J. Gil Sevillano y M. Fuentes* 281

GRIETAS EN EL RECUBRIMIENTO DE UN BIMATERIAL ANISOTROPO.

*C. Blanco, J. M. Bastero y J.M. Martínez Esnaola* 286

COMPORTAMIENTO DE PLACAS MIXTAS CERAMICA/COMPOSITE BAJO CARGAS DE IMPACTO.

*C. Navarro, M. A. Martínez, R. Cortés, J. Rodríguez y V. Sánchez Gálvez* 293

INCORPORACION ANALITICA DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION A MODELOS DE PROPAGACION DE MICROGRIETAS POR FATIGA.

*X. J. Xin, E. R.de los Rios y A. Navarro* 301

**APLICACIONES DE LA MECANICA DE LA FRACTURA**

DETERMINACION DEL CIERRE DE GRIETA EN TITANIO DE PUREZA COMERCIAL Y SUS UNIONES SOLDADAS.

*L. M. Plaza y A. M. Irisarri* 306

DIRECT DIGITAL CONTROL IN MATERIALS TESTING SYSTEMS.

*E. Backer y M. R. Corya* 311

APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA A PROBLEMAS DE INYECCION DE MACIZOS FISURADOS.

*J. Planas y A. M. Fathy* 319

ROTURA EN SERVICIO DE TORNILLOS DE ACERO USADOS EN ELECTROLINEAS FERROVIARIAS.

*E. J. Herrera, L. Soria y J. M. Gallardo* 326

MÉTODOS SIMPLIFICADOS DE ANALISIS DE ESTRUCTURAS AGRIETADAS APLICADOS A UN CASO REAL.

*I. Gorrochategui, F. Gutierrez Solana y J. M. Varona* 332

MODELOS DE PREVISAO DO COMPORTAMENTO A FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE ALUMINIO.

*A. Ribeiro, F. Oliveira y A. A. Fernandes* 341

ALTERACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS POR FORMACION DE PRECIPITADOS EN  $ZrO_2$  PARCIALMENTE ESTABILIZADO CON  $Y_2O_3$ .  
*J. Martínez, M. Jiménez y A. Domínguez* 189

### **TECNICAS EXPERIMENTALES**

EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA DE LA ZAC EN EL ANALISIS DE RESULTADOS DE ENSAYOS CTOD EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS HSLA PARA PLATAFORMAS OFFSHORE.

*R. González, R. Jiménez, F. Molleda y F. C. Suárez* 195

ANALISE DA RESISTENCIA A FADIGA DE JUNTAS DE TOPO A FLEXAO.

*J. A. M. Ferreira y J. D. M. Costa* 203

INFLUENCIA DE LA FORMA DE LA FISURA DE INDENTACION EN LA DETERMINACION DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DE 3Y-TZP.

*J. Alcalá, J. González y M. Anglada* 209

CORRELAÇÕES DE TENACIDADE NA Z.A.C. DE SOLDADURAS NUM ACO TEMPERADO E REVENIDO.

*A. Loureiro y A. Fernandes* 217

ANALISE DA PROPAGACAO DE FENDAS SUPERFICIAIS SEMI-ELIPTICAS EM FLEXAO ROTATIVA.

*M. A. da Fonte, M. de Freitas y D. Francois* 223

LA AUTORRADIOGRAFIA DE TRITIO COMO FORMA DE DETECCION DEL HIDROGENO EN ACEROS.

*J. J. González* 230

FATIGUE BEHAVIOUR OF ADHESIVE BONDED ALUMINIUM ALLOYS CONNECTIONS.

*F. Oliveira, M. Bernardo, M. V. Figueiredo, A. S. Ribeiro, A. T. Marques, P. T. Castro y A. A. Fernandes* 235

EFFECTO DE LA IRRADIACION NEUTRONICA SOBRE LA RESISTENCIA DE PROBETAS ENTALLADAS.

*A. Valiente y J. Lapeña* 239

ALEATORIEDAD DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS ANTE CARGAS IRREGULARES.

*J. Zapatero y J. Domínguez* 247

EVOLUCION DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENO-FERRITICOS ENVEJECIDOS EN EL RANGO INTERMEDIO DE TEMPERATURAS.

*L. Iturgoyen, J. Alcalá y M. Anglada* 253

ANALISE DA DELAMINAGEM DE MATERIAIS COMPOSITOS COM DIFERENTES SEQUENCIAS DE EMPILHAMENTO.

*V. Pereira, J. Travassos y M. de Freitas* 260

TENACIDADE A FRACTURA INTERLAMINAR DE MATERIAIS COMPOSITOS AVANCADOS.

*A. B. Morais, C. A. Rebelo, F. Martins Brito, A. Torres Marques y P. Tavares Castro* 267

**TECNICAS NUMERICAS Y ANALITICAS**

ESTIMACION ANALITICA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA

*J. Toribio* 275

MODELADO DE LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL. EFECTO DE LA PROPAGACION ESTABLE DE LA GRIETA SOBRE LA PROBABILIDAD DE FALLO POR CLIVAJE.

*I. Ocaña, A. Martin, J. Gil Sevillano y M. Fuentes* 281

GRIETAS EN EL RECUBRIMIENTO DE UN BIMATERIAL ANISOTROPO.

*C. Blanco, J. M. Bastero y J.M. Martínez Esnaola* 286

COMPORTAMIENTO DE PLACAS MIXTAS CERAMICA/COMPOSITE BAJO CARGAS DE IMPACTO.

*C. Navarro, M. A. Martínez, R. Cortés, J. Rodríguez y V. Sánchez Gálvez* 293

INCORPORACION ANALITICA DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION A MODELOS DE PROPAGACION DE MICROGRIETAS POR FATIGA.

*X. J. Xin, E. R.de los Rios y A. Navarro* 301

**APLICACIONES DE LA MECANICA DE LA FRACTURA**

DETERMINACION DEL CIERRE DE GRIETA EN TITANIO DE PUREZA COMERCIAL Y SUS UNIONES SOLDADAS.

*L. M. Plaza y A. M. Irisarri* 306

DIRECT DIGITAL CONTROL IN MATERIALS TESTING SYSTEMS.

*E. Backer y M. R. Corya* 311

APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA A PROBLEMAS DE INYECCION DE MACIZOS FISURADOS.

*J. Planas y A. M. Fathy* 319

ROTURA EN SERVICIO DE TORNILLOS DE ACERO USADOS EN ELECTROLINEAS FERROVIARIAS.

*E. J. Herrera, L. Soria y J. M. Gallardo* 326

MÉTODOS SIMPLIFICADOS DE ANALISIS DE ESTRUCTURAS AGRIETADAS APLICADOS A UN CASO REAL.

*I. Gorrochategui, F. Gutierrez Solana y J. M. Varona* 332

MODELOS DE PREVISAO DO COMPORTAMENTO A FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE ALUMINIO.

*A. Ribeiro, F. Oliveira y A. A. Fernandes* 341

ALGUNOS CASOS DE AGRIETAMIENTO Y ROTURA DE MATRICES. <i>E. J. Herrera, J. A. Rodríguez, J. M. Gallardo y L. Soria</i>	349
ROTURAS NAS SERPENTINAS DAS CALDEIRAS. <i>Correia da Cruz, Dias Lopes, E. Barata y M. Neves</i>	356
ANALISE DE ESPECTROS DE CARGA COMPLEXOS USANDO O METODO RAINFLOW E SUA UTILIZACAO NA AVALIACAO DA RESISTENCIA A FADIGA DE UMA ESTRUTURA SOLDADA EM LIGA DE ALUMINIO. <i>C. Reis Gomes, J. A. Vasconcelos y A. A. Fernandes</i>	366
ACTIVIDADES DE NORMALIZACION DESARROLLADAS POR AENOR EN EL CAMPO DE LA MECANICA DE FRACTURA <i>J. M. Pintado, R. Camilleri y A. Valiente</i>	373



**FRACTURE ASSESSMENT METHODS FOR STEEL AND CONCRETE STRUCTURES: CONTRASTS AND SIMILARITIES***Tecl***E. Smith**

Materials Science Centre  
UMIS - Manchester University  
Grosvenor Street, Manchester, M1 7HS, UNITED KINGDOM

**Abstract.** A comparison is made of the approaches that are being used to assess the integrity of steel and concrete structures. The paper attempts to draw general parallels and emphasize contrasts, while at the same time indicating the reasons for the different approaches. An important objective is to project the view that decided advantages are to be gained by workers in the concrete field keeping a close watch on developments in the steels field, and vice-versa, so as to capitalize upon thinking in the other field.

**1. INTRODUCTION**

Steel and concrete structures play a central role in energy production and transportation systems, and it is recognized that a structural failure can have disastrous consequences: human, financial and environmental. This paper is being drafted while the large oil tanker Braer is breaking-up on the rocks of the Shetland Islands in Northern Britain and each day on our televisions we are witnessing the disastrous effect of the oil spillage on the wildlife and the local fishing and agricultural industries. Against this background, a crucially important technical challenge is the necessity to predict the behaviour of a very large cracked structure on the basis of experimental data obtained from tests conducted in the laboratory. The methodology that provides the linkage between structure and specimen behaviours is referred to as Fracture Mechanics- a wide ranging subject which covers many aspects. It has been developed from the pioneering work of Griffith back in the 1920's [1] and it is appropriate to record that this year we are celebrating the centenary of his birth.

The objective of this paper is to compare the approaches that are being used to assess the behaviour of steel and concrete structures. The paper has been prepared from a perspective whereby the author has spent much of his career researching on the behaviour of metallic, primarily steel, structures, working for and collaborating with large engineering organisations: Central Electricity Generating Board UK, AEA Technology UK, Nuclear Installations Inspectorate UK, Electric Power Research Institute USA, Atomic Energy of Canada Limited and Ontario Hydro, Canada. However, during the last few years, the author has

become progressively more interested in the behaviour of engineering materials in a more general sense, especially the behaviour of concrete structures.

**2. THE MECHANISTIC BEHAVIOUR OF CRACKED STEEL AND CONCRETE STRUCTURES**

When a cracked steel structure is loaded under Mode I plane strain conditions such that the relative displacement of the crack faces is perpendicular to the crack, the stresses in the vicinity of the crack tip are relaxed by plastic deformation, with plastic zones are inclined to the crack plane. This process continues until the deformation level in the immediate vicinity of the crack tip becomes sufficient for fracture to initiate and then the crack extends.

With a cracked concrete structure, the stresses in the vicinity of a crack tip are relaxed by microcracking, with a microcracking zone spreading away from the initial crack plane and is essentially lenticular in shape. As with steel, the process continues until the deformation level in the immediate vicinity of the initial crack tip becomes sufficient for there to be a complete loss of cohesion at the initial crack tip. With such a material, unlike steel, the common practice is to regard the leading edge of the microcracking zone as the crack tip. This means that as the crack grows, its faces become bridges by unbroken ligaments of material behind the tip of the growing crack, this process proceeding until there is a loss of cohesion at the initial crack tip position when the crack then grows together

with its microcracking zone (i.e. the front and rear of the microcracking zone both move).

With regard to both a plastically deforming material such as steel, and also a microcracking material such as concrete, a model procedure that has been central to many fracture considerations is that which is based on the assumption that the non-linearity of material behaviour (plastic deformation or microcracking) is confined to an infinitesimally thin zone parallel to the crack plane [2,3,4]. Such a zone is referred to as a cohesive, strip yield or line plastic zone (Figure 1). With concrete the behaviour of the unbroken ligaments in the non-linear zone is averaged in such a way that their behaviour is represented by a decreasing stress ( $p$ ) versus increasing crack face opening ( $v$ ) relationship. In this sense, the material can be regarded as being elastic softening, there being a softening zone, coplanar with the crack and extending behind the crack tip to the initial crack tip position. Quantitative descriptions of fracture in an elastic-softening material, such as concrete, are often based on the assumption that each material has its own unique  $p$ - $v$  softening zone. The softening zone is said to be fully developed when the stress  $p$  falls to zero at the trailing edge of the softening zone, i.e. the initial crack tip position, this situation being attained when the relative displacement  $v$  attains a critical value  $v_c$ . With a plastically deforming material such as steel, the stress within the non-linear zone is usually assumed to retain a constant value  $p_c$ , representative of the material's tensile yield stress; this value is operative until the relative displacement attains a critical value  $v_c$ , which is a measure of the local ductility of the material in the immediate vicinity of the initial crack tip.

In the preceding discussion, with regard to both steel and concrete, it has been assumed that the non-linear zone is fully developed (there is a complete loss of cohesion at the initial crack tip) when the relative displacement  $v$  within the zone attains a critical value  $v_c$ . This criterion can also be described in terms of the J-integral, whose importance in crack tip analyses has been a key feature of fracture theory during the last twenty five years. The J-integral was first discovered by Eshelby [5] during the course of a general investigation of elastic singularities, but its impact on fracture theory has stemmed primarily from Rice's efforts [6]. For the plane strain Mode I opening of a planar crack lying along the  $x_1$  axis (Figure 2), the J-integral is defined as

$$J = \int_{\Gamma} \left[ W dx_1 - n_j p_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_2} ds \right] \quad (1)$$

where  $\Gamma$  is a contour which surrounds the crack tip, the contour starting from the lower crack surface and ending on the upper surface;  $ds$  is an element of contour

length,  $n_j$  is the outward normal to the contour, while  $u_i$  and  $W$  are, respectively, the displacement function and strain energy function. The importance and usefulness of the J-integral arises as a consequence of its path independence. It has the same value irrespective of the choice of contour  $\Gamma$ , and this means that its value can be determined via measurements that are made at distances far removed from the crack tip, which is clearly desirable from an experimental or test procedure perspective. Furthermore, by allowing the contour  $\Gamma$  to degenerate into the boundaries of the non-linear zone in Figure 1, Rice [6] has shown that

$$J = \int_{v=0}^{v_T} p(v) dv \quad (2)$$

where  $p$  and  $v$  are respectively the stress and displacement within the zone and  $v_T$  is the value of  $v$  at the trailing edge of the zone. Consequently if the non-linear zone is fully developed, and there is a loss of cohesion at the initial crack tip, when the relative displacement  $v_T$  attains a critical value  $v_c$ , this state is attained when

$$J = J_c = \int_{v=c}^{v_T} p(v) dv \quad (3)$$

i.e. when the J integral attains a critical value  $J_c$ . With a plastically deforming material like steel, crack extension (with the crack tip defined as the trailing edge of the non-linear zone) proceeds when this state is attained; it is this equivalence between a critical value  $J_c$  of the J integral and a critical value  $v_c$  of the crack tip opening displacement which has been responsible for the world-wide use of the J-integral as a crack extension characterising parameter for steels. The question of whether the crack extension is stable or unstable is addressed in Section 5. With an elastic-softening material such as concrete, and for a load-control situation, although the maximum load is attained when the non-linear zone is fully developed if the fully developed non-linear zone size is very small in comparison with a structure's characteristic dimension, such as crack size or remaining ligament size, this is generally not the case, since the maximum load can be attained prior to the zone being fully developed. Consequently, in general, with an elastic-softening material, on the basis of non-linear zone considerations, the attainment of maximum load is not associated with a critical J value. This is a major reason why the J-integral has not been used to the same extent in concrete fracture considerations, as it has been used in integrity considerations involving steel structures.

**3. THE TRANSITION FROM LIMIT LOAD TO SMALL ZONE FAILURE CONDITIONS**

A particularly convenient vehicle for quantifying geometrical effects in the fracture of materials is the idealised model analysed by Bilby, Cottrell and Swinden [4] (see also Dugdale [3]) in the early 1960's. Figure 3 shows the model of a two-dimensional crack of length  $2c$  in an infinite solid which is subjected to the applied tensile stress  $\sigma$  such that the solid deforms in accord with Mode I plane strain conditions. There are partially developed non-linear zones at each crack tip, and it is assumed that the tensile stress within these zones has a constant value  $p_c$ . Standard results [3,4] for this model give the non-linear zone size  $R$  and the relative displacement  $v_T$  at a crack tip, i.e. the crack tip opening displacement (CTOD), as

$$R = \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2p_c}\right) - 1 \tag{4}$$

$$v_T = \frac{8cp_c}{\pi E_0} \ln \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2p_c}\right) \tag{5}$$

where  $E_0 = E/(1-\nu^2)$ ,  $E$  being Young's modulus and  $\nu$  being Poisson's ratio. Consequently, if a zone is fully developed when  $v_T$  attains a critical value  $v_c$ , it follows relations (4) and (5) that the values of  $R$  and  $\sigma$  associated with the attainment of fully developed zones are given respectively by the relations

$$R = \exp\left(\frac{\pi E_0 v_c}{8p_c}\right) - 1 \tag{6}$$

$$\sigma = \frac{2p_c}{\pi} \sec^{-1} \exp\left(\frac{\pi E_0 v_c}{8p_c}\right) \tag{7}$$

In the limiting case (large crack size) where the fully developed zone size is small in comparison with the crack size, these relations simplify to

$$R_\infty = \frac{\pi E_0 v_c}{8p_c} \tag{8}$$

$$K_\infty = \sigma\sqrt{\pi c} = \sqrt{E_0 p_c v_c} \tag{9}$$

where  $K_\infty$  is the value of the linear elastic fracture mechanics (LEFM) stress intensity factor obtained by inputting the stress  $\sigma$  associated with the zone's full development, assuming that the solid is completely elastic. Expressions (8) and (9) are, of course, appropriate to a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid, a situation that is often referred to as the "small-zone" situation. Relations (7) and (9) allow the critical stress  $\sigma$  value to be expressed in terms of the crack size, and the behaviour pattern is shown

schematically in Figure 4 which shows, as the crack size increases, how we progress from essentially limit load conditions through a transition regime to a LEFM controlled small-zone situation.

The small-zone expressions (8) and (9) are relevant to the case where there is a constant stress  $p_c$  within the non-linear zone. When the stress  $p$  within the zone is a general function  $p(v)$  of the relative displacement  $v$  within the zone, relation (9) for  $K_\infty$  is replaced by the relation

$$K_\infty = \sqrt{E_0 \int_0^{v_c} p(v)dv} \tag{10}$$

as is easily shown by use of Rice's J-integral methodology [6], and in this small-zone case  $K_\infty = \sqrt{E_0} J_c$  (see relation (3); it is immediately seen that  $K_\infty$  is markedly dependent on the details of the  $p$ - $v$  law. Unfortunately, for a general  $p$ - $v$  law, it is not possible to have a relation for  $R_\infty$  that is as simple as relation (8). However, a detailed analysis [7], which has been substantiated by some more recent unpublished work by the author, has shown that for a general  $p$ - $v$  law, though  $R_\infty$  is very dependent on the maximum stress  $p_c$  and the maximum displacement  $v_c$ , it is nevertheless not overly dependent on the details of the  $p$ - $v$  law, except when the softening is particularly pronounced (i.e. when the area under the  $p$ - $v$  curve is  $\ll p_c v_c$ ); relation (8) provides an approximate working estimate for  $R_\infty$ ).

The parameters  $p_c$ ,  $K_\infty$  and  $R_\infty$  are all important with regard to the behaviour of structures and the design and selection of materials that are to be used in situations where structural integrity considerations are important.  $p_c$  is essentially the limit load stress and is the maximum (net-section) stress that a solid can sustain. The parameter  $K_\infty$  is important in that it provides an indication of the fracture toughness of a material, i.e. the fracture resistance associated with a large structure for a small-zone situation.  $R_\infty$  is important in that it is a measure of the critical dimensions of a solid, e.g. initial crack size  $c_0$  and initial ligament width  $\ell_0$ , below which geometrical effects are expected to become important and the behaviour pattern appropriate to the small zone situation cannot then be used to describe the solid's behaviour. At the same time  $R_\infty$  provides a rough estimate of the solid dimensions below which failure conforms to limit load conditions, i.e. a limiting stress ( $p_c$ ) criterion. Thus if  $D$  is a structure's characteristic dimension, e.g. initial crack size or initial ligament width, we have

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{SMALL } R_\infty/D \rightarrow \text{LEFM CONDITIONS} \\ \text{LARGE } R_\infty/D \rightarrow \text{LIMIT LOAD CONDITIONS} \end{array} \right. \tag{11}$$

To put this discussion in perspective, as regards concrete, typical values of the material parameters are  $E_0 = 4 \times 10^4$  MPa,  $p_c \sim 4$  MPa and  $v_c \sim 5 \times 10^{-3}$  cm whereupon relation (8) gives  $R_\infty \sim 20$  cm. As regards steel, with a ferritic steel in the upper shelf regime of material behaviour, typical values of the material parameters are  $E_0 \sim 200 \times 10^3$  MPa,  $p_c \sim 350$  MPa and  $v_c = 10^{-1}$  cm, whereupon relation (8) gives  $R_\infty \sim 25$  cm. Thus steel and concrete both have similarly large  $R_\infty$  values albeit for different reasons; in the case of steel the large  $R_\infty$  value is due mainly to the large  $v_c$  value which is a reflection of the material's high local ductility in the vicinity of a crack tip, whereas with concrete it is due to the low  $p_c$  value which is a reflection of the low average stress within the non-linear microcracking zone. With  $R_\infty$  being of the order of tens of cm., geometrical effects are important even with large laboratory specimens, and it is materials of this type, e.g. steel and concrete, which provide the greatest challenge in using fracture data from laboratory specimens to predict the behaviour of engineering structures. At the other extreme, with glass for which typical values of the material parameters are  $E_0 \sim 7 \times 10^4$  MPa,  $p_c \sim 7 \times 10^3$  MPa ( $\sim E_0/10$ ) and  $v_c \sim 2 \times 10^{-9}$  cm ( $\sim$  a small fraction of the atomic spacing), relation (8) gives  $R_\infty \sim 10^{-8}$  cm ( $\sim$  atomic spacing) which means that LEFM conditions are operative even with small laboratory specimens. It should not pass unnoticed that Griffith [1] in his pioneering investigation, which provides the basis of fracture mechanics, performed his experiments with glass specimens.

With regard to structural applications, the ideal situation is to have high values of  $p_c$  (the limit load stress),  $K_\infty$  (LEFM toughness) and  $R_\infty$  (a measure of the material's defect tolerance - the size of defect above which a structure fails at a stress significantly below the limit load stress). Inspection of relations (8) and (9) show that a high  $v_c$  value increases both  $K_\infty$  and  $R_\infty$ . However a high  $p_c$  value, though increasing  $K_\infty$ , leads to a decrease in  $R_\infty$ . Thus it is impossible in practice to have high  $p_c$ ,  $K_\infty$  and  $R_\infty$  values at the same time; consequently engineering design and materials selection depends on compromise, the way in which the compromise is made depending on the particular structural application.

Before concluding this section it is worth recording that the parameter  $R_\infty/D \sim E_0 v_c/p_c D$  (see relation (8)), where  $D$  is a structure's characteristic dimension, is a non-dimensional index of a solid's brittleness. Such an index, or variants of it, are often used by workers in the concrete field, to quantify when limit load conditions are applicable. A somewhat analogous state of affairs exists with steel particularly with regard to the behaviour of cracked stainless steel piping as used in

Boiling Water Reactor (BWR) coolant systems. Figure 5 shows a through-wall circumferential crack, with crack angle  $2\theta$ , at a girth weld in a circular cylindrical pipe of radius  $R$  and thickness  $t$ . With bending being the primary mode of deformation, and assuming a stress  $p_c$  above the neutral axis and a stress  $-p_c$  below the neutral axis, the limit moment  $M_p$  is given by the expression

$$M_p = 4p_c R^2 t \left[ \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \frac{1}{2} \sin\theta \right] \quad (12)$$

Research at Battelle Columbus USA [8] has shown that the applied bending moment  $M_{APP}$  required for crack extension is given schematically by the curve shown in Figure 6, experimental results from pipes of various diameters and with cracks of different sizes being scattered about the curve. Figure 6 shows that failure at limit load conditions occurs provided that

$$\frac{E_0 J_c}{2\pi p_c^2} / \frac{(\pi-\theta)R}{2} \geq 1 \quad (13)$$

where  $J_c$  is the fracture initiation resistance of the material expressed in terms of the J integral; this inequality is known as the "Battelle Screening Criterion" [8]. The physical meaning of this criterion is that the limit load approach can be used provided that plasticity is able to spread across the remaining ligament prior to crack extension. The left-hand side of inequality (13) is analogous to the parameter  $R_\infty/D \sim E_0 v_c/p_c D$  with  $J_c = p_c v_c$  (see relation (3) for a constant stress  $p = p_c$ ) and with  $D = (\pi-\theta)R/2$  being the characteristic distance parameter for the structure and is the distance between a crack tip and the neutral axis. There is thus a definite similarity in the way in which the failure of concrete and steel structures is being viewed as regards failure under limit load conditions.

#### 4. QUANTIFYING THE BEHAVIOUR WITHIN THE TRANSITION REGIME: SIZE EFFECT RELATIONS

As regards the behaviour of steel, it is often necessary to assess the integrity of a structure in a situation where the plastic zone size at the onset of crack extension is not necessarily very small in relation to the structure's characteristic dimension but at the same time is not large enough for limit load conditions to be operative. In other words the concern is with the transition regime between the small-zone and limit load situations. A good example is the ferritic steel pressure vessel of a light water nuclear reactor. In the United States it is a requirement of the US Nuclear Regulatory Commission that if the Charpy Upper Shelf Energy of the vessel material falls below 50 ft. lbs. during a reactor's lifetime, then a comprehensive fracture mechanics analysis

of the vessel must be performed so as to guarantee the integrity of the reactor with regard to the presence of a possible flaw in the vessel wall.

The simplest way of approaching this class of problem is that formulated by Irwin [9] in the late 1950's, and is based on the concept of an elastically equivalent elastic crack or effective elastic crack; the approach is valid for the case where the ratio of the non-linear zone to a solid's characteristic dimension is small, though not infinitesimally small. In other words the approach goes one step beyond the small-zone procedure outlined in the preceding section. With this approach the magnitude of the J-integral for a plastically relaxed crack is given by the expression

$$J = J(c_{EFF}) \tag{14}$$

where the modified crack length  $c_{EFF}$  is related to the actual crack length  $c$  by Irwin's relation [9]

$$c_{EFF} = c + R_e \tag{15}$$

$R_e$  is referred to as the elastically equivalent plastic zone size and is the distance between the actual crack tip and the elastically equivalent crack tip; it is a fraction of the actual plastic zone size  $R_\infty$  associated with a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid (see previous section) when this is expressed in terms of  $K$ . Thus (see relations (8) and (9) by elimination of  $v_c$ )  $R_\infty$  is related to  $K_\infty$ , the value of the LEFM stress intensity factor assuming the solid is completely elastic, by the relation  $R_\infty = \pi K_\infty^2 / 8 p_c^2$ , and it is known for the case where there is a constant stress  $p_c$  within the zone (see for example Edmunds and Willis<sup>(10)</sup>) that  $R_e = R_\infty / 3$ . Consequently with  $K_\infty$  replaced by  $K$ , the elastic stress intensity factor due to the applied loading as referred to the initial crack tip, and noting that  $J = K^2 / E_0$ , the value of the J integral for the plastically relaxed crack is given by relations (14) and (15) after expansion of relation (14) to the first two terms:

$$J = \frac{H^2 p^2}{E_0} + \frac{\pi P^4}{12 E_0 p_c^2} H^3 \frac{dH}{dc} \tag{16}$$

if  $K$  is related to the applied loading  $P$  via the relation  $K = HP$ ,  $H$  being a function of the solid's geometrical parameters including particularly the crack size  $c$ . Thus assuming for steel, that crack extension proceeds when the J integral attains a critical value  $J_c$ , relation (16) gives the applied load  $P$  required to extend the crack. This is the essential thrust of the elastically equivalent elastic crack procedure as it is used to quantify the behaviour of a cracked steel structure for contained yield conditions.

The preceding discussions has been with regard to the situation where the plastic zone size at the onset of crack extension is small compared with the

characteristic dimension of a structure. Proceeding beyond this situation, but still focussing attention on the behaviour of steel within the transition regime, there are several procedures which allow one to determine the applied loading required for crack extension, a particularly attractive and relatively simple procedure being the so-called R6 procedure developed by the Central Electricity Generating Board [11] within the United Kingdom. This procedure stems from the Bilby-Cottrell-Swinden analysis [4] of the model of a plastically relaxed crack described in Section (3). With  $K = \sigma \sqrt{\pi c}$  being the stress intensity due to the applied loadings and  $K_c = \sqrt{E_0 p_c v_c}$  being the fracture toughness of the material, relation (7) can be written in the form

$$\frac{J}{J_c} = \frac{K^2}{K_c^2} = \frac{\left(\frac{\pi \sigma}{2 p_c}\right)^2}{\ln \sec^2 \left(\frac{\pi \sigma}{2 p_c}\right)} \tag{17}$$

a relationship which is shown schematically in Figure 7. With the R6 formulation,  $\sigma/p_c$  is replaced by the ratio of the applied load  $p$  to the limit load  $P_L$  and relation (17) is generalized to give a functional relation of the form

$$\frac{K}{K_c} = \sqrt{\frac{J}{J_c}} = f\left(\frac{P}{P_L}\right) \tag{18}$$

The particular choice of function  $f$  is given detailed consideration in the R6 documentation [11], but the essential thrust of the R6 procedure is that with a prescribed function  $f$  (one such relation is of course shown in Figure 7), and with a knowledge of the material's fracture toughness  $K_c$  ( $J_c$ ) and yield stress, one can determine the failure load, i.e. the load required for crack extension. The procedure has received extensive validation [11] and is now being used extensively in various countries, particularly with regards to the assessment of the integrity of nuclear reactor pressure vessels; it has formed the basis for the assessment of the vessel for the Sizewell B PWR which is currently being constructed in the United Kingdom.

As regards concrete, the same elastically equivalent elastic crack procedure has been used to describe the situation where the ratio of the non-linear microcracking zone is small compared with a solid's characteristic dimension, but is not infinitesimally small [12]. Returning to the special case where the stress within the non-linear zone is constant with a value  $p_c$ , we see from relation (16) that the zone is fully developed, i.e. the relative displacement  $v_T$  at the initial crack tip is equal to  $v_c$ , when

$$\frac{K^2}{E_0} \left[ 1 + R_e \cdot \frac{2H'}{H} \right] = J_c \tag{19}$$

with  $K^2 = H^2 p^2$  and  $H' = dH/dc$ , recognizing that  $R_e = R_\infty/3$  for the constant stress situation. Planas and Elices have shown [12] that this relation carries over to the case of an elastic softening material like concrete even though stress within the non-linear zone is no longer constant. In this case  $J_c$  is given by the general relation (3) and  $R_e$  is the elastically equivalent fully developed softening zone size associated with a semi-infinite crack in a remotely loaded infinite solid;  $R_e$  depends on the softening law characteristics [12]. It is important to recognize that the arguments used [12] to develop relation (19) for an elastic softening material apply only to the case where  $R_e/D$  ( $D$  being a solid's characteristic dimension) is small. Relation (19) allows one to calculate the maximum load that a structure can sustain, and the relation can be used as an extrapolation methodology for large structures.

If  $K$  is expressed in the form

$$K = \sigma_N \sqrt{D} S(s/D) = PH(c) \quad (20)$$

where  $\sigma_N$  is a nominal stress defined as  $P/BD$  with  $B$  being the thickness, relation (19) which has been derived strictly for the case where  $R_e/D$  is small, can be rewritten in the form

$$\frac{E_0 J_c}{K^2} = 1 + \frac{2S_0'}{S_0} \cdot \frac{R_e}{D} \quad (21)$$

$S(c/D)$  is a geometrical shape factor, with  $S_0$  being the value of the shape factor for  $c = c_0$  and  $S_0' = dS/dc$  for  $c = c_0$ ;  $K$  in relation (19) is the stress intensity defined with regard to the initial crack tip, and is specified by relation (20) but with  $c = c_0$ . It has been argued, notably by Bazant and co-workers [13], that relation (19), although its derivation is based on the assumption that  $R_e/D$  is small, provides an approximate representation of the true state of affairs for all  $R_e/D$ . It is used as a basis for correlating the failure loads of concrete structures having different dimensions. In a sense relation (21) is a failure estimation scheme, similar in concept to the R6 procedure used for steels, but the precise formulation is different.

## 5. INSTABILITY OF CRACK GROWTH

The paper has so far been concerned with the criterion for the onset of crack extension in the case of steel, i.e. when there is a complete loss of cohesion at the initial crack tip, and with the criterion for the attainment of maximum load for a load control situation in the case of concrete; no consideration has been given to a general criterion for instability of crack growth. In the case of steel, again primarily motivated by the

technological problems of the nuclear industry, a commonly used approach throughout the world stems from a procedure developed by Paris and co-workers [14], and is based on the assumption that crack growth as well as the onset of crack extension can be characterized by the J-integral. Thus for a given loading, say a fixed displacement, the magnitude of the J integral for the structure being assessed is determined as a function of crack length  $c$ , using for example the simple model where there is a line plastic zone ahead of a crack tip, i.e. with the sort of model described in Section 2. The rate of change of J, i.e.  $(dJ/dc)_{APP}$ , with respect to crack length, for the fixed displacement, is then compared with the slope i.e.  $(dJ/dc)_{MAT}$ , of the material's crack growth resistance curve, as determined in a laboratory experiment. Crack growth at the onset of crack extension, i.e. when  $J = J_c$ , is then argued to be unstable when  $(dJ/dc)_{APP}$  is greater than  $(dJ/dc)_{MAT}$ ; otherwise crack extension is considered to be stable. This procedure is seemingly very simple, but there is a major difficulty in that it has now become apparent that the material's crack growth resistance curve is geometry dependent; there is therefore the difficulty of selecting which input material curve to use in the instability analysis. It would appear that the most satisfactory way to proceed, and this is the procedure usually adopted in practice, is to use the crack growth resistance curve as determined from a deeply cracked thick bend specimen; it is generally reckoned that this specimen provides a lower bound crack growth resistance curve and will be lower than any J crack growth resistance behaviour that is likely to be encountered in a structural configuration.

The situation is even more complicated as regards the instability of crack growth in concrete. This is because of the elastic softening characteristics of the material; except with very large structures, instability with a load control situation can occur prior to the full development of the non-linear zone, which of course precludes the use of the J integral to characterise the onset of crack extension. There would appear to be no general methodology and each situation has to be considered separately; Carpinteri [15] has given detailed consideration to the three-point bend specimen configuration. Interestingly he has demonstrated the existence of a cusp catastrophe type of crack growth instability, where both load and displacement decrease during crack extension (see figure 8), for particular ranges of a configuration's geometrical parameters. There is a similarity here with the behaviour of a very ductile material, such as austenitic stainless steel, where a similar phenomenon can occur when there is extensive plastic deformation (i.e. limit load conditions), provided that the structure is sufficiently flexible. This situation has been examined extensively for the case of circumferentially cracked stainless steel piping, in the context of the integrity of nuclear reactor piping systems.

## 6. DISCUSSION

In the preceding sections the author has attempted to compare the approaches that are currently being used to assess the integrity of cracked steel and concrete structures, and has attempted to draw general parallels and emphasize contrasts, while at the same time indicating the reasons for the different approaches. The unifying concept that allows comparisons to be made is that with steel, the relaxation of stress at a crack tip occurs in a zone ahead of the initial crack tip by plastic deformation. With concrete we again have a relaxation of stress but in this case it proceeds by the formation of a microcracking zone ahead of the initial crack tip, and this microcracking zone is analogous to the plastic zone in steel. As indicated in the paper, extensive use has been made, by workers in both fields, of a material behaviour description whereby the non-linearity of material behaviour (plasticity or microcracking) in the vicinity of the initial crack tip is represented by an infinitesimally thin zone of material ahead of the initial crack tip. Within this non-linear zone there is a tensile stress  $p$  which is related to the relative displacement  $v$ ; in the case of concrete, the relation between  $p$  and  $v$  is the material's softening law; in the case of steel, it is generally assumed that  $p$  retains a constant value  $p_c$  until the relative displacement  $v$  attains a critical value  $v_c$ . From this basis of a specific  $p$ - $v$  law, constant  $p$  in the case of steel and a decreasing  $p$ -increasing  $v$  relation in the case of concrete, the paper has described how crack extension is being considered for both classes of material. Not surprisingly, in view of this unification, there are definite similarities in the way crack extension is being considered in the two types of material. For example it is clearly recognized in both cases that there is a transition between limit load conditions and small-zone LEFM conditions as the structural dimensions increase. However there is one obvious difference, and that is with regard to the way in which the  $J$ -integral has been used. There has been extensive use of  $J$  as a crack extension parameter in the case of steel, but not so with concrete, primarily because, in general, instability of crack growth associated with maximum load can occur prior to the full development of the non-linear softening zone, and then failure is not associated with a unique  $J$  value.

It should be pointed out, however, that even in the case of steel and even with plane strain deformation conditions in the vicinity of a crack tip, it is now becoming increasingly recognized that the value of  $J$  at the onset of crack extension need not necessarily be unique. Thus an appreciable amount of research effort is currently being devoted to the effect of crack tip tensile stresses which act in a direction within the crack plane but perpendicular to the crack front (the so-called  $T$  stresses); such stresses can seemingly influence the magnitude of  $J$  associated with the onset of crack extension [16,17]. An important motivation for this research is the desirability to underpin the experimental

finding [18] that the  $J$  value associated with the extension of a shallow crack in the surface of a thick steel plate is greater than that associated with deeper cracks from which experimental  $J$  values are usually obtained. It is recognized that in pressurized thermal shock (PTS) accident scenarios with PWR vessels, shallow cracks seemingly play a dominant role in influencing the probability of vessel failure, and there are definite advantages to be gained from taking credit for the enhanced toughness associated with a shallow crack.

A not entirely dissimilar state of affairs exists with concrete, for it is recognized [19] that with the non-linear zone model where a material's softening behaviour in the zone is characterised by a  $p$ - $v$  softening law, the  $p$ - $v$  law may not be entirely unique but will depend on the normal stresses (i.e.  $T$  stresses) parallel to the crack plane, as well as other factors. Such a dependency would go some way to explain why the work to fracture, based on a measurement of the load-deflection curve of a fracture specimen is not truly independent of specimen size or shape as it should be with a unique  $p$ - $v$  softening law.

Before concluding this paper, the author wishes to make the point that there are definite advantages to be gained by workers in the concrete field keeping a close watch on developments in the steels field, and vice-versa, so as to capitalize upon thinking in the other field. This transfer of thinking is obviously most likely to proceed in the steels  $\rightarrow$  concrete direction in view of the longer tradition for the use of fracture mechanics in the steels field, motivated to a large extent during the last twenty five years by the demands of the nuclear industry, and earlier by the welded ship problem during World War II; this has resulted in appreciable funding for research on the fracture of steels, in comparison with the fracture of concrete. In view of space and also time limits in preparation, the present paper has focussed on a limited number of structural integrity issues and has attempted to draw parallels and make comparisons between developments in the steels and concrete fields. It is worth mentioning that there are other issues which are worthy of consideration as regards the transfer of technological thinking, immediate issues that come to mind are (a) The role of residual stresses induced by for example the welding of steel structures and their analogy with shrinkage stresses in concrete, (b) The role of fatigue - the well known Paris Law [20] has been used extensively for steel and is now being considered for use with concrete, (c) Long term material degradation, due to for example precipitation and irradiation phenomena in steel, (d) Environmentally assisted crack extension.

## 7. ACKNOWLEDGMENTS

The author's work in the concrete field is supported by AEA Technology, United Kingdom, and this paper is

published with their permission. Particular thanks are also given to Professor Manuel Elices for inviting the author to present this paper at the Conference, and for facilitating financial support to allow his attendance.

## 8. REFERENCES

- [1] A.A. Griffith, *Phil. Trans. Roy. Soc.*, 221 (1920) 163.
- [2] G.I. Barenblatt, *Jnl. of App. Maths and Mechs.*, 23 (1959) 622.
- [3] D.S Dugdale, *Jnl. Mech. Phys. Solids*, 8 (1960) 100.
- [4] B.A. Bilby, A.H. Cottrell and K.H. Swinden, *Proc. Roy. Soc. a272* (1963) 304.
- [5] J.D. Eshelby, *Phil. Trans. Roy. Soc.*, 244 (1951) 87.
- [6] J.R. Rice, *Fracture, Volume 2*, Ed. H. Liebowitz, Academic Press, London, (1968) P. 191.
- [7] E. Smith, *Int. Jnl. Eng. Science*, 27 (1989) 301.
- [8] G.M. Wilkowski, *Nuc. Eng. and Design*, 98 (1987) 195.
- [9] G.R. Irwin, *Ninth Int. Congress App. Mechs. VIII*, Paper 101 (II), University of Brussels, (1957) P. 245.
- [10] T.M. Edmunds and J.R. Willis, *Jnl. Mech. Phys. Solids*, 25 (1977) 423.
- [11] I. Milne, R.A. Ainsworth, A.R. Dowling and A.T. Stewart, *Int. Jnl. Pres. Ves. and Piping*, 32 (1988) 3.
- [12] J. Planas and M. Elices, *Int. Jnl. of Fracture*, 51 (1991) 139.
- [13] Z.P. Bazant and M.T. Kazemi, *Int. Jnl. of Fracture*, 44 (1990) 111.
- [14] P.C. Paris, H. Tada, A. Zahoor and H.A. Ernst, *ASTM STP 668* (1979) P. 5.
- X [15] A. Carpinteri, *Jnl. Mech. Phys. Solids*, 37 (1989) 567.
- [16] C.F. Shih and N.P. O'Dowd, *International Conference on Shallow Crack Fracture Mechanics Tests and Applications*, Cambridge, UK, September (1992).
- [17] C. Betegon and J.W. Hancock, *Jnl. of App. Mechs.*, 58 (1991) 104.
- [18] W.E. Pennel, *Proceedings of ASME Pressure-Vessels and Piping Conference, San Diego, USA, Pressure Vessel Integrity, PVP-Vol 213*, (1991) 15.
- [19] Z.P. Bazant and M.T. Kazemi, *Ing. Jnl. of Fracture*, 51 (1991) 121.
- [20] P.C. Paris, *Fatigue. An Interdisciplinary Approach*, Sagamore, New York, (1964) P. 107.



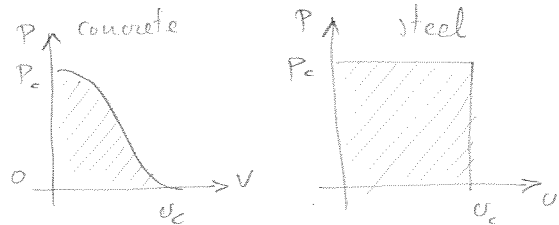
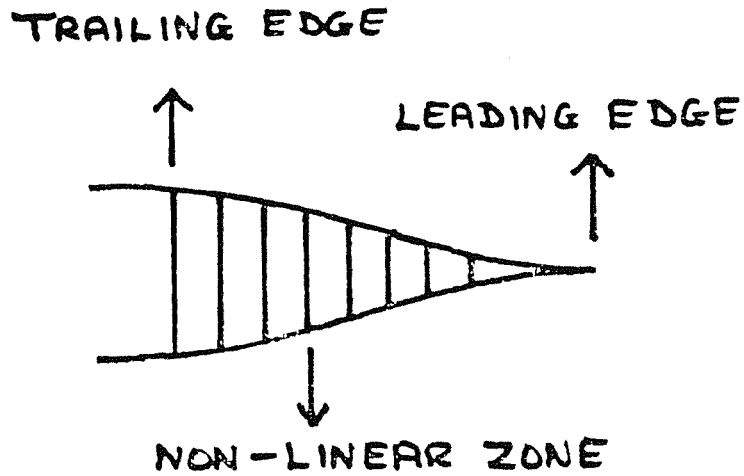


FIGURE 1

A non-linear (cohesive, strip yield or line plastic) zone associated with a crack. The stress within the zone is  $p$  and the relative displacement is  $v$ , with  $p = p_c$  at the leading edge of the zone;  $v = v_c$  at the trailing edge when the zone is fully developed and then  $p = 0$ .

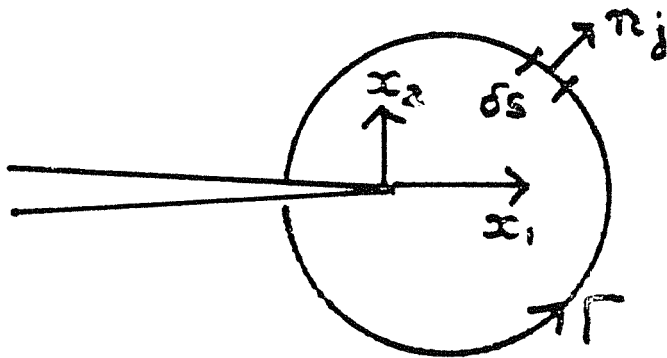
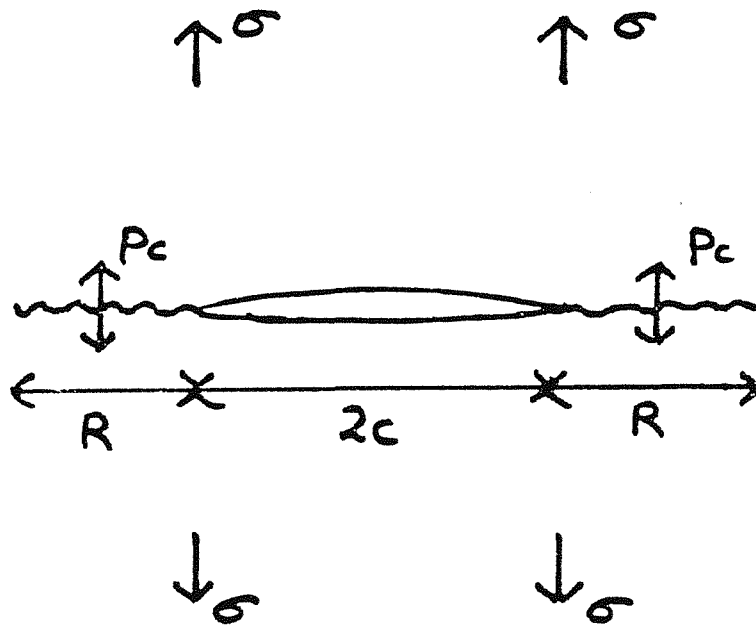
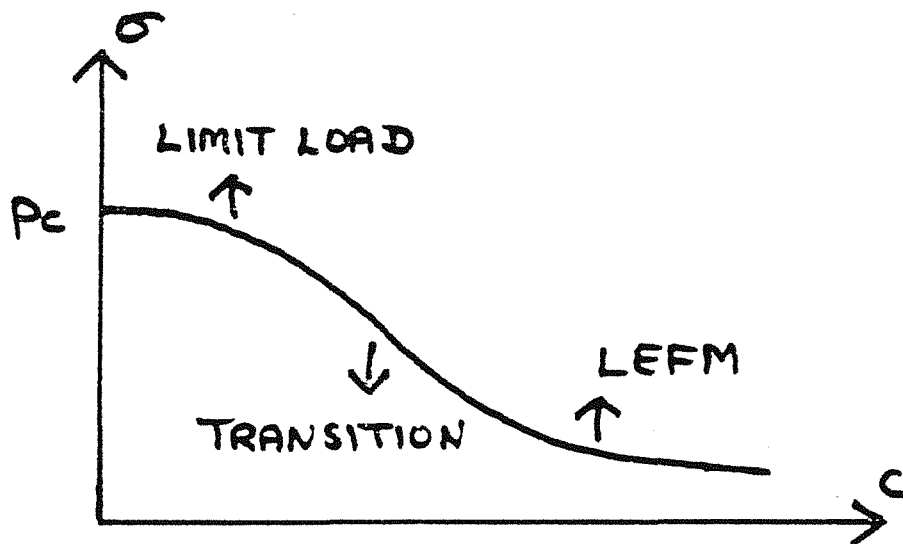


FIGURE 2

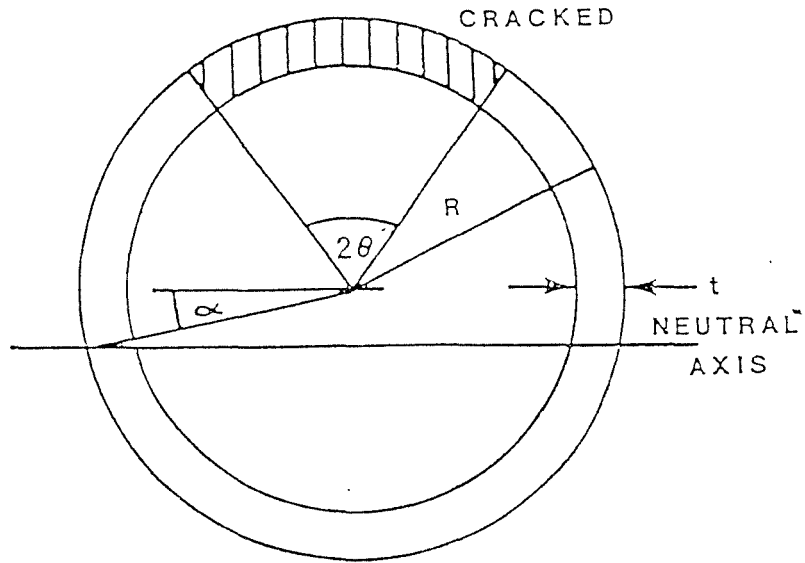
A contour  $\Gamma$  round the tip of a crack; the J-integral is defined with respect to the contour  $\Gamma$  via relation (1).

**FIGURE 3**

The model of a two-dimensional crack of length  $2c$  in an infinite solid subjected to an applied tensile stress  $\sigma$  normal to the crack plane; at each crack tip there are non-linear zones of length  $R$  within which the tensile stress is  $p_c$ .

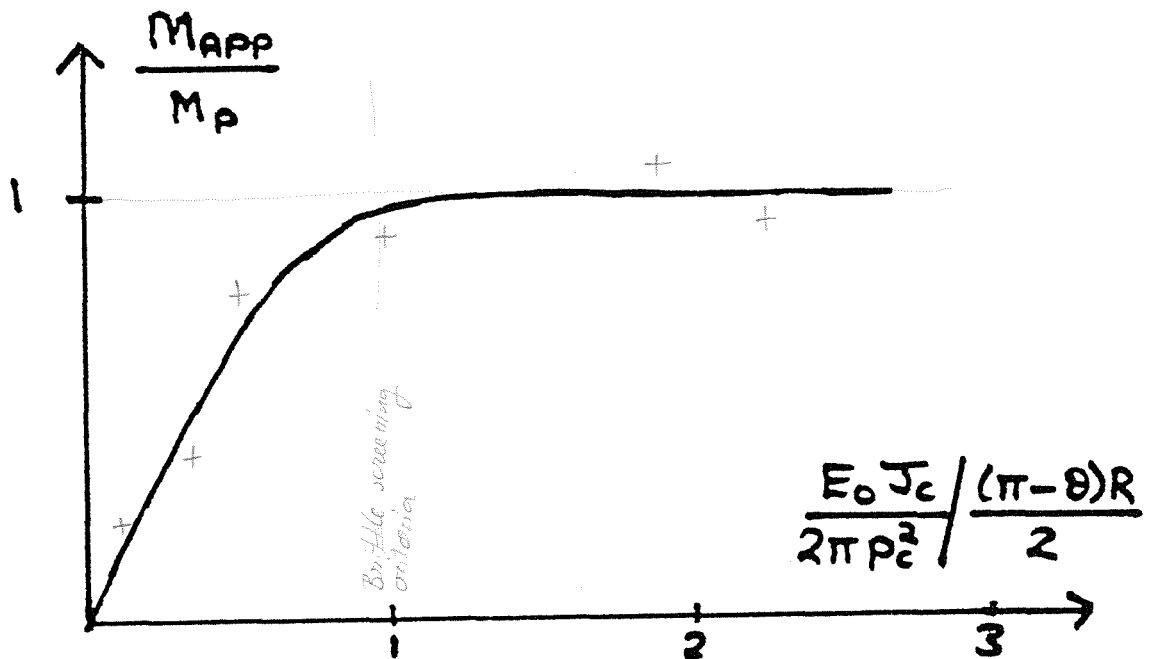
**FIGURE 4**

The transition from limit load to LEFM conditions as the crack size increases with the model in Figure 3.



**FIGURE 5**

A through-wall circumferential crack (contained angle  $2\theta$ ) at a girth weld in a circular cylindrical pipe of radius  $R$  and thickness  $t$ .



**FIGURE 6**

The experimental (schematic) variation of the applied bending moment  $M_{APP}$  required for crack extension.  $J_c$  is the fracture initiation resistance of the material while  $M_p$  is the limit moment as given by relation (12).

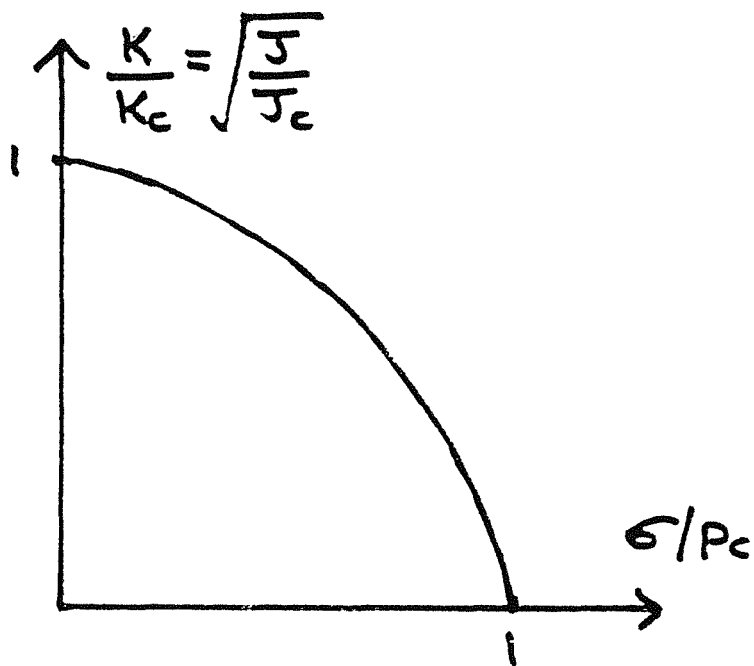


FIGURE 7

The crack extension condition for the model of a plastically relaxed crack (Figure 3) expressed in the R6 format.

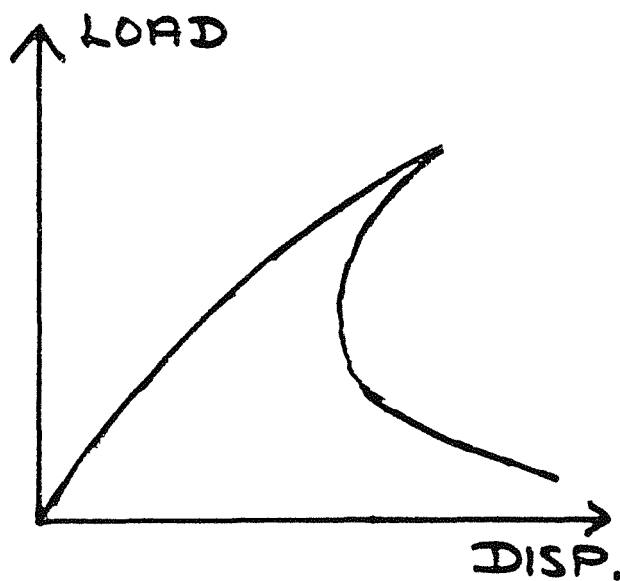


FIGURE 8

A cusp catastrophe type of displacement control crack growth instability<sup>(15)</sup>.

## R-CURVE BEHAVIOR OF OXIDE CERAMICS

R.W. Steinbrech

Forschungszentrum Jülich, Institut für Reaktorwerkstoffe,  
Postfach 19 13, W-5170 Jülich, Germany

**Abstract.** Brittle ceramics react in a more tolerant way to the presence of defects if toughness rises with crack extension. Macroscopic and micro-mechanical aspects of this R-curve behavior are presented for two oxide ceramics ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , MgO partially stabilized  $\text{ZrO}_2$ ) and are discussed in terms of crack tip shielding mechanisms.

## 1. INTRODUCTION

In the last twenty years, ceramic materials have won increasing importance and significance for structural applications despite their inherent brittleness [1, 2]. Progress has been prompted both by the range of applications suitable for ceramics and by the development of improved materials [3-5]. In respect to materials improvements, great efforts have been and continue to be made to enhance mechanical properties through detailed microstructural design. Two alternative concepts for microstructural design which relate directly to the unstable behavior of ceramic materials containing flaws, and hence determine strength and toughness, dominate the developments.

Strength improvements can in the sense of the Griffith instability criterion, be achieved through a reduction in microstructural scale, provided that the critical flaw size responsible for failure, correlates with the grain size. Current efforts to develop high strength fine grain ceramics provide an impressive confirmation of this fracture mechanics concept [6].

However, the strength improvements that are won through attention to microstructural refinement are in themselves unable to reduce the extraordinary flaw sensitivity and the associated susceptibility to brittle fracture which is shown by ceramic materials. Local stress concentrations can again be responsible for catastrophic failure of the material.

An alternative concept for ceramics development has involved the search for materials which do not fail directly as a consequence of instabilities caused by

existing defects but which rather show a relatively stable growth of initial flaws on loading. In contrast to the materials which have reduced flaw sizes but which nonetheless remain flaw sensitive, ceramics are now sought which can react in a tolerant way to the presence of defects. Crack tolerant behavior becomes possible if the toughness is increased with increasing crack length (R-curve behavior). Such an effect requires microstructural toughening mechanisms which involve increasing degrees of energy dissipation as a crack grows.

The present paper addresses toughening aspects of two oxide ceramics. The R-curve behavior of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and MgO partially stabilized  $\text{ZrO}_2$ , both used for manifold structural applications, are reviewed. Results of controlled, stable crack propagation studies are presented for long cracks and surface flaws, which elucidate the macroscopic R-curve behavior and the underlying microscopic mechanisms.

## 2. TESTING METHODOLOGY

Ceramic materials often fail in a catastrophic manner after a range of elastic behavior so that description of this brittle behavior can be treated with the help of linear elastic fracture mechanics. The crack instability criterion as proposed by Griffith

$$\sigma_B = \frac{1}{Y} \frac{K_{IC}}{\sqrt{a_c}} \quad (1)$$

combines strength,  $\sigma_B$ , and toughness,  $K_{IC}$ , with the critical crack length,  $a_c$ . Here  $Y$  is a parameter which depends on the crack and specimen geometries.

In case of R-curve behavior stable crack growth occurs prior to instability [7] and equation (1) thus becomes

$$\sigma_B = \frac{1}{Y} \frac{K_R(a)}{\sqrt{a_0 + \Delta a}} \quad (2)$$

with  $a = a_0 + \Delta a$ .

To measure the rising toughness,  $K_R(a)$ , controlled, slow crack propagation studies rather than fast fracture experiments are required.

Experimentally such controlled crack growth is achieved if the change in crack driving stress intensity with incremental crack growth is smaller than the respective increase in toughness [7].

Specimen geometries typically used in fracture mechanics tests (SENB, DCB, CT (Fig. 1)) satisfy this condition if they contain deep precracks or starter notches. Stable growth over several millimeter of crack extension is possible and thus such long crack measurements provide information about the long range toughening potential of a ceramic. On the other hand, short crack measurements (Fig. 1), covering the growth of "natural" surface cracks, reflect more realistic the impact of the R-curve effect on component failure.

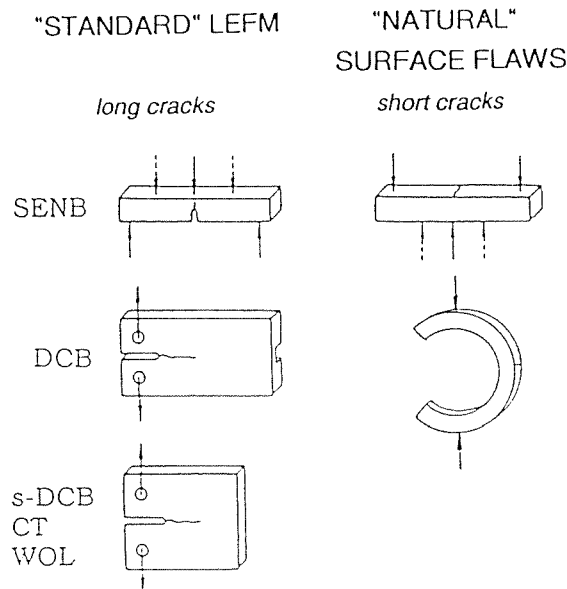


Fig. 1: Testing geometries for R-curve determination of ceramics

In the following sections R-curve results for long and short cracks of various  $Al_2O_3$  ceramics and Mg-PSZ are presented and discussed.

### 3. "LONG CRACK" R-CURVE BEHAVIOR

#### 3.1 Experimental R-curves

Crack resistance curves determined from stable crack propagation experiments with short double cantilever beam (s-DCB) geometry are shown in Fig. 2 for  $Al_2O_3$  and Mg-PSZ [5]. In both cases material variants, optimized with respect to toughening, were used, i.e. coarse grained  $Al_2O_3$  with intergranular fracture [8] and heat treated Mg-PSZ with high thermal shock resistance [9]. The transformation toughened Mg-PSZ exhibits a higher toughness level and also R-curve behavior is more pronounced. The plateau toughness value in the order of  $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  is among the highest determined to date for monolithic ceramics [3, 5]. But also an impressive increase in toughness from  $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  up to about  $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  is observed in the  $Al_2O_3$ . In both ceramics extended crack growth occurs ( $\Delta a \geq 1 \text{ mm}$ ) before the high plateau toughness is finally reached.

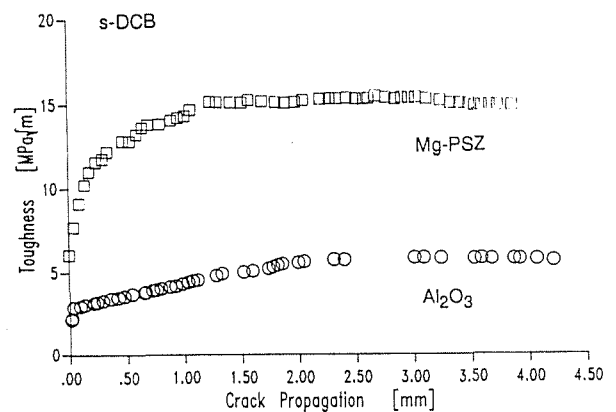


Fig. 2: "Long crack" R-curves of coarse grained  $Al_2O_3$  ( $D \approx 20 \mu\text{m}$ ) and MgO partially stabilized  $ZrO_2$

However, it has to be emphasized that the rise in the R-curves in Fig. 2 and the plateau values are not unique properties for the given ceramics. R-curve behavior also depends on the microstructure and on the chemical composition of a ceramic and furthermore the crack history prior to the crack extension experiment is of importance [8].

To illustrate some of the intrinsic and extrinsic parameters which influence R-curve behavior, load-displacement curves are compiled in Fig. 3 from crack propagation studies in  $Al_2O_3$ . The curves, which reflect the amount of energy dissipated during crack extension, show the influence of mode of microstructure, grain size, loading rate, environment and temperature, respectively.

From the area under the load-displacement curves, which is assumed to be proportional to toughness, it can be deduced:

- intergranular fracture dissipates more energy than transgranular
- coarse grained material requires higher work of fracture than fine grained
- fast loading rates require more energy
- work of fracture decreases in the sequence oil, air, water
- work of fracture decreases with temperature, but increases in case of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with glassy grain boundary phase.

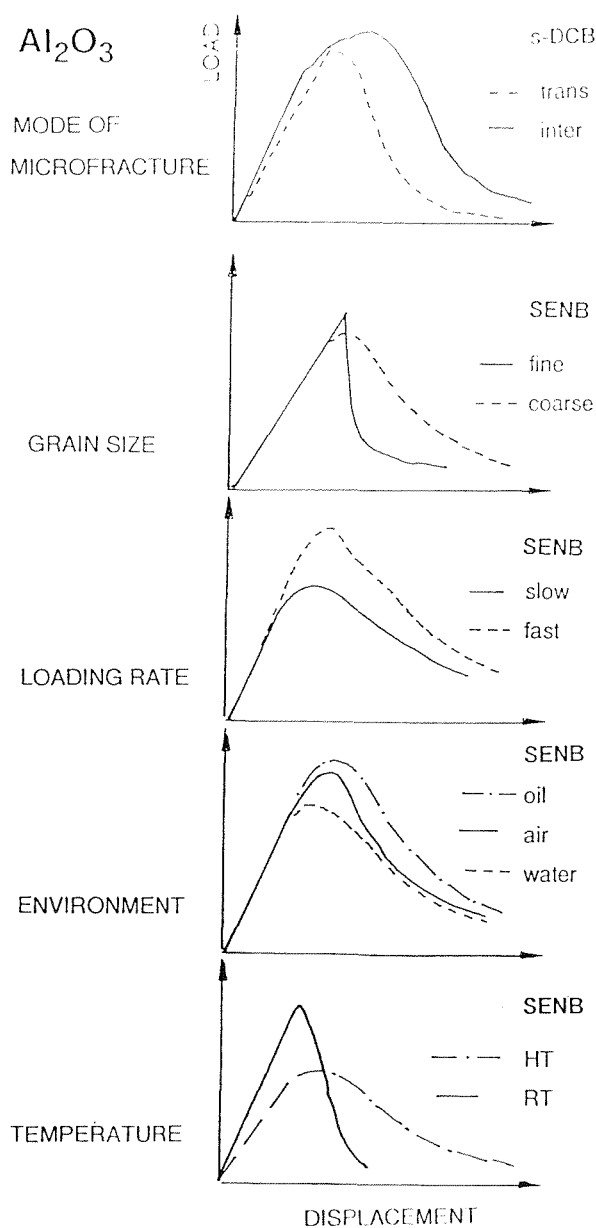


Fig. 3: Parameters which influence the toughening effect in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

### 3.2 Toughening mechanisms

The microstructural mechanisms which cause the macroscopic R-curve behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Mg-PSZ have crack tip shielding in common [3, 5]. In both materials an increasing screening of the crack tip from the applied stress occurs as the crack grows. However, in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> the effect originates from contact bridging of the crack surfaces whereas Mg-PSZ residual stresses in a transformation zone are effective.

The micro-mechanics modelling of screening effects in the context of the macroscopic toughness is generally developed on the basis of energy concepts [3]. An energy term which arises from the screening effect is then added to the local energy requirement for the occurrence of fracture at the crack tip ( $G_0$ ).

$$K_R = [E(G_0 + \Delta G_c)]^{1/2} \quad (3)$$

The toughness and energy requirement have been linked in eqn (3) in the usual manner by way of the modulus of elasticity (E).

#### 3.2.1 Contact shielding in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is the ceramic material which has been most studied in connection with R-curve behavior arising from contact screening [8, 10-16]. Using renotch experiments (removal of the crack faces following a given crack growth) attention has been given to the toughening mechanisms which arise behind the crack tip (wake-effects) [10]. Such crack face interactions are recognized for instance from the change in crack path development which occurs in large grained alumina ceramics at increased crack opening (Fig. 4). The freeing of local keying points by the forming of side cracks can be seen in the two light micrographs which show the same specimen-location after two stages of crack growth. The crack face contacts exerting closing forces are not limited to the sample surface but occur also in the bulk of the material. Fig. 5 indicates qualitatively this effect in a two-step crack extension experiment with large-grained alumina ( $D = 20 \mu\text{m}$ ). In crack extension experiments using s-DCB specimens, stable cracks of a given length can be enlarged (Fig. 5 (a)). From the load displacement behavior - with the characteristic departure from the linear elastic rise before reaching the maximum and with the following gradual reduction in required load, the alumina ceramic demonstrates R-curve behavior [7]. In the second part of the experiment, a tensile load is applied to the sample after a counter-notch has been made up to the crack tip (Fig. 5 (b)). It is then clear that the material which has already been broken can only

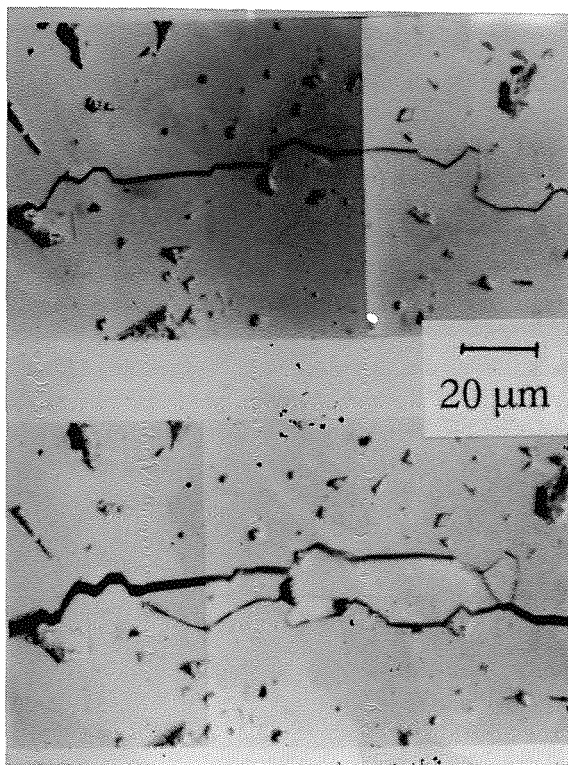


Fig. 4: Side-cracking in the wake regime of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> due to crack bridging forces

be fully separated with further energy dissipation owing to the interlocking material at the crack faces. Systematic measurements with a similar method made by White et al. confirm the existence of this toughening mechanism for a variety of oxide materials [17].

Micromechanic modelling of the interlocking effect for the friction controlled separation of the bridging elements (Fig. 6) leads to [18]

$$\sigma(u) = \sigma_m \left(1 - \frac{u}{u_{max}}\right)^n \quad (4)$$

where the stress falls from a maximum value  $\sigma = \sigma_m$  directly behind the crack tip (crack opening  $u = 0$ ) to the value  $\sigma = 0$  at the end of the crack face interaction zone (where  $u = u_{max}$ ) at a rate dependent upon the parameter  $n$ .

The additional toughening effect then is given by

$$\Delta G_C \approx 2 f_B \int_0^{u_{max}} \sigma(u) du \quad (5)$$

where the maximum separation distance,  $u_{max}$ , is determined by the point at which the crack closing force goes to zero in the stress versus crack opening distance

behavior. The density of active crack bridges is taken care of in the parameter  $f_B$ .

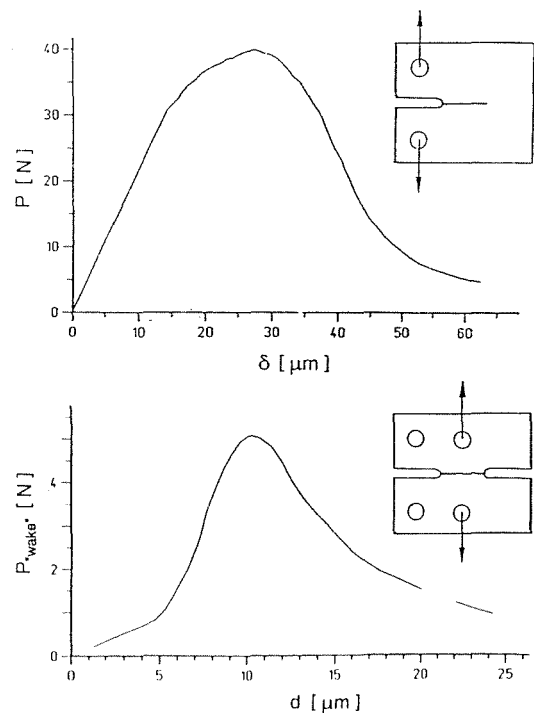


Fig. 5: Post-s-DCB tensile fracture test to demonstrate bridging forces between crack surfaces

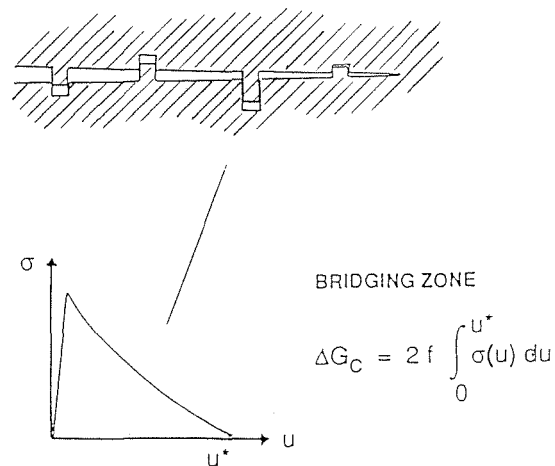


Fig. 6: Interlocking effect of crack surfaces with friction controlled separation of bridging elements

For the modelling of toughness from long cracks in test geometries of limited specimen size, eqn (5) changes to [8]

$$\Delta G_C = 2 \int_0^{z_{max}} \sigma u(z) \frac{du}{da} dz \quad (6)$$

where  $z$  is taken parallel to the crack.



Equation (6) contains a geometry dependence of the toughening effect which can be derived on the basis of the methods of weight functions [19] and which has also been found experimentally from measurements with different crack and test geometries [8]. The grain size dependence of the R-curve behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is likewise explained by the toughening model of crack face bridges when reference is made to the respective maximum separation length  $u_{max} \approx \frac{1}{4} D$  [8].

Following the above micromechanical approach it seems reasonable to consider the stress-separation function  $\sigma(u)$  rather than the macroscopic R-curve as the important material property.

### 3.2.2 Transformation zone shielding in Mg-PSZ

The effectiveness of transformation toughening in zirconia-containing ceramics is shown clearly by the example of Mg-PSZ in Fig. 3. Even more striking R-curve behavior with plateau toughnesses  $K_R \geq 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  can be achieved by further optimization of the stress-induced microstructural transformations that are found in certain materials groups [20, 21].

In Mg-PSZ, metastable tetragonal (t) precipitates form the strengthening elements in a crack-surrounding process zone. In the stress field of the crack, there occurs a volume dilatation and a shearing as the elements transform to the equilibrium monoclinic (m) symmetry. The size of the transformation zone is dependent on the transformation propensity of the t-precipitates. Furthermore the toughening effect is determined by the number density of the transforming precipitates. According to Evans [3] the contribution of zone shielding to the required fracture energy is given by

$$\Delta G_c \approx 2 f_z \sigma_o \cdot \epsilon_o \cdot h \quad (7)$$

where  $f_z$  is the density of transformable t-ZrO<sub>2</sub> particles,  $h$  is the size of the zone, and the product  $\sigma_o \cdot \epsilon_o$  defines the mechanical energy dissipated in the non-linear t → m transformation of a precipitate (Fig. 7).

In high toughness Mg-PSZ, transformation zones of up to  $h \approx 1 \text{ mm}$  can be formed [22]. As a consequence of the volume dilatation during the tetragonal to monoclinic transformation ( $\Delta V = 4.7\%$  in the absence of constraints [23]), the zone can be optically observed in the form of surface uplifting [21]. Although there is currently no exact correlation between microstructure,

zone size and R-curve behavior [3], it has long been recognized that selected heat treatments can be used to influence the transformation propensity of the tetragonal precipitates and hence the transformation toughening of the material [9].

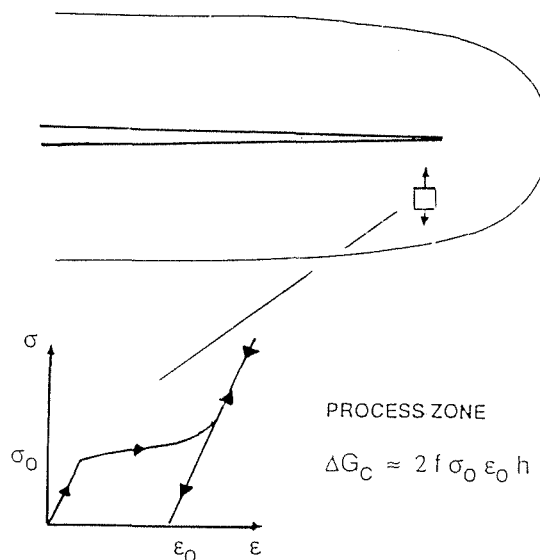


Fig. 7: Process zone shielding through non-linear stress induced transformation

However, if the optimization efforts are stretched too far, i.e. the tetragonal precipitates are tailored too metastable, aging can occur even at room temperature [21]. Fig. 8 shows R-curves of a Mg-PSZ material which in the "as received" condition only exhibits a "moderate" plateau toughness ( $K_R \approx 9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). After short annealing at 1000°C for 20 min, which causes back-transformation of the m-precipitates into t-symmetry, the "reconditioned" material shows a maximum toughness of  $K_R \approx 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , i.e. an increase by 100%.

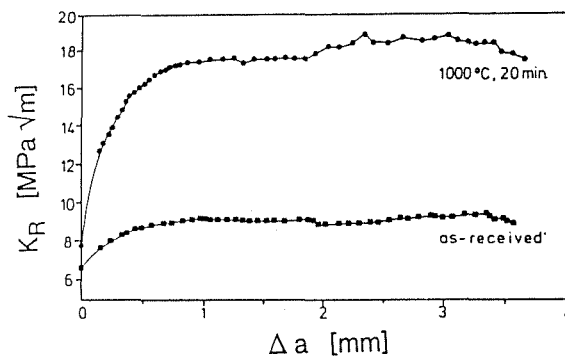


Fig. 8: Annealing of Mg-PSZ which aged at room temperature. Monoclinic precipitates are back-transformed to tetragonal symmetry to increase the density of transformation toughening elements.

#### 4. "SHORT CRACK" R-CURVE BEHAVIOR

The long-crack R-curves described in the previous sections are useful to gain insight into the toughening behavior of alumina and zirconia. Furthermore the ultimate toughening potential after extended crack growth is recognized. The high toughness values cited for modern structural ceramics often correspond to the plateau values of long-crack R-curves.

However, such toughnesses are not really relevant for most structural applications, because experience tells that the fracture of ceramic components is not determined by cracks of some millimeters in length. Typically crack instability already occurs at much shorter crack sizes. Thus failure-relevant crack growth studies specifically must focus on the propagation and toughness behavior of short cracks and "natural" flaws.

The R-curve behavior of short cracks, frequently introduced by indentation techniques, has been studied in the case of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  intensively by Lawn and coworkers, e.g. [14]. The results are in qualitative agreement with the long crack observations, i.e. the grain size dependence and the crack bridging effects also hold for short cracks.

To further characterize and analyze R-curve behavior beyond artificially introduced cracks, controlled crack propagation experiments with "natural" flaws are necessary (Fig. 1). Although R-curve behavior automatically satisfies the condition of limited stable crack growth [7] experimental problems emanate if the effect is not big enough to be recognized in a mechanical test. Only few of such measurements have been reported to date [24-27], some of them also utilizing microscopic in situ observation of crack growth [24, 26]. Note that "natural" crack was put in quotation marks throughout this paper because microscopic crack observation requires well polished specimen surfaces.

Again coarse grained  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and high toughness Mg-PSZ had been the materials of choice. Fig. 9 shows in both materials such "natural" surface cracks which were generated on the tensile surface of bend bars by simple load increase. Interestingly the mechanical response of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and Mg-PSZ upon loading significantly differs.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  behaves linear elastic in the bending test, whereas relaxation effects occur prior to and simultaneously with crack growth in Mg-PSZ due to far-field transformation of the highly metastable tetragonal precipitates [26]. Only after equilibrium between applied load and crack length is obtained the toughness can be determined using eqn. (2).

The resulting "natural" crack R-curves of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  are plotted in Fig. 10 together with the respective curves for indentation crack growth and long crack propagation in SENB geometry. The short crack R-curve starts at a considerably lower stress intensity level and crack instability occurs before the plateau toughness of the long cracks is reached. The low crack initiation stress intensity of the "natural" flaws ( $\approx 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) is presumably related to localized microstructural heterogeneities. They either may weaken the material or induce residual stress fields [28]. Often more than one crack forms. They can all grow but the one with the shallowest R-curve becomes unstable first.

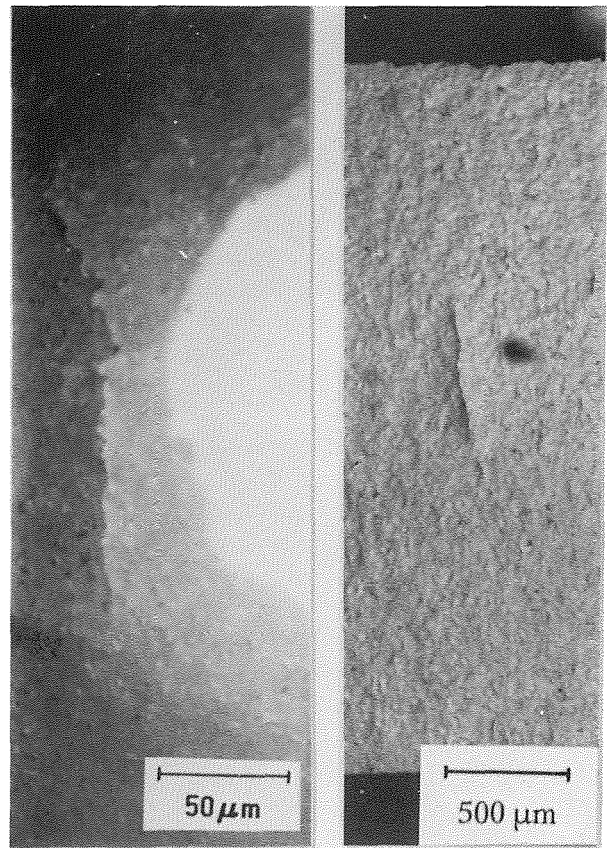


Fig. 9: "Natural" surface cracks in  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (left) and Mg-PSZ (right)

Similar R-curve results are obtained with short cracks in Mg-PSZ (Fig. 11). Again crack initiation is observed at much lower stress intensities compared to those where long cracks start to grow, and again the high plateau value, e.g.  $K_{\text{R}} = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , is not reached with "natural" surface cracks.

The differences between "natural" and long cracks are important from the application point of view. Under technically relevant loading conditions specimens or components obviously cannot utilize the full potential

of the R-curve behavior of ceramics. Clearly toughness or resistance data referring to the plateau value from long crack measurements overestimate the values pertinent for service requirements.

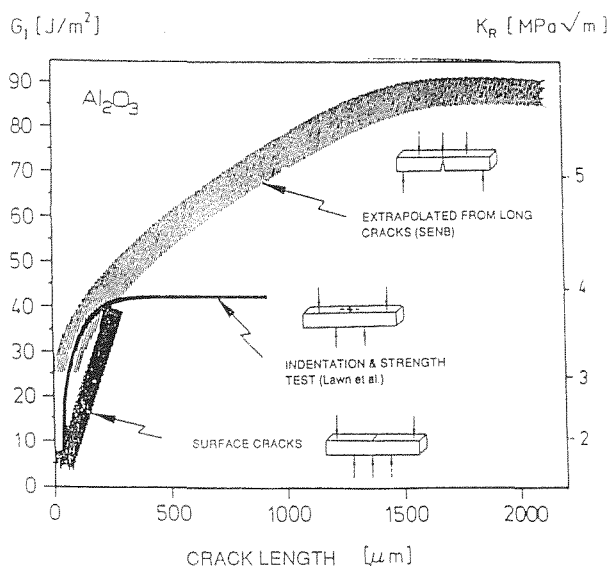


Fig. 10: R-curve behavior of  $Al_2O_3$ . Comparison of short and long crack experiments. Also indentation strength in bending results derived from [14] are included.

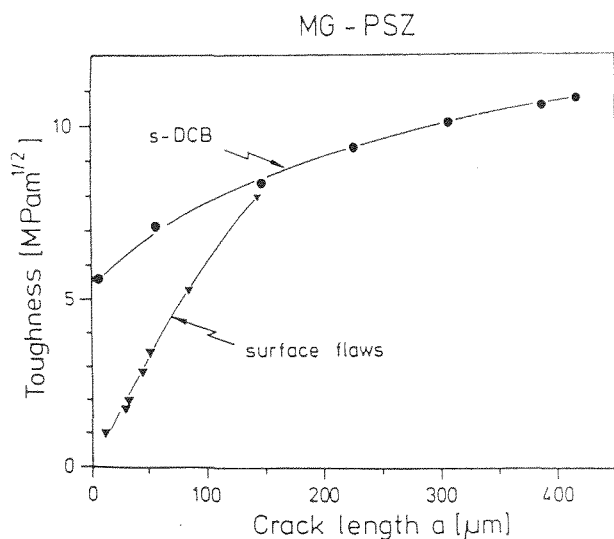


Fig. 11: Comparison of R-curve behavior of Mg-PSZ. Long crack (s-DCB) and surface crack (bending) experiments

5. CONCLUSIONS

The R-curve behavior of two oxide ceramics was described which originates from an increasing crack tip shielding during crack extension. Besides material properties, crack and testing geometry influence the shape of the R-curve.

In the case of  $Al_2O_3$ , which may also serve as a model material for non-transforming monolithic ceramics, the R-curve behavior is wake-controlled, i.e. interlocking grains form bridging elements which exhibit sliding friction during separation. The stress-separation function rather than the macroscopic R-curve is seen as the important material property.

The R-curve behavior of Mg-PSZ is governed by process zone shielding, i.e. the transformation zone around the crack generates residual stresses which oppose the applied stress intensity.

Although long crack studies are necessary to establish the toughening potential of a given ceramic material and to deduce the microstructural mechanisms, information about the failure relevant toughness properties is only obtained by "natural" flaw experiments.

Long crack R-curve data overestimate for both oxide ceramics,  $Al_2O_3$  and Mg-PSZ, the toughness increase actually available before component failure.

6. ACKNOWLEDGEMENTS

The author thanks A.H. Heuer, M.J. Readey, F. Deuerler, A. Reichl and G. Dransmann for experimental contributions and theoretical discussion of the contents of this paper. Part of the work was financially supported by the German Research Association (DFG).

7. REFERENCES

- [1] New Technology in Japan, Hyper Reliable Integrated Materials R&D in Japan, Special Issue, Jetro, Three "I" Publications, Tokyo, 1991
- [2] G. Willmann and B. Wielage, (Hrsg.) Technische Keramik, Vulkanverlag, Essen, (1988 and 1990)
- [3] A.G. Evans, "Perspective of the Development of High Toughness Ceramics", J. Am. Ceram. Soc., 73 [2], 187 - 206 (1990)
- [4] P.F. Becher, "Micro-structural Design of Toughened Ceramics", J. Am. Ceram. Soc. 74, 255 - 269 (1991)

- [5] R.W. Steinbrech, "Toughening Mechanisms for Ceramic Materials", *J.Eur. Ceram. Soc.* 10, 131-142 (1992)
- [6] A. Sawaguchi, K. Toda and K. Niihara, "Mechanical and Electrical Properties of Silicon Nitride - Silicon Carbide Nanocomposite Materials", *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 [5] 1142-44 (1991)
- [7] A.G. Atkins and Y.-W. Mai, "Elastic and Plastic Fracture: Metals, Polymers, Ceramics, Composites, Biological Materials, "Ellis Harwood Ltd., Chichester, U.K. (1985)
- [8] R.W. Steinbrech, A. Reichl and W. Schaarwächter, "R-Curve Behavior of Long Cracks in Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, 73 [7], 2009 - 2015 (1990)
- [9] M.V. Swain and R.H.J. Hannik, "R-Curve Behavior of Zirconia Ceramics", in *Science and Technology of Zirconia II*, Advances in Ceramics, Vol. 12, N. Claussen, M. Rühle and A.H. Heuer, Eds. Am. Ceram. Soc., Columbus, OH (1984)
- [10] R. Knehans and R.W. Steinbrech, "Memory Effect of Crack Resistance During Slow Crack Growth in Notched  $Al_2O_3$  Bend Specimens", *J. Mat. Sci. Letters*, 1, 327 - 329 (1982)
- [11] R.W. Steinbrech, R. Knehans and W. Schaarwächter, "Increase of Crack Resistance during Slow Crack Growth in  $Al_2O_3$  Bend Specimens", *J. Mater. Sci.* 18, 265 - 270 (1983)
- [12] H. Nickel and R.W. Steinbrech (Eds), "Microfracture in  $Al_2O_3$  Ceramics", Proceedings of a Research Project of the German Research Association (DFG), Research Center Jülich, (1991) (in German)
- [13] M.V. Swain, "R-Curve Behavior in Polycrystalline Alumina Material", *J. Mater. Sci. Lett.* 5, 1313-15 (1986)
- [14] R.F. Cook, C.J. Fairbanks, B.R. Lawn and Y.W. Mai, "Crack Resistance by Interfacial Bridging: Its Role in Determining Strength Characteristics", *J. Mater. Res.* 2 [3], 345-356 (1987)
- [15] G. Venkinis, M.F. Ashby and P.W.R. Beaumont, "R-Curve Behavior of  $Al_2O_3$  Ceramics", *Acta Metall. Mater.* 38, 1151 - 1162 (1990)
- [16] P. Chantikul, S.J. Benninson and B.R. Lawn, "Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.* 73, 2419 (1990)
- [17] K.W. White and G.P. Kelka, "Evaluation of the Crack Face Bridging Mechanisms of  $MgAl_2O_4$  Spinel", submitted to *JACS* (1991)
- [18] Y.W. Mai and B.R. Lawn, "Crack Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: II, A Model", *J. Am. Ceram. Soc.*, 70, 289-294 (1987)
- [19] T. Fett and D. Munz, "Influence of Crack Surface Interactions on Stress Intensity Factor in Ceramics", *J. Mat. Sci. Letters* 9, 1403-1406 (1990)
- [20] M.V. Swain, "Inelastic Deformation of Mg-PSZ and Its Significance for Strength Toughness Relationships of Zirconia Toughened Ceramics", *Acta Metall.*, 33, 2083-91 (1985)
- [21] A.H. Heuer, M.J. Readey and R.W. Steinbrech, "Resistance Curve Behavior of Supertough MgO Partially Stabilized Zirconia", *Mat. Sci. Engng. A* 105/106, 83-89 (1988)
- [22] R.H. Dauskardt, D. Veis and R.O. Ritchie, "Spatially Resolved Raman Spectroscopy of Trans-formed Zones in Magnesia Partially Stabilized Zirconia" *J. Am. Ceram. Soc.* 72,1124-9 (1989)
- [23] D.J. Green, R.H.J. Hannik, M.V. Swain, "Transformation Toughening of Ceramics", CRC Press, Boca Raton (1989)
- [24] R.W. Steinbrech and O. Schmenkel, "Crack Resistance Curves of Surface Cracks in Alumina", *J. Am. Ceram. Soc. C* 271-273 (1988)
- [25] D.B. Marshall and M.V. Swain, "Crack Resistance Curves in Magnesia Partially Stabilized Zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.* 71 [6], 399-407 (1988)
- [26] G. Dransmann and R.W. Steinbrech, "Toughness of Surface Cracks in MgO Partially Stabilized Zirconia", *Fortschrittsberichte DKG*, 5 [1] (1990) (in German)
- [27] D.B. Jensen, V. Zelizko, M.V. Swain, "Small Flaw Static Fatigue Crack Growth in Mg-PSZ", *J. Mat. Sci. Letters* 8, 1154-57 (1989)
- [28] T. Fett and D. Munz, "Why can microcracks in ceramics propagate at extremely low stress intensity factors?", *J. Mat. Sci. Let.*, 11, 247 - 60 (1992)

## COMPORTAMENTO À FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS

J. A. Martins Ferreira

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra,  
3000 Coimbra, Portugal

**Resumo.** A geometria da junta é o factor dominante na resistência à fadiga de juntas soldadas. O efeito da geometria da junta, em especial da espessura foi estudado primeiramente através de previsões baseadas na mecânica da fractura linear elástica e posteriormente confirmada experimentalmente. Em juntas de canto transversais o efeito da espessura está bem estudado aparecendo já considerado em alguns códigos de construção. A espessura do cutelo de ligação e dos cordões é também um parâmetro importante sobre o qual já existem bastantes estudos teóricos de previsão, mas ainda um volume de resultados experimentais insuficiente. No caso das juntas de canto longitudinais, a largura do cutelo poderá tomar o papel da espessura, mas nestes casos o problema é mais complexo não se podendo resumir apenas a simples considerações de efeito da espessura. O raio de concordância no pé do cordão tem também um efeito importante na resistência à fadiga da junta. Faz-se também ainda uma breve análise do efeito do material de base e das tensões residuais na resistência à fadiga das juntas soldadas.

**Abstract.** The fatigue strengths of welded joints are dominated by geometric factors. The influence of geometric factors, particularly the thickness was first predicted by fracture mechanics, and then confirmed experimentally. In the case of plates with transverse fillet welds it was been predicted that fatigue strength is governed not only by thickness but also by attachment size and weld toe radius, although experimental confirmation is relatively limited thus far. For plates with longitudinal surface attachments the situation is not still clear, although the problem is more complicated and require other analysis than merely a consideration of thickness. The effect of parent metal and residual stress on fatigue strength of welded joints is summary considered in this paper.

## 1. INTRODUÇÃO

A fadiga constitui o modo de ruína mais comum em estruturas soldadas e componentes sendo responsável por cerca de 90% das roturas em serviço. Uma rotura em serviço pode tornar-se muito dispendiosa em termos de custos de produção, custos de reparação ou até na perda de vidas humanas. Actualmente há já um bom conhecimento do comportamento à fadiga de juntas soldadas [1] e existem regras de fácil aplicação no projecto de muitas estruturas. Contudo para o uso adequado destas regras ou para a resolução de problemas nelas não considerados é importante ter um bom conhecimento do comportamento à fadiga de juntas soldadas, em particular dos factores mais importantes que afectam a resistência à fadiga.

As tensões de projecto de estruturas soldadas são, em geral, impostas pela resistência à fadiga dos detalhes de soldadura que podem ser muito pequenas em comparação com a resistência do metal base como mostra a figura 1 [2]. Os parâmetros mais importantes da resistência à fadiga de juntas soldadas são: a geometria do cordão e das peças soldadas, o material de base, as tensões residuais, o processo de soldadura e os defeitos de soldadura. O factor de projecto mais importante é a geometria da junta soldada, devendo o projectista seleccionar a configuração da junta que minimize a concentração de tensões. As variáveis geométricas mais importantes são a espessura do cordão e do cutelo de

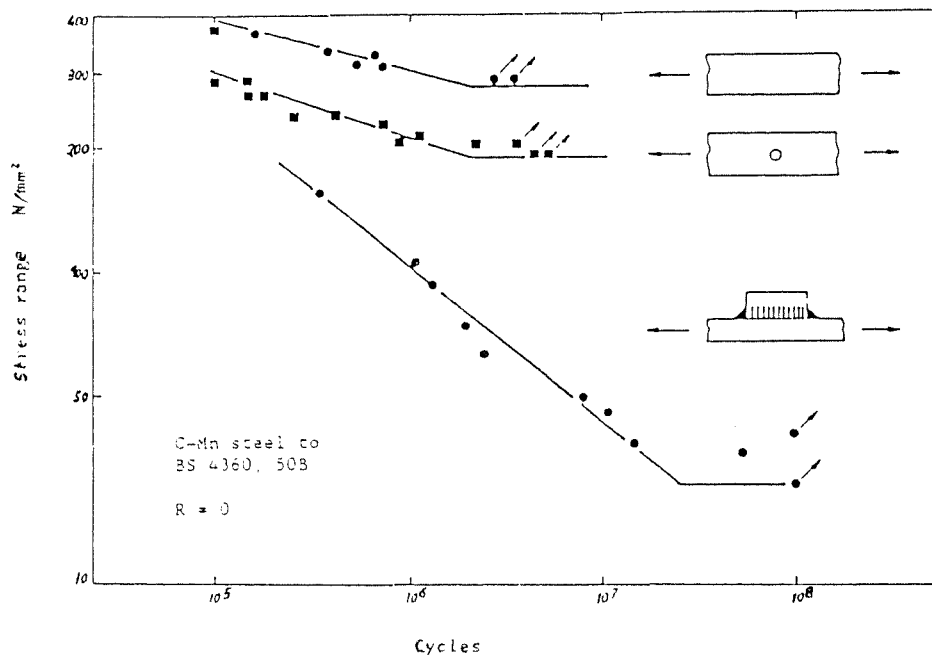


Fig. 1. Comparação da resistência à fadiga entre o metal base, placa com furo central e junta de canto longitudinal

ligação, o perfil do cordão, a espessura da chapa principal e o desalinhamento no caso das juntas de topo.

A influência da espessura da chapa, embora sendo um parâmetro importante, só em 1984 foi incluída num código britânico [3] para estruturas "offshore". A espessura da junta é particularmente importante em flexão, pois neste caso do gradiente de tensões na secção transversal diminui à medida que a espessura aumenta o que contribui para uma redução da resistência à fadiga. Este problema não se põe nas juntas solicitadas axialmente. A maioria da investigação tem sido realizada para juntas solicitadas axialmente e só muito recentemente se obtiveram resultados significativos para flexão. Desde 1977 [4] que se verificou utilizando previsões baseadas na mecânica da fractura que a resistência à fadiga diminui com a espessura mesmo para solicitações axiais. Esta tendência é confirmada experimentalmente em 1978 por Johnston [5] em juntas cruciformes sem transferência de carga.

## 2. PREVISÃO DA VIDA DE FADIGA

Nas juntas soldadas o período de iniciação das fendas de fadiga não ultrapassa, em geral, 30% da vida total, pelo que é vulgar fazer previsões conservativas da vida da junta considerando apenas a propagação. No entanto, em muitos casos em que o nível de defeitos é mais reduzido por acção de técnicas de melhoria da resistência ou quando se pretende uma previsão mais precisa é necessário entrar com o período de iniciação.

### 2.1. Previsão da vida de iniciação

A previsão da vida gasta na iniciação de fendas de fadiga pode ser estimada com base na conhecida curva de deformação em função do número de ciclos, de Coffin-Masson, modificada por Morrow [6],

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \epsilon_f' (2N_i)^c + \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_i)^b \quad (1)$$

em que  $\epsilon_f'$  e  $\sigma_f'$  são, respectivamente, os coeficientes de ductilidade e de resistência à fadiga,  $\sigma_m$  é a tensão média local,  $c$  e  $b$  são os expoentes de ductilidade e de resistência à fadiga, respectivamente,  $E$  é o módulo de elasticidade e  $N_i$  o número de ciclos de iniciação.

A deformação local no pé do cordão é, em geral, calculada usando a regra de Neuber [7] que foi mais tarde generalizado por Seeger e Heuber [8]. Topper et al [9] alargaram o campo de aplicação da regra de Neuber a cargas cíclicas, tendo sido aplicada em vários estudos [10, 11].

Molski e Glinka [12] propõem um método de determinação da tensão e deformação local (pé do cordão) baseado na densidade de energia de deformação equivalente. Este método conduz a melhores estimativas da iniciação de fadiga.

2.2. Previsão da vida de propagação

A previsão da vida de propagação de fendas de fadiga pode ser feita usando os conceitos da mecânica da fractura linear elástica. Todas as previsões teóricas da influência da geometria na resistência à fadiga de juntas soldadas têm sido feitas considerando que a velocidade de propagação da fenda é definida pela equação de Paris,

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \tag{2}$$

em que  $\Delta K$  é a gama do factor de intensidade de tensões,  $C$  e  $m$  são constantes do material.  $\Delta K$  é relacionado com a gama da tensão,  $\Delta\sigma$ , e o comprimento da fenda, por,

$$\Delta K = Y \sigma \sqrt{\pi a} \tag{3}$$

em que  $Y$  é uma função da geometria da fenda e da junta. Para juntas soldadas, em geral, considera-se,

$$Y = M_K Y_u \tag{4}$$

em que  $Y_u$  é o correspondente valor de  $Y$  para a mesma geometria da fenda numa placa sem condão de soldadura e  $M_K$  é um factor de correcção que tem em conta a concentração de tensões causada pelo pé do cordão.

À medida que a fenda avança a partir do pé do cordão o valor de  $M_K$ , em geral, decresce e pode muitas vezes ser representado por funções do tipo,

$$M_K = \frac{p}{(a/B)^q} \tag{5}$$

em que:  $B$  é a espessura da placa,  $p$  e  $q$  são constantes.

A solução de  $Y_u$  é conhecida para grande variedade de formas das fendas. As soluções usadas mais vulgarmente utilizadas são as de Newman e Raju [13] e de Tada et al [14].

Gurney e Johnston [15] determinaram valores de  $M_K$  para juntas em cruz sem transferências de carga à tracção analisando o efeito da espessura do cordão. Verificaram um aumento da concentração de tensões no pé do cordão com o aumento da espessura do cordão. Na prática muitas juntas tem uma espessura do cutelo de ligação inferior à espessura da placa. Gurney [16] analisou a influência da espessura do cutelo no valor de  $M_K$ . Mais tarde Smith [17] verificou que as espessuras do cutelo e do cordão poderiam ser consideradas em conjunto e relacionadas com  $M_K$ .

Os estudos feitos por Johnston [15] e Gurnay [16] utilizam elementos finitos bidimensionais triangulares para determinar as tensões e calculam  $M_K$  pelo método de Albrecht e Yamada [18], enquanto Smith [17] usa elementos quadrados isoparamétricos de terceira ordem em conjunto com elementos especiais tipo fenda e determina directamente o factor de intensidade de tensões  $K$  com uma margem de erro de 1-2%.

Glinka [19] apresenta um método prático e rápido de determinação de  $M_K$  baseado no método das funções de peso. Mashwell [20] apresenta modelos simples para determinação de factores de intensidade de tensões para o caso de juntas tubulares.

A figura 2 mostra resultados de  $M_K$  obtidos pelo autor et al [21] para juntas cruciformes usando o método das funções de peso [19] calculando as tensões pelo método dos elementos finitos. Comparam-se os resultados obtidos com elementos bidimensionais e tridimensionais. A nomenclatura usada está esquematizada na figura 3. A figura 4 mostra resultados de  $M_K$  obtidos pelo autor et al [22] pelo método das funções de peso mostrando a influência da espessura da placa em junta em T biapoiadas com raio de concordância,  $\rho$ , no pé do cordão de 2 mm. O autor e Branco [23] obtêm valores de  $M_K$ , usando o método das funções de peso, em juntas de topo com vários valores de excentricidade.

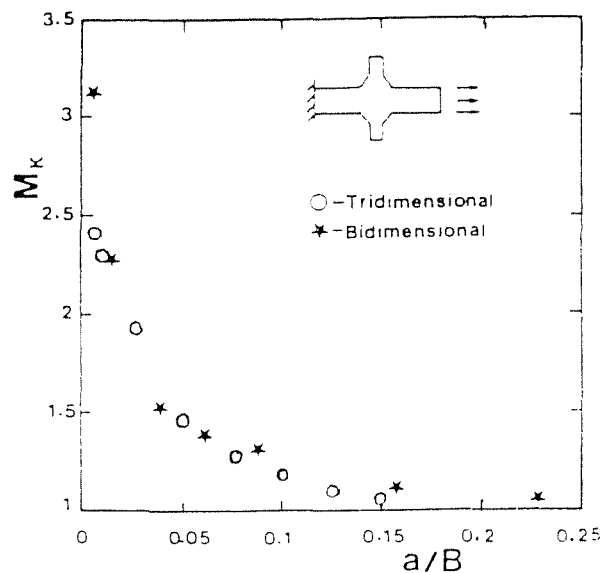


Fig. 2.  $M_K$  em função de  $a/B$  em juntas cruciformes em tracção.  $B=12$  mm.  $l/B=1,8$ .

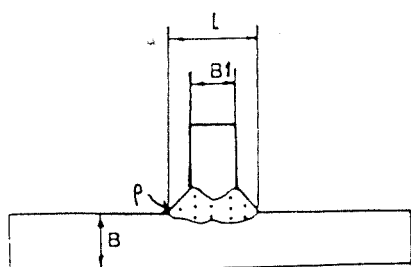


Fig. 3. Nomenclatura usada nas juntas em T sem transferência de carga

Conhecendo  $M_K$  e as constantes do material a previsão da vida gasta na propagação obtém-se integrando a equação (2). Um problema adicional a solucionar é o que respeita à forma da fenda e sua evolução durante a propagação. Voskosky e al [24] apresentou um modelo que considera a interação entre os defeitos no pé do cordão equivalente a um defeito inicial semi-elíptico que cresce segundo a relação,

$$\frac{a}{c} = e^{-Ka} \quad (6)$$

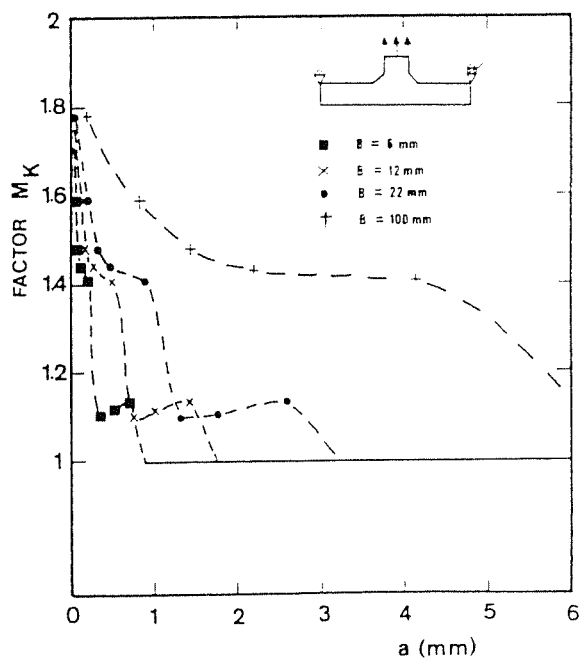


Fig. 4. Variação típica de  $M_K$  em juntas em flexão em três pontos.  $l/B=1$ ,  $\rho=2\text{mm}$ .

em que  $a$  e  $c$  são a profundidade e o comprimento da fenda, respectivamente,  $K$  é um parâmetro que traduz o efeito da espessura e da gama da tensão.

### 3. EFEITO DA ESPESSURA

Gurney [4] verificou, através de previsões baseadas na mecânica da fratura, que a resistência à fadiga das juntas soldadas diminuía com o aumento de espessura mesmo para solicitações axiais. Johnston [5] confirmou essa tendência experimentalmente em juntas à tracção. A redução de resistência à fadiga com a espessura foi também verificada por Booth [25] para junta de topo transversais em  $K$  à flexão, Haibach e al [26] para juntas de canto sem transferência de carga à flexão e por Dijkstra e Hartog [27] para nós em T em juntas tubulares carregados axialmente no braço principal.

Gurney [28] analisa os resultados existentes sobre influência da espessura na resistência à fadiga. Normalizando todos os resultados em relação a uma espessura de referência de 32 mm obtém os pontos representados na fig. 5. Todos os pontos representados foram obtidos para  $R=0$ , excepto os expressamente indicados.

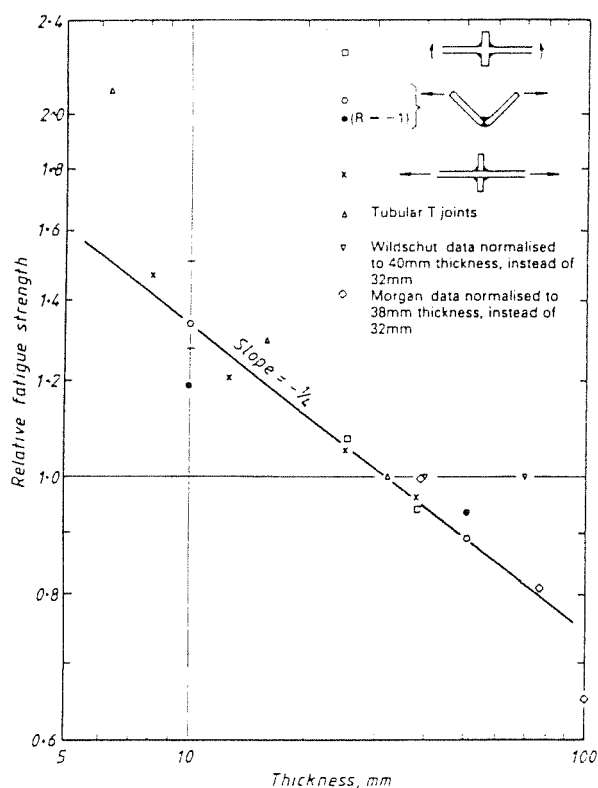


Fig. 5. Influência da espessura na resistência à fadiga (normalizada para a espessura de 32 mm).



A influência da espessura, de acordo com estes resultados, pode traduzir-se na equação,

$$S = S_B \left( \frac{t_B}{t} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (7)$$

em que: -  $S$  é a resistência à fadiga da junta em consideração  
 -  $t$  é a espessura  
 -  $S_B$  é a resistência à fadiga para uma dada espessura  $t_B$   
 -  $t_B$  é a espessura de referência.

Para efeito de projecto é usada a espessura de referência  $t_B = 32$  mm para juntas tubulares e  $t_B = 22$  mm para outros tipos de juntas soldadas.

Resultados mais recentes confirmam satisfatoriamente a expressão anterior. A figura 6 mostra resultados apresentados em Gurney [29] que indicam que o efeito da espessura é mais severo do que o dado pela eq. (7).

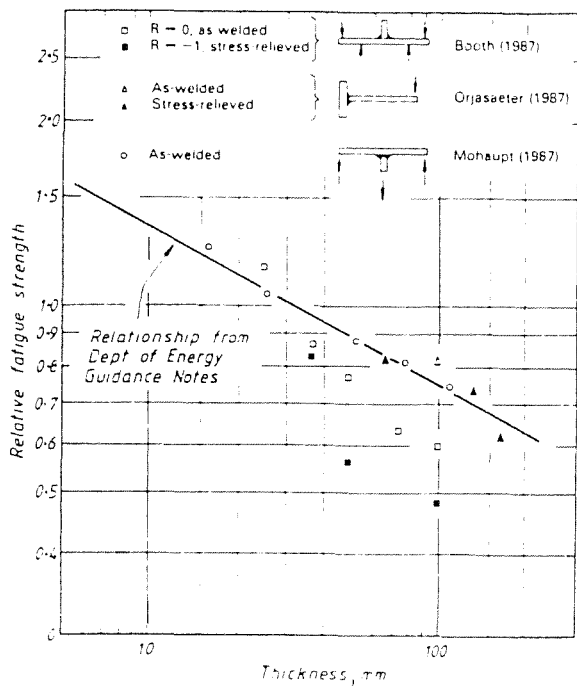


Fig. 6. Comparação de resultados recentes sobre o efeito da espessura com a relação apresentada na ref. [3].

A igual conclusão chega Berge e Webster [30] através da análise dos resultados disponíveis que se apresentam na fig. 7. Estes resultados são apresentados na forma de resistência à fadiga para  $10^6$  ciclos normalizada para a espessura de 32 mm.

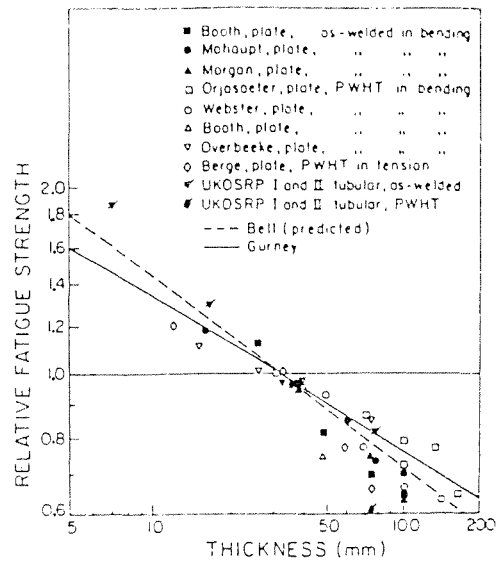


Fig. 7. Resistência à fadiga relativa a  $10^6$  ciclos, incluindo a correção de espessura proposta por Gurney.

As figuras 8 e 9 apresentam resultados obtidos em juntas em T à flexão, publicados em Gurney [29] sob a forma de curvas da gama de tensão em função do número de ciclos de rotura e que mostram o importante efeito da espessura.

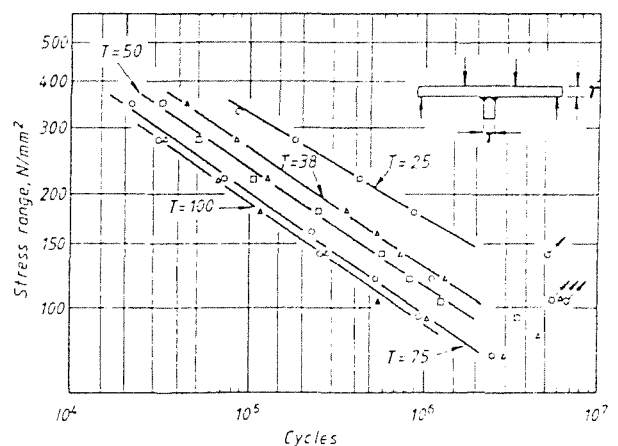


Fig. 8. Resistência à fadiga de juntas em T sem transferência de carga à flexão.  $R=0$ .

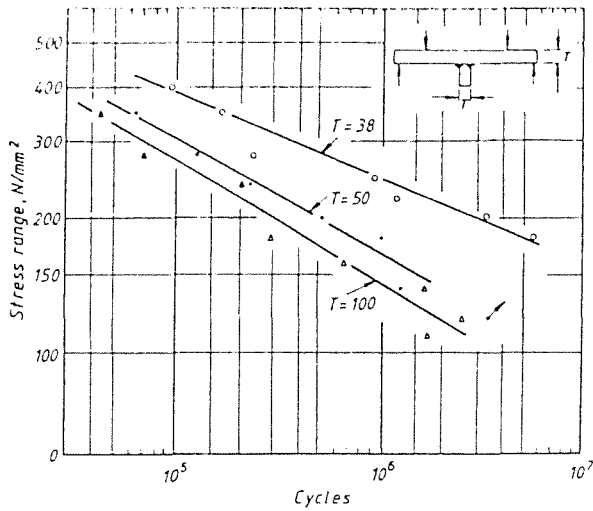


Fig. 9. Resistência à fadiga de juntas em T sem transferência de carga à flexão.  $R=-1$ .

4. EFEITO DE OUTROS PARÂMETROS GEOMÉTRICOS

Para além da espessura da placa principal os parâmetros geométricos mais importantes são as espessuras do cutelo de ligação e do cordão no seu conjunto ( $l$ ) e o raio de concordância no pé do cordão  $\rho$ . A fig. 10 mostra resultados da resistência à fadiga obtidos no Welding Institute [29] para juntas cruciformes carregadas axialmente.

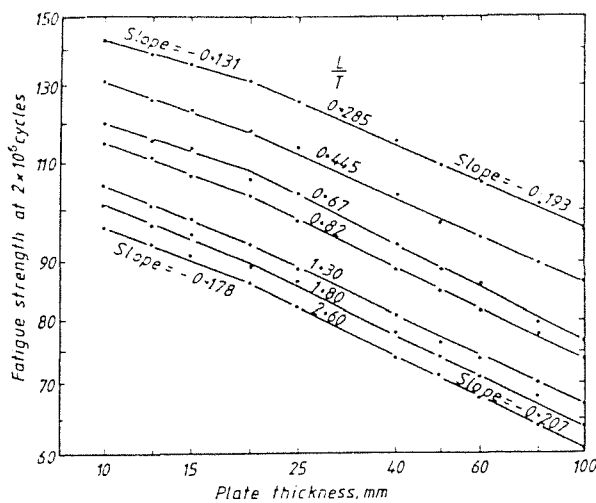


Fig. 10. Influência da espessura e  $L/T$  ( $l/B$  representado na fig. 3) na resistência à fadiga de juntas semelhantes com fendas semi-circulares no pé do cordão. Carga axial.

Estes resultados são previsões teóricas obtidas por integração da lei de Paris considerando as fendas semi-elípticas. Estas curvas de previsão são sensíveis à dimensão do defeito e constantes do material consideradas. Esta figura mostra uma redução da resistência à fadiga com a relação  $L/T$ . A fig. 11 apresentada em Gurney [29] sistematiza a influência da relação  $L/T$  obtida na figura anterior para a espessura de 20 mm na resistência à fadiga, para  $2 \times 10^6$  ciclos. Verifica-se uma redução da resistência à fadiga à medida que  $L/T$  cresce até  $L/T=2$ . Para  $L/T>2$  verifica-se uma tendência para a resistência à fadiga se manter constante.

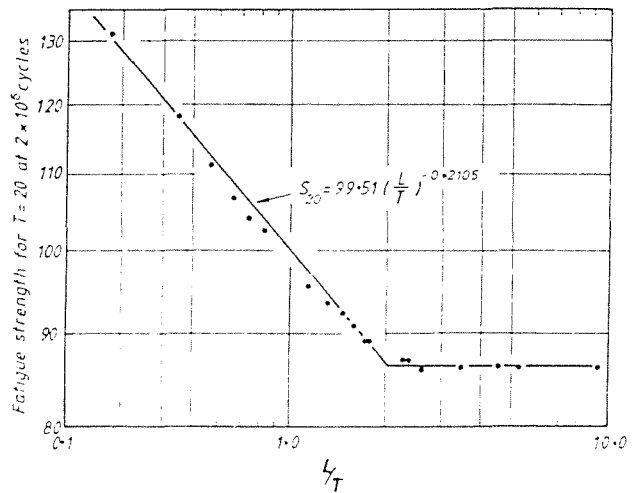


Fig. 11. Influência de  $l/B$  ( $l/B$  representado na fig. 3) na resistência à fadiga para  $2 \times 10^6$  ciclos, para  $T=20$  mm, em juntas com fendas semi-circulares no pé do cordão. Carga axial.

Esta tendência é também observada pelo autor e Branco [31] em juntas em T e em cruz com vários raios de concordância no pé do cordão. A figura 12 mostra resultados teóricos de previsão obtidos nesse estudo considerando fendas penetrantes no pé do cordão com 0.15 mm de profundidade. Esta figura mostra ainda o efeito significativo do raio de concordância no pé do cordão.

O aumento do raio de curvatura no pé do cordão reduz a concentração de tensões aumentando o período de iniciação da fenda de fadiga. Este efeito é aproveitado por algumas técnicas de melhoria de resistência à fadiga, tais como: o afagamento à mó do pé do cordão, a refusão do pé do cordão pelo método TIG ou por plasma e o afagamento do pé do cordão por erosão que permitem obter uma transição mais suave no pé do cordão, e portanto com menor concentração de tensões, e um menor nível de defeitos.

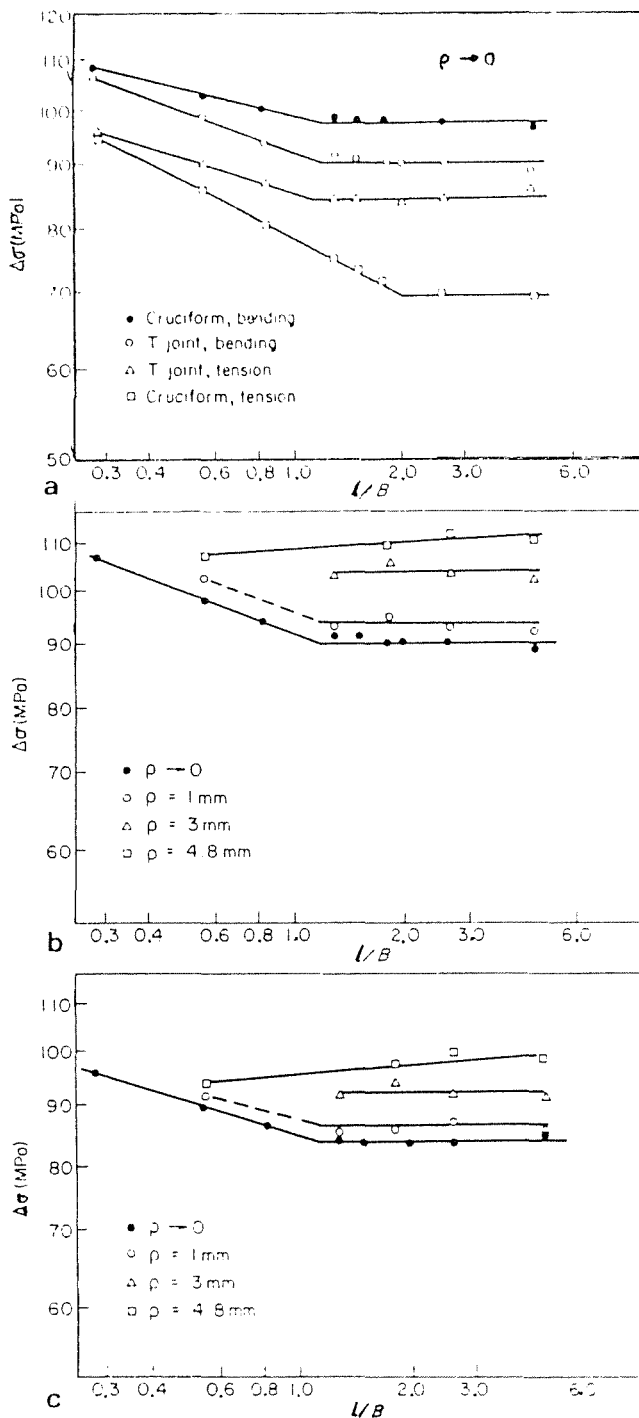


Fig. 12. Gama de tensão para  $2 \times 10^6$  ciclos.  $B=12$  mm. a) Juntas em tracção e flexão com  $\rho \rightarrow 0$ . b) Influência de  $\rho$ . Junta em T à flexão. c) Influência de  $\rho$ . Junta em T à tracção.

A figura 13 mostra, a título de exemplo, resultados obtidos por Maddox e Paddilla [32] utilizando a técnica do afagamento do pé do cordão por erosão com jacto de água e abrasivo. Verifica-se um aumento significativo da resistência à fadiga, semelhante ao obtido pelo afagamento à mó do pé do cordão, com a vantagem de ser um processo 10 vezes mais rápido e portanto mais barato.

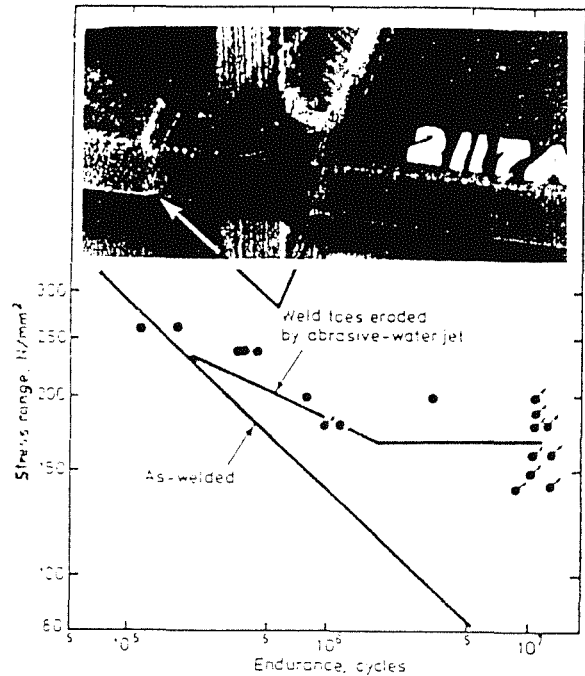


Fig. 13. Aumento da resistência à fadiga obtida pelo afagamento do pé do cordão por erosão com jacto de água e abrasivo.

### 5. BREVE ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DE OUTROS PARÂMETROS

As tensões residuais e o material de base são outros parâmetros que influenciam a resistência à fadiga das juntas soldadas. O arrefecimento heterogêneo do material durante o processo de soldadura origina tensões residuais, que à superfície, na zona do pé do cordão, são de tracção podendo atingir valores semelhantes à tensão de cedência do material. Em consequência, as tensões efectivas no pé do cordão variam, nestes casos, entre a tensão de cedência  $\sigma_c$  e  $\sigma_c - 2\sigma_a$ , em que  $\sigma_a$  representa a amplitude de tensão da solicitação exterior. Tem-se assim, uma tensão média efectiva independente da solicitação exterior e bastante elevada com a consequente redução da resistência à fadiga. Tornar-se-á então vantajoso reduzir as tensões residuais de tracção. Esta metodologia é usada em processos de melhoria da resistência à fadiga tais como: o alívio de tensões e técnicas que introduzem tensões residuais de compressão (martelagem e "shot peening"). Um exemplo do efeito benéfico destas técnicas é representado na figura 14. Nesta figura Maddox [33] mostra o efeito da tensão média do ciclo de carga na resistência à fadiga de juntas "shot peened" e não tratadas. Nas juntas não tratadas não há influência de  $R$ . Nas juntas tratadas por "shot peening" a influência de  $R$  é elevada para  $R$  negativo e muito pequena para  $R=0,5$ .

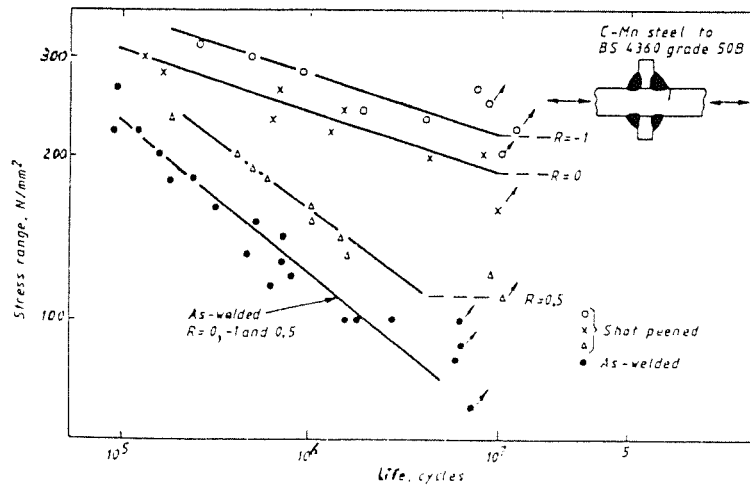


Fig. 14. Efeito da razão de tensões  $R$  na resistência à fadiga de juntas de canto "shot peened".

O material de base, ao contrário do que seria de esperar, não tem influência significativa na resistência à fadiga de juntas soldadas não sujeitas a tratamento de melhoria da resistência à fadiga. Tal facto deve-se a que nestes casos a fase de propagação da fenda é predominante, enquanto que num material não soldado a fase de iniciação da fenda é a mais importante. Nestes casos a resistência à tracção do material, na medida em que a influencia significativamente o processo de iniciação altera a resistência à fadiga.

entanto, em juntas soldadas sujeitas a tratamentos de melhoria de resistência à fadiga a eficiência do processo e a resistência à fadiga da junta aumentam com a tensão de rotura do metal de base. Este facto deve-se a que quando se faz um tratamento para melhoria da resistência à fadiga se actua sobre o período de iniciação da fenda, que pode tornar-se predominante.

## 6. CONCLUSÕES

A resistência à fadiga é dominada por factores geométricos. A escolha do material, processo de soldadura e qualidade do cordão tem apenas um efeito secundário na melhoria da resistência. Na generalidade dos cordões de soldadura a vida de fadiga é gasta em grande parte na propagação de fendas a partir de defeitos pré-existentes. Como consequência, a resistência à fadiga é muito inferior nas juntas soldadas do que em peças não soldadas e praticamente independente do material.

A presença de elevadas tensões residuais tem um papel importante dado que nestes casos tensões aplicadas negativas provocam um dano semelhante ao das tensões positivas. Em muitas aplicações este problema não pode ser resolvido recorrendo a tratamentos de alívio de tensões pois a eficiência deste processo poderá não ser total. As técnicas de martelagem e "shot peening" poderão ser uma solução nestes casos.

A resistência à fadiga numa junta diminui com a espessura, sendo este efeito mais severo do que o indicado pelos factores de correcção proposto em códigos de construção.

A resistência à fadiga diminui com o aumento da relação  $l/B$  até um determinado valor desta relação ( $l/B = 1,5$  a

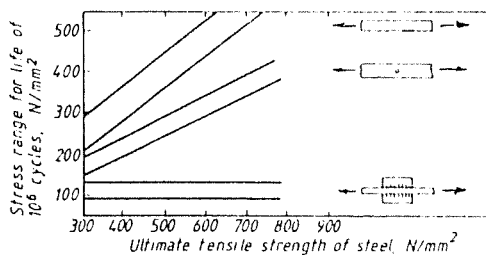


Fig. 15. Efeito da resistência à tracção do metal base na resistência à fadiga.

A figura 15 representa resultados publicados por Maddox [2] mostrando a dependência da resistência à fadiga com a tensão de rotura em peças não soldadas. Pelo contrário nas juntas soldadas verifica-se que a resistência à fadiga é independente da tensão de rotura do metal de base. No

2). A partir deste valor de  $l/B$  a resistência à fadiga, aparentemente, torna-se constante.

Um perfil do pé do cordão mais suave conduz a um aumento da resistência à fadiga. Este efeito é aplicado em técnicas de melhoria da resistência à fadiga, como: o afogamento do pé do cordão à mó ou com jacto de água e abrasivo e a refusão por TIG ou plasma.

O efeito dos parâmetros geométricos pode ser analisado usando modelos em que a propagação é prevista com base na mecânica da fractura linear elástica e a iniciação a partir da deformação local.

## REFERÊNCIAS

- [1] - Gurney, T.R., "Fatigue of welded structures", 2 nd Edition, Cambridge, University Press, 1978.
- [2] - Maddox, S.J. "Fatigue behaviour of welded joints", in "Advances in Fatigue Science and Technology". Ed. C.M. Branco and L.G. Rosa, NATO ASI Series, Vol. 159, pp. 539-550, 1989.
- [3] - United Kingdom Department of Energy, "Offshore installations: guidance on design and construction", Her Majesty's Stationery Office, 1984.
- [4] - Gurney, T.R., "Theoretical analysis of the influence of toe defects on the fatigue strength of fillet welded joints", Welding Institute Research Report, 32/1977/E, 1977.
- [5] - Johnston, G.D., "The Influence of plate thickness on the fatigue strength of welded joints", Welding Institute Report 3549/3/78, 1978.
- [6] - Morrow, J., "Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals", in International Friction, Damping and Cyclic Plasticity", ASTM STP378, pp. 4-48, 1965.
- [7] Neuber, H., "Theory of stress concentration for shear strained prismatic bodies with arbitrary non linear stress-strain law", J. Appl. Mech., Vol. 28, pp. 544-551, 1961.
- [8] - Seeger, T. and Neuber, P., "Generalized application of Neuber's rule", J. Test. Eval., Vol. 8, pp. 199-204, 1980.
- [9] - Topper, T.H., Wetzel, R.M. and Morrow, J., "Neuber's rule applied to fatigue of notched specimens", J. Mat. JMLSA, Vol. 4, pp. 200-209, 1969.
- [10] - Seeger, T., Beste, A. and Amsutz, A., "Elastic-plastic stress-strain behaviour of monotonic and cyclic loaded notched plates", Fracture 1977, Proc. 4 th Int. Conf. on Fract. ICF4, Ed. D.M.R. Taplin, University of Waterloo Press, pp. 943-951, 1977.
- [11] - Glinka, G., "Calculation of inelastic notch tip strain-stress histories under cyclic loading" Engng. Fract. Mech., Vol. 22, pp. 839-954, 1985.
- [12] - Molski, K. and Glinka, G., "A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root", Mater. Sci. Engng., Vol. 50, pp. 93-100, 1981.
- [13] - Newman, J.C. and Raju, I.S., "Stress intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads", NASA Tech. Memo. 85793, 1984.
- [14] - Tada, H., Paris, P., and Irwin, G., "The stress analysis of cracks handbook", Del Research Corporation, 1985.
- [15] - Gurney, T.R. and Johnston, G.O., "A revised analysis of the influence of toe defects on the fatigue strength of transverse non-load-carrying fillet welds", Welding Research International, Vol. 9, Nº 3, pp. 43-79, 1979.
- [16] - Gurney, T.R. "Theoretical analysis of the influence of attachment size on the fatigue strength of transverse non-load-carrying fillet welds", Welding Institute Research Report 91/1979, 1979.
- [17] - Smith, I.J. and Hurworth, S.J., "The effect of geometry changes upon the predicted fatigue strength of welded joints", Welding Institute Research Report 244/1984, 1984.
- [18] - Albrecht, P. and Yamada, K., "Rapid calculation of stress intensity factors", Journal of Structural Division Proceedings ASCE, Vol. 103 (ST2), pp. 377-389, 1977.
- [19] - Niu, X. and Glinka, G., "Weight functions for edge and surface semi-elliptical in flat plates and plates with corners", Engng. Fract. Mech. Vol. 36, pp. 459-475, 1990.
- [20] - Haswell, J., "Simple models for predicting stress intensity factor for tubular joints", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 14, Nº 5, pp. 499-513, 1991.
- [21] - Ferreira, J.M. and Branco, C.M., "Comparison of fatigue life predictions in welded joints using 2D and 3D K solutions", aguarda publicação em Fat. Fract. Engng. Struct., 1993.
- [22] - Ferreira, J.A. and Branco, C.M., "Fatigue analysis and prediction in fillet welded joints in the low thickness range", Fat. Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 13, Nº 3, pp. 201-212, 1990.

[23] - Ferreira, J.A. and Branco, C.M., "Influence of misalignment on the fatigue strength of butt welds", *Int. J. Fatigue*, Vol. 13, N° 5, pp. 405-409, 1991.

[24] - Vosikovsky, O., Bell, R., Burns, D.J. and Mohaupt, U.H., "Fracture mechanics assessment of fatigue life of welded plates T-joints, including thickness effect", *Proc. of 4<sup>th</sup> Int. Conf. on Behaviour of Offshore Structures (BOSS 85)*, Elsevier Science Publishers, Amsterdam, pp. 453-464, 1985.

[25] - Booth, G.S., "Constant amplitude fatigue tests performed on welded steel joints in air", *Proc. European Offshore Steels Research Seminar*, Cambridge, Paper 4, Session 3, 1978.

[26] - Haibach, E., Olivier, R. and Ritter, W., "Fatigue strength of angled specimens with fillet welds produced from 50 mm plate", *Proc. European Offshore Steel Research Seminar*, Cambridge, Paper 7, Session 3, 1978.

[27] - Dijkstra, O.D. and Hartog, J., "Dutch part of the large scale tubular joint fatigue test programme", *Proc. European Offshore Steels Research Seminar*, Cambridge, Paper 35, Session 10, 1978.

[28] - Gurney, T.R., "The influence of thickness on the fatigue strength of Offshore Structures (BOSS 79)", Vol. 1, Paper 41, pp. 523-534, 1979.

[29] - Gurney, T.R., "The influence of thickness on fatigue of welded joints - 10 years on (a review of British Work)", *proc. of the Eighth International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, The Hague, Holanda, pp. 1-8, 1989.

[30] - Berge, S. and Webster, S.E., "The size effect on the fatigue behaviour of welded joints", *Proc. of 3<sup>rd</sup> Int. Conf. on Steel in Marine Structures (SIMS 87)*, Elsevier Science Publisher, Amsterdam, pp. 179-204, 1987.

[31] - Ferreira, J.A.M. and Branco, C.A.M., "Influence of the radius of curvature at the weld toe in the fatigue strength of fillet welded joints", *Int. J. Fatigue*, Vol. 11, N° 1, pp. 29-36, 1989.

[32] - Maddox, S.J. and Padilla, J.A., "Fatigue life improvement by water jet erosion", *Welding Institute Members Report 280/1985*, 1985.

[33] - Maddox, S.J., "Fatigue design optimisation of welded joints", in "Advances in Fatigue Science and Technology", Ed. C.M. Branco and L.G. Rosa, NATO ASI Series, Vol. 159, pp. 551-568, 1989.

## MODELIZACION DE LOS PROBLEMAS DE IMPACTO

*antes*  
C. Navarro

Departamento de Ciencia de Materiales. Escuela de Ingenieros de Caminos.  
Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040-Madrid.

**Resumen.** Este trabajo resume el estado de los conocimientos sobre los diferentes tipos de modelización para el análisis de los problemas de impacto a alta y baja velocidad, agrupándolos según posean un carácter empírico, analítico o numérico. Posteriormente se presentan tres análisis numéricos correspondientes a velocidades de impacto comprendidas entre 405 y 1885 m/s que muestran las posibilidades que dichos métodos ofrecen.

**Abstract.** A resume of the state of the art on the different models used in the analysis of high and low velocity impact problems is presented in this paper. The models are grouped into empirical, analytical and numerical ones, depending on the way they were developed. In addition, numerical analyses of three different problems, with impact velocities ranging from 405-1885 m/s, are described in order to show the possibilities of the numerical methods.

## 1. INTRODUCCION

La industria militar, junto a la aeroespacial, han propiciado el rápido desarrollo de una nueva disciplina que se conoce bajo el nombre de Mecánica del Impacto. En ella, están incluidos todos aquellos problemas ingenieriles en los que intervienen dos, o más, sólidos que interaccionan entre sí durante un intervalo de tiempo muy pequeño. Esta interacción engloba los siguientes problemas: a) los simples choques entre sólidos, en los que los comportamientos de los materiales intervinientes permanecen dentro de los regímenes elástico o elasto-plástico; b) los de penetración de un cuerpo sobre otro, denominados en lo que sigue proyectil y blanco, respectivamente; c) y, por último, las acciones de ondas, causadas por explosiones, sobre elementos estructurales.

Aunque existen en la actualidad varios libros, y numerosos artículos científicos, sólo está bien entendido una pequeña parcela del campo citado. De hecho, en la década pasada, han empezado a aparecer las primeras asociaciones científicas de ámbito europeo (Impact Club y DYMAT), una revista especializada (International Journal of Impact Engineering) y otra de muy próxima aparición (Journal of DYMAT), y una serie de congresos y simposios internacionales que se

repite con periodicidad (Ballistics Symposium, Int. Conf. on Structures under Shock and Impact (SUSI) y DYMAT Conference).

Los problemas que se analizan en este campo revisten interés para casi todas las ingenierías. Así, a modo de ejemplo, pueden citarse los problemas derivados de los choques de estructuras de autolocomoción, tales como coches, barcos, trenes, etc., los choques entre estructuras próximas cuando se ven sometidas a acciones sísmicas, los impactos balísticos de un proyectil, una carga hueca, etc., las acciones de explosiones sobre las estructuras colindantes, el impacto de meteoritos sobre estructuras aeroespaciales, etc..

Probablemente, el hecho que se desprende del párrafo anterior, que de alguna manera muestra el carácter multidisciplinar de la materia, ha sido la causa, junto a la de su novedad, de que ésta no pueda ser considerada patrimonio de una ingeniería concreta y que, por lo tanto, haya quedado algo arrinconada dentro de la formación que se proporciona en la actualidad a nuestros físicos e ingenieros.

Paralelamente a lo anterior, y dado que en los problemas citados los materiales intervinientes son solicitados a altas deformaciones que, en algunos casos, pueden llegar

*estructural  
materiales*

hasta la rotura, en unos intervalos de tiempo muy pequeños -del orden de la diez milésima de segundo-, las velocidades de deformación que se alcanzan son de unos cuantos miles de  $s^{-1}$ . Esto obliga al conocimiento de las relaciones constitutivas de los materiales a altas velocidades de deformación, para lo que hay que recurrir a dispositivos experimentales del tipo de la barra Hopkinson que, aunque de un funcionamiento conceptual muy simple, obliga a desarrollar métodos de medida muy precisos y sofisticados. Lo anterior significa que, a la vez que se progresa en el conocimiento de la Mecánica del Impacto, conviene también hacerlo en el campo de la caracterización dinámica de materiales a altas velocidades de deformación.

Centrándonos ya más en el objeto de lo que aquí se presenta, nos circunscribiremos al problema de impacto en el que un sólido penetra, deteniéndose o atravesando, otro sólido. Este es el caso de lo que antes se denominó impacto balístico aunque, como resulta fácilmente comprensible, los desarrollos que aquí se presentarán poseen una utilidad que no los limita sólo a ese tipo de problemas. Sin embargo, el objetivo de las técnicas que se aplican presentan un punto común: se trata de detener un determinado proyectil utilizando una protección a definir, tanto en geometría como en los materiales a utilizar, y que resulte eficaz, liviana y barata.

El tratamiento y análisis del problema señalado puede llevarse a cabo mediante un procedimiento experimental: pruebas y ensayos a escala real en los que se lanza un proyectil previamente conocido, contra un blanco que, de prueba en prueba, va cambiando su configuración geométrica y material. Como puede entenderse, este método de diseño resulta muy costoso y no garantiza que se haya obtenido la solución más óptima, ni desde el punto de vista de definición geométrica ni, lo que es más grave, en la elección de los materiales convenientes. Sin embargo, este método ha sido el más utilizado en el pasado, recopilándose una gran cantidad de datos experimentales que, analizados estadísticamente con posterioridad, han proporcionado unas expresiones empíricas que han tenido un amplio uso práctico. Pero la Ciencia de Materiales es un campo vivo en el que, de una manera continua, se están desarrollando nuevos materiales que, en algunos casos, sustituyen a los que tradicionalmente se han venido utilizando, por lo que, los métodos empíricos, pueden no ser aplicables a las situaciones en las que intervienen estos nuevos materiales.

Alternativamente al método anterior, cabe la posibilidad de tratar de analizar el problema de la penetración de un sólido en otro, desde una perspectiva teórica, cuyas predicciones sean contrastadas con lo que sucede en la realidad; en esa dirección se han desarrollado numerosos modelos predictivos, de mayor o menor dificultad teórica, y que se pueden agrupar en los modelos analíticos, en los que se resuelven las ecuaciones del

movimiento de los sólidos participantes utilizando una serie de hipótesis simplificadoras, y en los numéricos, que se basan en los métodos de las diferencias finitas y elementos finitos. La separación entre ambos tipos de modelos debiera quedar clara y meridiana según utilicen, o no, el ordenador. Sin embargo, hay otros modelos -los modelos ingenieriles- que, conservando un planteamiento puramente analítico, adquieren tal complejidad que requieren el uso de ordenador para su uso práctico. La frontera entre estos últimos y los modelos puramente numéricos no está clara, si bien el tiempo de ejecución que requieren los primeros es incomparablemente más bajo que el correspondiente a los segundos, lo que les hace especialmente útiles en los procesos de diseño por la cantidad de análisis paramétricos que permiten efectuar.

Los modelos anteriores tienen una validez que viene fijada por el tipo del régimen de penetración que tiene lugar en el problema de impacto que se analiza, por lo que, antes de pasar a la presentación de los modelos precitados, es conveniente discutir los regímenes de penetración que pueden producirse.

## 2. REGIMENES DE PENETRACION

Uno de los primeros pasos que se efectúa, tras una prueba de impacto real, es el análisis del cráter que se ha formado en el blanco, en el que se incluye la medida de su profundidad, su diámetro y su volumen. Tras muchos años de investigación, se ha comprobado que, la forma del cráter, cambia con la velocidad de impacto, pudiéndose definir tres regímenes diferentes de penetración, que son mostrados en la figura 1 (Christman y Gehring [1]), que corresponde al impacto de una barra cilíndrica de acero de alta resistencia sobre una placa de aluminio. En la parte superior de esta figura, el proyectil sufre una pequeña deformación plástica, mientras que el blanco ha sufrido las deformaciones plásticas necesarias para que el proyectil haya quedado acomodado en su seno, presentando el cráter un diámetro ligeramente superior al del proyectil. En este régimen de penetración, que se conoce como a **baja velocidad**, la profundidad del cráter es proporcional a la velocidad de impacto elevada a  $4/3$ . A medida que la velocidad crece, se alcanza una velocidad crítica en la que se genera un estado tensional en el proyectil que es capaz de romperlo. Por encima de esta velocidad, aumenta el número de fragmentos en que se divide el proyectil, incrementándose el área de interacción con el blanco, resultando un pérdida de energía más rápida que en el régimen anterior, y produciéndose un cráter más ancho y menos profundo. Este **régimen de transición o régimen a alta velocidad** está ilustrado en las tres figuras intermedias de la figura 1, y que corresponden, respectivamente, al comienzo de este régimen, en pleno régimen y al final del mismo. A partir de este último instante, al aumentar



la velocidad, la profundidad del cráter comienza a crecer de nuevo, siendo proporcional a la velocidad elevada a  $2/3$ , y adquiriendo el cráter una forma semiesférica. Se ha entrado en el **régimen de hipervelocidad**: las características resistentes de los materiales dejan de poseer un papel relevante, comportándose éstos más bien como fluidos que como sólidos.

En resumen (Wilbeck et al. [2]), en el régimen a baja velocidad, las presiones desarrolladas en la interfase proyectil/blanco son moderadamente bajas de forma que el proyectil puede ser considerado como indeformable; en el de alta velocidad, esas presiones de impacto son lo suficientemente grandes como para causar la deformación plástica, y hasta la rotura, del proyectil; y en el régimen de hipervelocidad las presiones superan ampliamente las resistencias de blanco y proyectil, de forma que la erosión de ambos, y su comportamiento como fluidos, es el efecto que predomina en el problema.

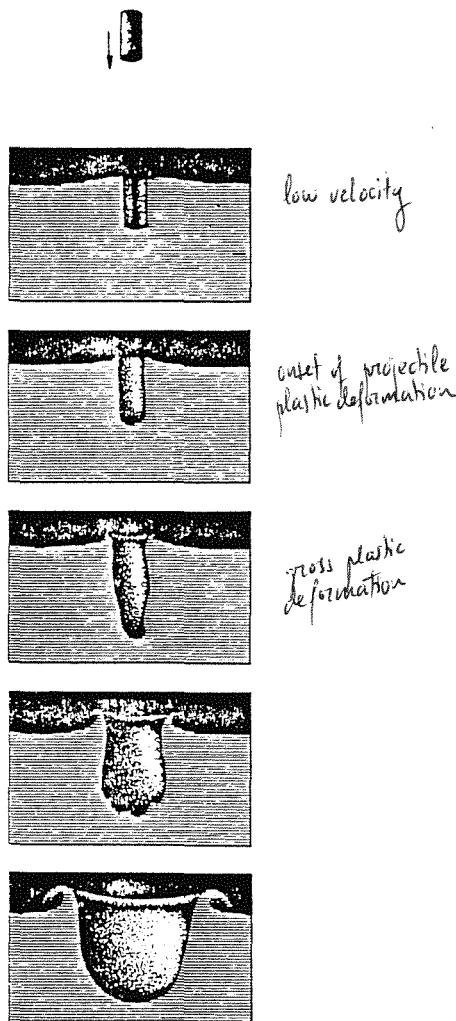


Fig. 1. Regímenes de penetración

### 3. MODOS DE ROTURA DE UN BLANCO

Los diferentes modos de rotura de un blanco (Sedgwick [3]) están esquematizados en la figura 2. La figura 2 (a) muestra un tipo de rotura que aparece cuando la compresión generada tras el impacto supera la resistencia dinámica a la compresión del material del blanco, produciéndose la rotura en compresión en la región menos confinada de la placa. La figura 2 (b) representa un caso de rotura en el que aparecen grietas radiales, o circunferenciales, en zonas ya afectadas por el paso de la onda de compresión generada tras el impacto, debido a un comportamiento frágil del material del blanco frente a las tensiones radiales, o circunferenciales, de tracción. La figura 2 (c) presenta un tipo de rotura debido a que la magnitud de las ondas de tracción, generadas tras el proceso de reflexión de las de compresión en la cara libre del blanco, supera la resistencia a tracción dinámica del material. La figura 2 (d) ilustra uno de los casos que aparecen más frecuentemente en el caso de materiales metálicos, en los que se forma una especie de tapón del material del blanco, de un radio similar al del proyectil deformado, y que sale junto al proyectil; la tendencia a este tipo de rotura aumenta con el valor de la tensión de cedencia del material o con su dureza Brinell, lo que puede ser explicado si se tiene en cuenta que, cuanto más duro sea el material del blanco, más difícil resulta moverlo en dirección radial, por lo que aparece una concentración de grandes deformaciones tangenciales plásticas en una zona estrecha, delante de la cabeza del proyectil y en la vecindad de su periferia. Las figuras 2 (e) y (f) muestran un tipo de rotura, en placas relativamente gruesas y delgadas, respectivamente, similar al ya comentado de fractura radial, y causado por las altas tensiones circunferenciales que actúan a lo ancho del espesor de la placa. La figura 2 (g) presenta el caso de fragmentación del material del blanco que se produce en un impacto a alta velocidad sobre placas delgadas. Por último, la figura 2 (h) muestra el caso en el que se forma en el blanco un perfecto agujero casi cilíndrico; este tipo de rotura es característico para blancos muy dúctiles.

### 4. METODOS EMPIRICOS

A pesar de que existen tres regímenes básicos, en lo que sigue se presentarán aquellos modelos, aplicables a las situaciones en las que las características resistentes de blanco y proyectil juegan un papel relevante (Impacto a baja velocidad), y esos otros en los que las presiones desarrolladas en el contacto superan con creces las características resistentes de los materiales involucrados y que, por lo tanto, sus comportamientos se asemejan a los de los fluidos (pérdida de la resistencia a la cizalladura).

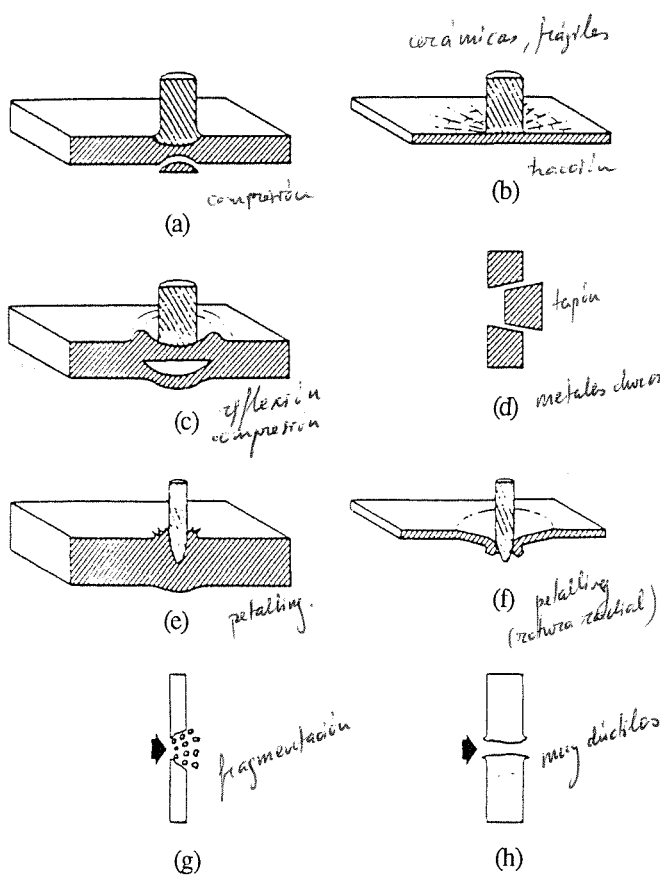


Fig. 2. Diferentes formas de rotura bajo impacto

a) Impacto a baja velocidad

Las ecuaciones de uso más extendido, que permiten determinar la velocidad y peso residuales (velocidad y peso tras la perforación) del proyectil, para el problema de impacto de un fragmento de acero de forma cilíndrica, o cúbica, de una razón altura-diámetro próxima a la unidad, son las obtenidas en la Universidad de Johns Hopkins en el proyecto denominado Thor [4,5]. Un ejemplo del tipo de ecuaciones, que se obtuvieron tras el ajuste por mínimos cuadrados de los resultados experimentales, es el siguiente:

$$V_r = V_s - 10^C (hA)^a (m_s)^b (\sec \theta)^c V_s^d$$

donde:

- $V_r$  = velocidad residual del fragmento (pies/s)
- $V_s$  = velocidad de impacto (pies/s)
- $h$  = espesor del blanco (pulgadas)
- $A$  = área de impacto del fragmento (pulgadas<sup>2</sup>)

$m_s$  = peso del fragmento (grains) (1 grain es equivalente a 0.065 gramos)

$\theta$  = ángulo de impacto medido respecto a la vertical al blanco

C,a,b,c,d = constantes o coeficientes que dependen del tipo de material del blanco, y que se presentan en la tabla 1 para un conjunto de materiales.

La ecuación anterior puede resolverse para cada caso haciendo  $V_r$  igual a cero, lo que proporcionaría la máxima velocidad de impacto del fragmento que es capaz de detener la placa de material que se considera.

TABLA 1

Material	C	a	b	c	d
Aluminio	7.05	1.03	-1.07	1.25	-0.14
Acero	6.45	0.89	-0.95	1.26	0.02
Plomo	2.00	0.50	-0.50	0.66	0.82
Lexan	2.91	0.72	-0.66	0.77	0.60
Vidrio	3.74	0.71	-0.72	0.69	0.47

Otro modelo empírico, más reciente y que ha tenido una amplia difusión, es el de Lambert [6]. En él, la velocidad residual,  $V_r$ , de un proyectil que atraviesa una placa metálica se expresa como:

$$V_r = \alpha (V_s - V_1)^{1/p}$$

donde:  $V_1$  es la velocidad de impacto a la cual el proyectil es detenido;  $\alpha$ , un parámetro que depende del tipo de metal utilizado para el blanco y, finalmente,  $p$ , es otro parámetro que depende, a su vez, del espesor del blanco, del diámetro y de la masa del proyectil, y del ángulo de impacto.

Uno de los campos donde la Mecánica del Impacto presenta una gran aplicación es en el de la protección personal. Así, por ejemplo, para el caso de tejidos realizados con fibra de nylon, y para un proyectil de bajo calibre, existen expresiones como la proporcionada por Lyons [7]:

$$V_1 = 483.6 [W/A]^{0.357}$$

donde  $V_1$  es la máxima velocidad de impacto que resiste el tejido, expresada en m/s, y  $W/A$  representa la densidad areal del tejido en g/cm<sup>2</sup>.

b) Impacto a alta velocidad

Uno de los primeros modelos empíricos para este

problema, en el caso de que el proyectil y el blanco estén realizados del mismo material, es el proporcionado por McHugh [8] que propone una expresión para el diámetro final del cráter generado en el blanco.

Para el caso de impacto aluminio-aluminio en el rango de velocidades comprendido entre 1 y 8 km/s, se puede utilizar el modelo de Maiden et al. [9]

$$D/d = 2.4 V/c (h/d)^{2/3} + 0.9$$

donde D y d son los diámetros del cráter y del proyectil, respectivamente, h el espesor del blanco, V la velocidad de impacto y c la velocidad del sonido en el aluminio.

## 5. METODOS ANALITICOS

### a) Impacto a baja velocidad

Los primeros modelos analíticos aplicables a problemas de impacto datan de la década de los 40, pero es en la de los ochenta cuando han experimentado un amplio desarrollo, sobre todo tras comprobar que los métodos numéricos, a pesar de que la rapidez de los nuevos ordenadores es muy grande, presentan poca flexibilidad para analizar paramétricamente un determinado problema. Todos los modelos analíticos se basan en la observación del proceso de penetración de un proyectil sobre un blanco, y en el establecimiento de una serie de estados intermedios, en los que se postula dividido el proceso de penetración, en los que predomina un determinado mecanismo de deformación. La aplicación de los principios básicos de la Mecánica conducen a un conjunto de ecuaciones que, una vez resueltas, proporcionan la solución buscada.

A continuación se proporciona una relación de los modelos analíticos más usuales para el caso de un proyectil rígido que impacta sobre un blanco formado por un solo material. Los modelos aparecen agrupados según el número de mecanismos de penetración que consideran.

Modelos unidimensionales:

a) Un solo mecanismo de perforación: Taylor [10], Nishiwaki [11], Thompson [12], Zaid y Paul [13], Recht e Ipson [14], Heyda [15].

b) Varios mecanismos de perforación: Awerbuch y Bodner [16], Woodward y DeMorton [17].

c) Varios mecanismos de deformación junto con modelos estructurales de deformación: Marom y Bodner [18], Shadbolt et al. [19].

Modelos bidimensionales:

d) Varios mecanismos de perforación: Ravid y Bodner

[20], Ravid et al. [21].

La descripción de todos y cada uno de estos modelos se sale fuera del objetivo de esta comunicación; sin embargo, en un trabajo anterior [22], se describieron los modelos más recientes ([16],[20] y [21]), y allí se remite al lector para una mejor comprensión de los mismos.

Para el caso particular de impacto sobre materiales compuestos, recientemente Zhu et al. [23,24], han propuesto un nuevo modelo analítico que se basa en la teoría de laminados, y que incluye mecanismos disipativos de energía como el de indentación de la punta del proyectil, abombamiento de la cara libre de la placa de material compuesto, rotura de las fibras, delaminación y fricción. Ellos dividen el proceso de penetración en tres estados: indentación del proyectil, perforación y salida, proporcionando las fuerzas que se oponen al avance del proyectil. Comparando los resultados de su predicción teórica con los experimentales se obtiene un buen acuerdo, excepto en la evolución temporal de la fuerza de frenado, para lo que necesitan suponer una deformación de rotura de las fibras del material compuesto algo elevada (concretamente, para fibra de aramida suponen una deformación de rotura del 4% cuando un valor más realista de la misma, para las velocidades de deformación presentes en este tipo de problemas, está en el rango 2-3.3 %).

Todos los modelos referenciados hasta aquí analizan el problema de impacto en un blanco formado por un solo material, pero cada día es más corriente la realización de blindajes mixtos formados por dos, o más, materiales distintos. Una de sus configuraciones más utilizadas en la actualidad es la formada por losetas de material cerámico pegadas sobre un soporte metálico o de material compuesto. Una de las primeras modelizaciones de este problema fue llevada a cabo por Florence [25] a finales de los sesenta. Este modelo está basado en la idea de que la loseta cerámica rompe, según un tronco de cono, y distribuye la carga de impacto sobre la zona de la placa metálica que la soporta y que, ella sola, es la encargada de absorber toda la energía desarrollada en el impacto. Un resumen de las ecuaciones que proporciona este modelo quedaron recogidas en [26].

Más recientemente han aparecido otros dos modelos analíticos, también para el caso de impacto normal sobre un blanco cerámica/metal, y que se deben a Woodward [27] y a Reijer [28]. Una comparación entre los resultados de los dos modelos anteriores y el primitivo de Florence [25] ya se presentó en nuestra reunión anual de 1992 [26]. Sin embargo, allí no se pudieron describir, al menos cualitativamente, por lo que se comentan, brevemente, a continuación.

El modelo de Woodward [27] considera que el proyectil y el material cerámico están interaccionando de manera

que, dependiendo del valor relativo de la fuerza de interacción respecto a las resistencias de los materiales del proyectil y del blanco, pueden erosionarse sólo el proyectil, sólo la cerámica o ambos a la vez. Las ecuaciones que plantea para el blanco y el proyectil son: la ley de Newton, el teorema de la cantidad de movimiento y la ecuación de continuidad; la influencia de la placa metálica se contabiliza suponiendo que ejerce sobre el material cerámico una fuerza adicional de frenado. En la actualidad, en nuestro Departamento se está tratando de aplicar la filosofía de este modelo al caso en el que la placa sustentadora de la cerámica estuviera realizada de material compuesto.

El modelo de Reijer [28] es mucho más sofisticado que el anterior: divide el proceso de penetración en tres etapas diferentes. En la primera, el material cerámico permanece sin deformarse y es el proyectil el que sufre un proceso de deformación puramente plástico; el tiempo que dura esta etapa es igual al que tarda el material cerámico en fracturarse y pulverizarse totalmente; este tiempo se toma igual al que tarda la onda de compresión en alcanzar la intercara cerámica/metal más lo que tardan las fisuras, allí producidas, en alcanzar la cara donde se produjo el impacto. En la segunda etapa se produce una situación similar a la del modelo de Woodward [27], erosionándose el proyectil y la cerámica. En la tercera etapa, que comienza una vez que el proyectil deja de erosionarse, se produce el frenado del mismo por la fuerza que ejerce la placa metálica al deformarse.

Otro posible tipo de blindaje es uno similar al anterior pero en el que se ha sustituido la placa metálica por otra de material compuesto de matriz orgánica y de varias capas de tejido balístico. Para esta situación, Hetherington y Rajagolapan [29] han propuesto un modelo analítico, que se basa en el propuesto por Florence [25], y que ha proporcionado muy buenos resultados cuando se comparan las predicciones del mismo con los resultados experimentales [26].

Otra situación bastante común en este tipo de aplicaciones es el caso de blindajes mixtos formados por losetas de cerámica pegadas sobre una placa de material compuesto que, a su vez, va situado sobre varias capas de tejido balístico. Para esta situación también se dispone de un modelo predictivo cuyas bases científicas [30] serán presentadas en otra comunicación dentro de esta misma Reunión [31].

#### b) Impacto a alta velocidad.

En un artículo previo [22] se presentó uno de los modelos más utilizados para el caso de impacto en el régimen de hipervelocidad. Concretamente se trataba del modelo unidimensional de Tate [32], en el que se supone que, tanto blanco como proyectil, se erosionan en virtud de la hipótesis de que la fuerza de interacción blanco-proyectil supera las resistencias mecánicas de

ambos materiales. Las ecuaciones que se plantean en ese modelo son: la correspondiente al segundo axioma de Newton; una ecuación de continuidad para el material del proyectil; y una ecuación del tipo de la de Bernoulli con una serie de modificaciones. En esta última ecuación es en la que reside la mayor aportación del modelo de Tate [32]. Este modelo ha servido de base a muchos otros, como por ejemplo el propuesto por Jones et al. [33], pero éstos son meras modificaciones, sino sutilezas, del modelo anterior.

## 6. METODOS NUMÉRICOS

Los métodos numéricos, que se han utilizado para el tratamiento de los problemas de impacto, se basan en los métodos de las diferencias finitas o de los elementos finitos, encontrándose, en la actualidad, programas disponibles hasta para ordenadores personales. Un amplio resumen sobre las características principales de los programas comerciales puede ser encontrado en el libro de Zukas [34].

Las primeras modelizaciones numéricas de problemas de impacto se llevaron a cabo en lo que, anteriormente, se definió como el régimen de la hipervelocidad dado que, en él, el comportamiento de los materiales puede ser supuesto como si éstos fueran medios fluidos. Normalmente se ha utilizado la expresión de "programas hidrodinámicos" al referirse a esos tipos de programas. En ellos los materiales, modelizados como continuos, deben cambiar su forma externa, pudiendo presentar nuevas superficies, como consecuencia de su progresiva rotura. Los modelos de los materiales más utilizados requieren que se postulen criterios instantáneos de rotura como, por ejemplo, aquellos que se refieren a una tensión, o deformación, de rotura, trabajo plástico u otro tipo de criterio similar.

Otro aspecto muy importante reside en el tipo de modelización que utilizan. Existen programas en los que los cuerpos que interaccionan se modelizan mediante mallas lagrangianas, que se deforman y mueven con el sólido, otros que utilizan mallas eulerianas, que permanecen fijas en el espacio a lo largo del tiempo, siendo los materiales los que se mueven a través de ellas, y, por último, existen programas que permiten modelizar unos sólidos empleando mallas lagrangianas y otros utilizando mallas eulerianas.

En la presente comunicación se presentan varios ejemplos que ilustran lo anterior: a) Impacto de un proyectil sobre varias capas de tejido balístico; b) Impacto de una barra de acero sobre un blindaje mixto cerámica-metal; y c) Impacto de una bola de acero sobre un blanco también de acero.

Impacto de un proyectil sobre varias capas de tejido balístico

Este problema corresponde al impacto de un proyectil 9 mm Parabellum (8 gramos de masa y 405 m/s de velocidad) sobre 27 capas de tejido Kevlar de alta tenacidad. Este caso ha sido ampliamente analizado por nosotros utilizando el programa NOVA2D [35]. El sistema se modelizó en condiciones de simetría axial empleando 1021 nudos y 534 cuadriláteros, y se consideró sólo la zona del blanco en un radio de 60 mm alrededor de la dirección del impacto. El núcleo del proyectil es de plomo y la camisa que le confina es de latón. Para ambos materiales se supuso un comportamiento elasto-plástico convencional, mientras que al tejido Kevlar se le supuso un comportamiento elástico lineal hasta la rotura. Todos los parámetros intervinientes en las ecuaciones constitutivas de los materiales fueron tomados de la bibliografía existente. Cada conjunto de tres capas del paquete original de Kevlar se modelizó como si se tratara de un solo sólido; esto es: cada subpaquete, formado por tres capas, podía contactar con los situados inmediatamente encima y debajo del considerado. Lógicamente lo anterior complicó extraordinariamente el análisis, requiriendo unos tiempos de proceso bastante altos, pero se hizo necesario emplear la modelización descrita cuando, en análisis previos, se comprobó que una modelización de las capas de tejido como si éstas formaran un solo paquete homogéneo, había conducido a resultados numéricos muy alejados de la realidad experimental.

En la figura 3(a) se presenta la configuración inicial de problema, en la que el núcleo de plomo del proyectil es de color negro. En la figura 3(b), que corresponde a un tiempo de 36 microsegundos después del impacto, se observa como el plomo del núcleo del proyectil se encuentra sufriendo un proceso de deformación plástica restringida por la camisa de latón que lo contiene. Las figuras 3(c) y (d) corresponden a 90 y 256 microsegundos, respectivamente. La detención del proyectil se realizó transcurridos 324 microsegundos desde el instante inicial, recogiendo en la figura 3(e) los aspectos del proyectil antes y después del impacto, pudiéndose comparar la forma del mismo al final del proceso con la recogida en la figura 3(d). Por otra parte, el máximo desplazamiento del blindaje, según la dirección de impacto, obtenido de la simulación numérica resultó estar muy próximo al experimental, que se obtuvo de la huella dejada, en la prueba de fuego real, por el paquete de tejido sobre una capa de plastelina puesta detrás.

Impacto de una barra de acero sobre un blindaje mixto cerámica metal.

En este segundo problema se estudia el proceso de penetración de una barra de acero (ETG-100) de 6.00 mm de diámetro y 31.5 mm de longitud que, viajando a

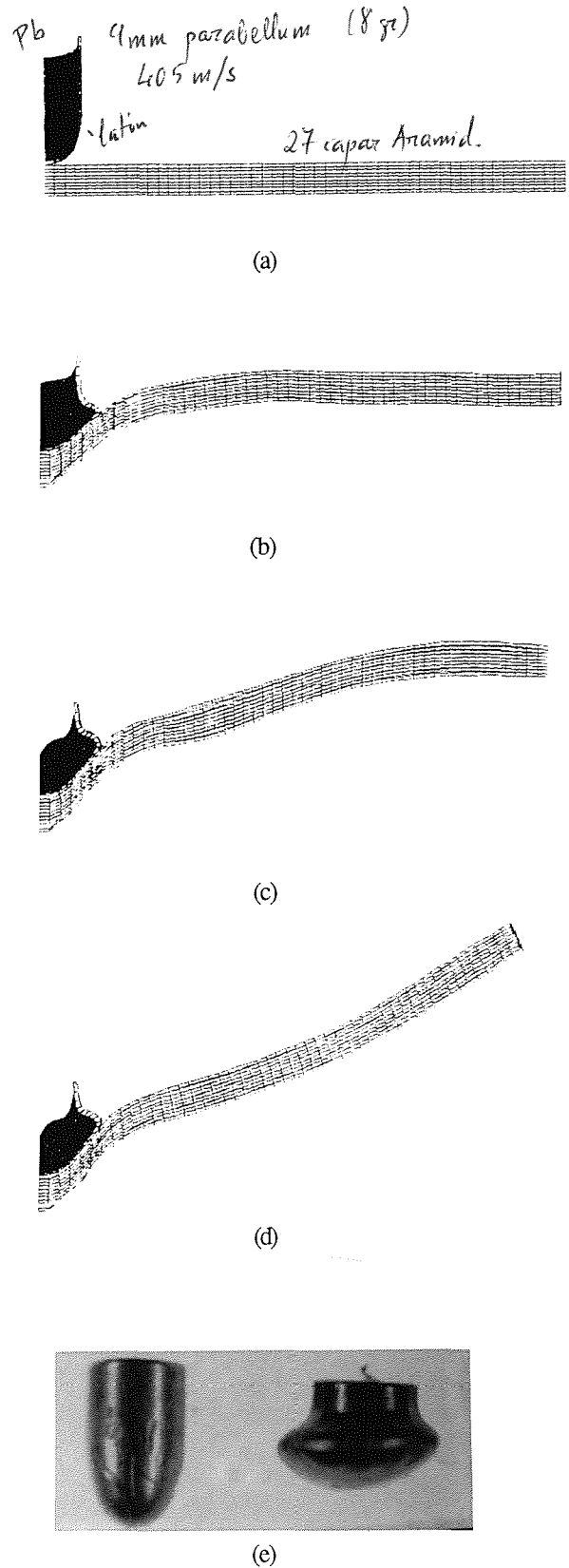


Fig. 3. Impacto de un proyectil contra tejido

una velocidad de 916 m/s, impacta sobre una placa mixta formada por una placa de alúmina AD-96 de 8.1 mm de espesor soportada por otra de aluminio 6061-T6 de 6.0 mm de espesor. Experimentalmente se comprobó (Reijer [28]) que el proyectil considerado equivalía, en cuanto se refiere a su poder de penetración, al proyectil 7.62 NATO AP.

El análisis numérico se realizó utilizando el programa comercial AUTODYN [36]. El proyectil se modelizó mediante una malla lagrangiana de 92 nudos y 66 elementos, mientras que, para el blanco, se utilizó una malla euleriana de 608 elementos, de los cuales 160 se encontraban ocupados, inicialmente, por el material cerámico y 128 por el aluminio, permaneciendo el resto de elementos sin ningún tipo de material.

Para los dos materiales metálicos se supuso un comportamiento elásto-plástico sin endurecimiento por deformación. Para el material cerámico se utilizó un modelo de resistencia del tipo de Mohr-Coulomb, en el que la tensión de cedencia del material es una función lineal de la presión a la que se encuentra sometido. Los criterios de rotura para los materiales metálicos se basaban en el de deformación crítica mientras que, para la cerámica, se supuso una tensión hidrostática de tracción de rotura.

En la figura 4 (a) se recoge la configuración inicial de blanco y proyectil, y, en la figuras 4 (b), (c) y (d) se recogen dichas configuraciones a los 7.53, 43.75 y 83.3 microsegundos, respectivamente. Como puede observarse en la última figura, el caso estudiado corresponde a un caso de perforación del blanco. También para este caso existen medidas experimentales -concretamente, de la posición de la cara posterior del proyectil-, realizadas por Reijer [28] mediante técnicas de rayos X. En la figura 4(e) se recogen las posiciones temporales de la cara posterior del proyectil obtenidas experimental y numéricamente, pudiéndose apreciar el alto grado de acuerdo existente entre ambas.

#### Impacto de una bola de acero sobre una placa de acero.

En este último caso se presenta al caso del impacto de una bola de un acero de dureza 262 HV10, de 50.8 mm de diámetro, 533.5 gramos de masa, que impacta a 1885 m/s contra un blanco también de acero (305 HV10) de espesor 130 mm y resistencia de 900 MPa. Este problema ha sido analizado experimentalmente por el Prof. Buchar [37] de la Universidad de Brno (República Checa) dentro del marco de un proyecto de investigación común con nuestro Departamento.

También en este caso se utilizó el programa AUTODYN [36]. El proyectil se modelizó utilizando una malla lagrangiana de 50 nudos y 31 elementos mientras que, para el blanco, se utilizó una malla euleriana, de 660 nudos y 608 elementos, en la que, inicialmente, el acero ocupaba 380 elementos, quedando

el resto de elementos sin rellenar de ningún tipo de material.

Para ambos tipos de acero se supuso una relación constitutiva como la propuesta por Johnson y Cook [38] y una ecuación de estado lineal.

En la figura 6 (a) se aprecia la configuración inicial del proyectil y del blanco. Las figuras 5 (b), (c), (d) y (e) corresponden a las configuraciones a 10.05, 30.04, 130.00 y 171.30 microsegundos, respectivamente. En la figura 5 (f) se incluye una foto del estado en que quedó el cráter formado en el blanco, pudiéndose comparar su forma con la obtenida en el proceso de simulación numérica (figura 5 (e)). Experimentalmente también se comprobó que, el proyectil, se erosionaba prácticamente en su totalidad.

## 7. CONCLUSIONES

Todo lo anterior pone de manifiesto la gran cantidad de modelos predictivos que existen para el análisis de los problemas de impacto y, por tanto, la gran cantidad de esfuerzo que se ha realizado en el pasado, y que se está realizando en el presente, en esta dirección. Los modelos aquí denominados empíricos, tienen un campo de utilización limitado por sus intrínsecas limitaciones: no deben ser aplicados más allá de aquellas situaciones que resulten similares a las que se utilizaron en su obtención, lo que limita claramente su aplicabilidad. Los modelos analíticos, al resolver las ecuaciones, más o menos simplificadas, que rigen el problema, tienen un campo de aplicación mucho más amplio que los anteriores pero, de nuevo, su rango de aplicación viene limitado por en qué medida se cumplen las hipótesis de partida en el caso concreto que se pretende analizar; así, por ejemplo, un modelo analítico en el que se suponga que el proyectil permanece sin sufrir ningún tipo de deformación durante el impacto sólo es aplicable a aquellas situaciones en las que se cumpla escrupulosamente esta hipótesis o, de no cumplirse, que la situación real se asemeje grandemente a la supuesta. Los últimos modelos -los modelos numéricos- presentan un campo de aplicación mucho más grande todavía, pero eso es a costa de un gran consumo de tiempo de computación. De hecho, los tres ejemplos que se han mostrado, y que corresponden a tres situaciones muy distintas, demuestran las grandes posibilidades que ofrecen estos últimos métodos.

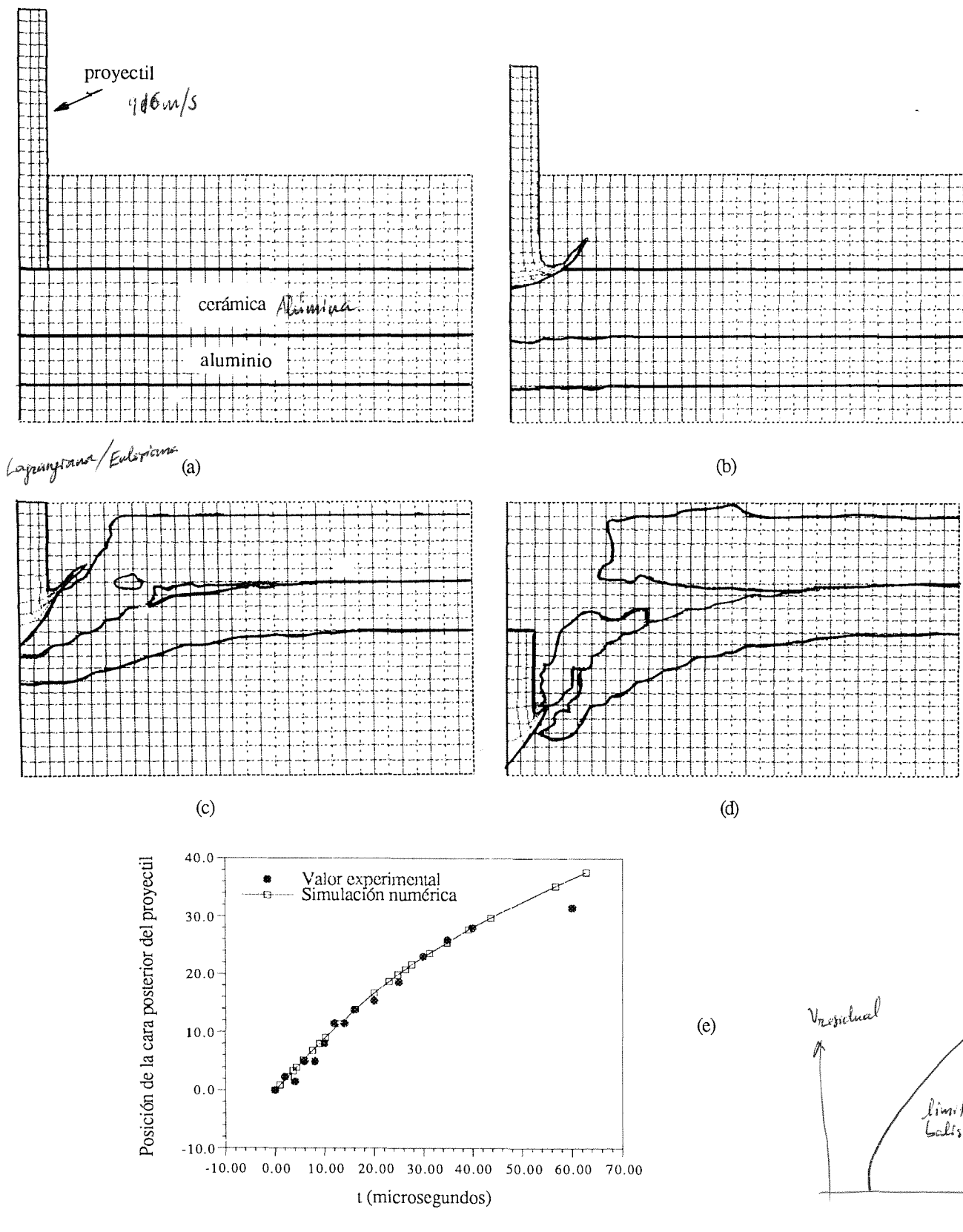


Fig. 4. Impacto de un proyectil contra un blanco cerámica-aluminio

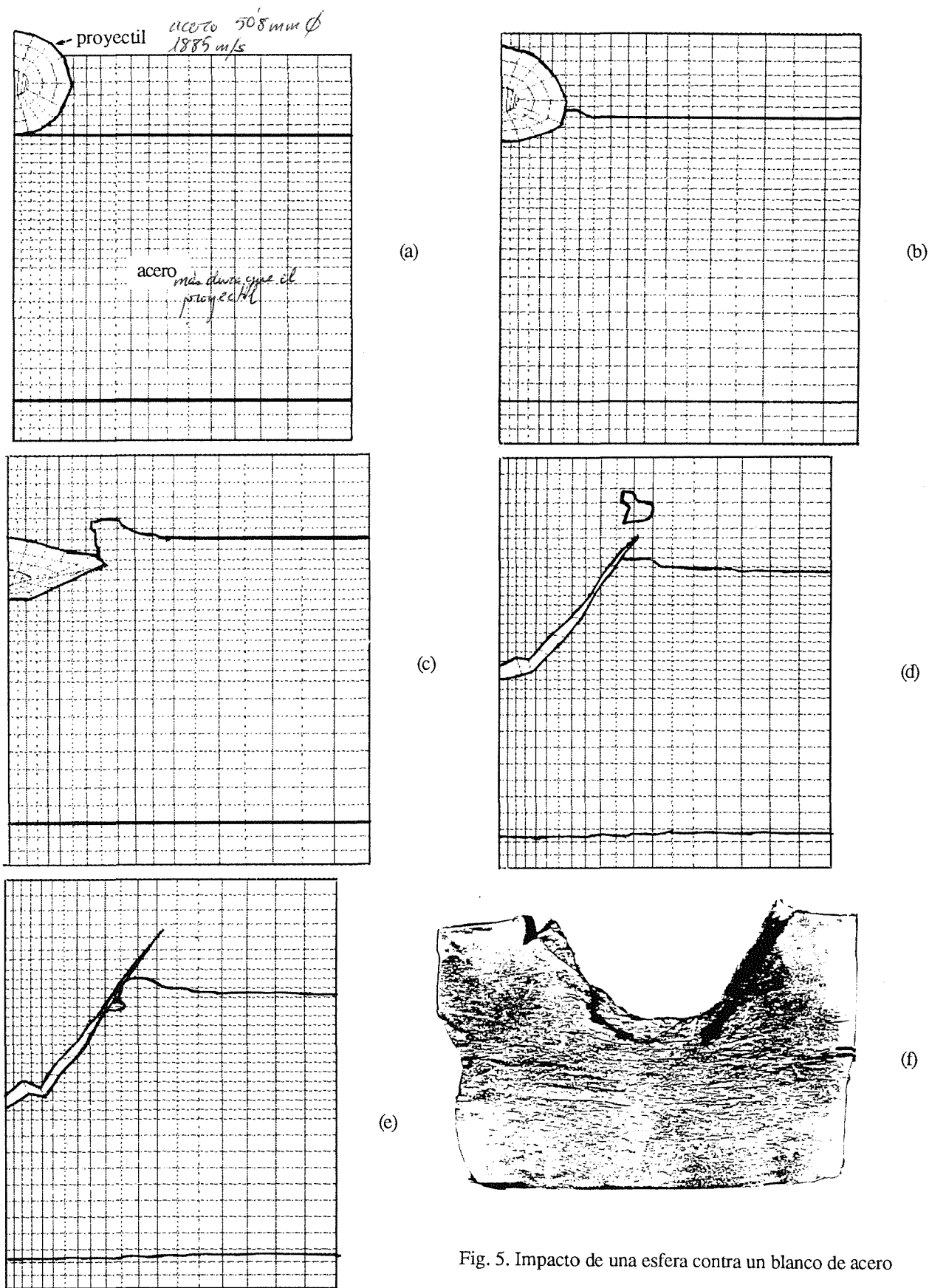


Fig. 5. Impacto de una esfera contra un blanco de acero



8. REFERENCIAS

- [1] Christman, D.R. y Gehring, J.W., "Penetration mechanisms of high velocity projectiles", General Motors Defense Research Laboratories, Report TR 65-50 (1965).
- [2] Wilbeck et al., "A short course on penetration mechanics", Southwest Research Institute, San Antonio, Texas, (1988).
- [3] Sedgwick, R.T., "Theoretical terminal ballistic investigation and studies of impact at low and very high velocities", Air Force Armament Laboratory Technical Report AFATL-TR- 68-61, (1968).
- [4] Project Thor Tr No. 47, "The resistance of various metallic materials to perforation by steel fragments; empirical relationships for fragment residual velocity and residual weight", (1961).
- [5] Project Thor Tr No. 51, "The resistance of various non-metallic materials to perforation by steel fragments; empirical relationships for fragment residual velocity and residual weight", (1963).
- [6] Lambert, J.P., Ballistic Research Laboratory, ARBRL-TR-02066, (1978).
- [7] Lyons, W.J., "Impact phenomena in textiles", Cambridge, Mass., M.I.T. Press, (1963).
- [8] McHugh, A.H., "Evaluation of hipervelocity impact damage to a thin sheet by multiple regression analysis", North American Rockwell Report NAAS/S & ID STR 152, (1966).
- [9] Maiden, C.J., et al., "Investigation of fundamental mechanism of damage to thin targets by hypervelocity projectiles", GM TR 63-225, (1964).
- [10] Taylor, G.E., Quarterly Journal of Mechanics and Applied Mathematics, Vol 1. (1948).
- [11] Nishiwaki, J., "Resistance to the penetration of a bullet through an aluminium plate", J. Phys. Soc. Japan, Vol. 6, (1951).
- [12] Thompson, W.T., "An approximate theory of armor penetration", J. Appl. Phys., Vol. 26, No. 1, (1955).
- [13] Zaid, M. y Paul, B., "Mechanics of high speed projectile penetration", J. Franklin Inst., Vol. 264, (1957).
- [14] Recht, R.F. e Ipson, T.W., "Ballistic perforation dynamics", J. Appl. Mech., Vol. 30, (1963).
- [15] Heyda, J.F. "Ballistic impact into thin plates", General Electric Co., Space Sciences Laboratory, Materials and Mechanics TM 70-002, (1970)
- [16] Awerbuch, J. y Bodner, S.R., "Analysis of the mechanics of perforation of projectiles in metallic plates", Int. J. Solids & Structures, Vol. 10, (1974).
- [17] Woodward, R.L. y DeMorton, M.E., Int. J. Mech. Sciences, Vol. 18, (1976).
- [18] Marom, I. y Bodner, S.R., "Projectile perforation of multilayered beams", Int. J. Mechanical Sci., Vol. 21, (1979).
- [19] Shadbolt, P.J. et al., "A comparison of plate perforation models in the subordnance impact velocity range", Int. J. Impact Engng., Vol.1, No. 1 (1983).
- [20] Ravid, M. y Bodner, S.R., "Dynamic perforation of viscoplastic plates by rigid projectiles", Int. J. Engng. Sci., Vol. 21, No. 6, (1983).
- [21] Ravid et al., "Analysis of very high speed impact", Int. J. Engng. Sci., Vol. 25, (1987).
- [22] Cortés, R. et al., "Comportamiento en rotura por impacto de materiales metálicos y cerámicos: modelizaciones numérica y analítica", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 7, (1990).
- [23] Zhu, G., et al., "Penetration of laminated kevlar by projectiles -I. Experimental investigation", Int. J. Solids Structures, Vol. 29, No. 4, (1992).
- [24] Zhu, G., et al., "Penetration of laminated kevlar by projectiles -II. Analytical model", Int. J. Solids Structures, Vol. 29, No. 4, (1992).
- [25] Florence, A.L., "Interaction of projectiles and composite armour part II", Stanford Research Institute, AMMRG-CR-69-15, (1969).
- [26] Navarro, C. et al., "Modelización numérica de la fractura por impacto en un blindaje de cerámica", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 9, (1992).
- [27] Woodward, R.L., " A simple one-dimensional approach to modelling ceramic composite armour defeat", Int. J. Impact Engng., Vol. 9, (1990).
- [28] Reijer, P.C., "Impact on ceramic faced armour", Tesis doctoral, Universidad de Delft, Holanda, (1991).
- [29] Hetherington, J.G. y Rajagolapan, B.P., "An investigation into the energy absorbed during ballistic perforation on composite armours", Int. J. Impact Engng., Vol. 11, (1991).

[30] Navarro, C. et al., "Some observations on the normal impact on ceramic faced armours backed by composite plates", *Int. J. Impact Engng.*, Vol. 13, No. 1, (1993).

[31] Navarro, C., et al., "Comportamiento de placas mixtas cerámica composite bajo cargas de impacto", *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. X, (1993).

[32] Tate, A., "A theory for the deceleration of long rods after impact", *J. Mech.Phys. Solids*, 15, (1969)

[33] Jones, S.E. et al., "On the penetration of semi-infinite targets by long rods", *J. Mech. Phys. Solids*, 35, (1987).

[34] Zukas, J.A., "High velocity impact dynamics", John Wiley & Sons, Inc., (1990).

[35] PRINCIPIA ESPAÑA S.A., Programa NOVA2D, Manual del usuario, (1987).

[36] Century Dynamics: "AUTODYN", Versión 2.3, (1990).

[37] Buchar, J, Comunicación personal, (1992).

[38] Johnson, G.R., y Cook, W.H., "A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures", *Proc. 7th. Int. Symp. on Ballistics*, The Hague, The Netherlands, (1983).

**AGRADECIMIENTOS:** El autor quiere dejar constancia de su agradecimiento a Instalaza S.A. tanto por su participación en dos de las investigaciones numéricas reseñadas como por la realización física de las pasadas de ordenador utilizando el código Autodyn. También quiere agradecer al Departamento de I+D de Induyco, S.A. su aportación experimental a parte de esta comunicación, y a Principia España S.A. por las facilidades dadas para la utilización de sus programas.

## FRACTURA DE ACEROS PERLITICOS

J. Gil Sevillano

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa  
(CEIT), Pº M. de Lardizábal, 15 - 20009 San Sebastián

y

Escuela Superior de Ingenieros Industriales  
(Universidad de Navarra), San Sebastián

**Resumen.** La comprensión del proceso de rotura de la perlita es muy deficiente, a pesar de lo que podría vaticinarse de la consideración de su simple geometría. El estudio de sus condiciones críticas de clivaje adquiere especial relevancia, dado que su temperatura de transición se encuentra por encima de la temperatura ambiente. Sorprendentemente, la dependencia microestructural de su tenacidad, medida mediante parámetros estáticos macroscópicos o locales de Mécanica de la Fractura ( $K_{IC}$ ,  $\sigma_f^*$ ), casi nula, no concuerda con la que se deduce de correlaciones empíricas basadas en la fragilidad medida en ensayos Charpy o con algunos resultados de tenacidad dinámica ( $K_{Id}$ ), sensibles al tamaño de grano austenítico previo.

En muchas situaciones prácticas, el clivaje de la perlita está asociado a microgrietas generadas en bandas de cizalladura localizada. Esta rotura de transición dúctil-frágil a escala microscópica permite explicar semicuantitativamente los valores de  $K_{IC}$  y  $\sigma_f^*$  observados y su inesperada independencia microestructural. Sin embargo, no se ha encontrado una explicación convincente para la influencia del tamaño de grano austenítico sobre la tenacidad en condiciones dinámicas y tampoco son fácilmente explicables las observaciones de clivaje nucleado por inclusiones, asociado a valores de  $\sigma_f^*$  indistinguibles de los asociados a grietas de cortadura.

**Abstract.** The fracture of pearlite is far from being completely understood despite its apparently simple lamellar structure. Its toughness,  $K_{IC}$ , does not show any clear microstructural dependence but its ductile-brittle impact transition temperature, ITT, or some scarce measurements of its dynamic toughness,  $K_{Id}$ , do show an influence of the size of its previous austenitic grain.

In many practical situations of static fracture, pearlite fails by cleavage originated from intense shear band cracking, i.e., from a ductile-to-brittle transition at the microscopic scale. Only in that case, it is possible to rationalize the observed lack of sensibility of  $K_{IC}$  towards microstructure. There are however some fractographic observations of inclusion nucleated cleavage and the aforementioned influence of austenitic grain size on dynamic toughness that do not fit very well in the picture.

## 1. INTRODUCCION

La bibliografía sobre fractura de aceros perlíticos y, concretamente, sobre la dependencia estructural de los parámetros de fractura, es muy considerable. La presencia de la perlita en las gamas más comunes de aceros estructurales y en el acero base de algunos productos específicos de gran responsabilidad justifican ampliamente ese interés. La simplicidad geométrica de la microestructura perlítica parecería prometer una modelización fácil de sus procesos de rotura y una clara relación de las condiciones macroscópicas críticas de la rotura con alguna de las variables microestructurales fácilmente medibles y metalúrgicamente controlables. La realidad no es así. Aunque sería injusto presentar un panorama muy pesimista sobre nuestra comprensión de los fenómenos de rotura de la perlita, los estudios más exhaustivos sobre la relación microestructura-fractura de aceros perlíticos son anteriores al interés por una caracterización de la rotura mediante parámetros de Mecánica de la Fractura y los estudios más recientes, que sí utilizan este enfoque, han llegado a conclusiones contradictorias. Una revisión muy completa sobre la relación entre microestructura y propiedades mecánicas (resistencia y tenacidad) de la perlita, ha sido publicada por Alexander y Bernstein [1]. Las referencias concretas más importantes son los trabajos de Gladman y col. [2], Hyzak y Bernstein [3] y Flugge y col. [4]. Un sumario de los resultados se encuentra en un texto de Pickering [5] o en otros textos más recientes [6, 7].

Este artículo pretende presentar una revisión de esta cuestión, centrada en la rotura frágil, y arriesgar unas conclusiones que sólo deben ser estimadas como opiniones hasta que nuevos programas experimentales, todavía muy necesarios, las refuten o confirmen.

## 2. LA MICROESTRUCTURA PERLÍTICA

La morfología de la perlita es bien conocida: un agregado de colonias con estructura laminar alternante de ferrita y cementita ( $Fe_3C$ ), obtenido por transformación eutectoide de la austenita. Cada "colonia" se distingue por la orientación espacial de sus láminas, cuya orientación cristalográfica (en ambos constituyentes) es común en toda la colonia, que constituye un "material compuesto" creado "in situ".

La transformación eutectoide puede ocurrir en una gama de temperaturas de unos  $170^\circ C$  desde la temperatura de equilibrio,  $T_E$  ( $727^\circ C$  para el eutectoide Fe-0,77% C). El espaciado perlítico (distancia mínima media entre láminas),  $s$ , disminuye al aumentar el

subenfriamiento, de acuerdo con la ecuación de Zener-Hillert [8]:

$$s = 4E_S T_E / \Delta H_V \Delta T \quad (1)$$

donde  $E_S$  es la energía interfacial ferrita-cementita,  $\Delta H_V$  el cambio de entalpía de transformación por unidad de volumen y  $\Delta T$  el subenfriamiento. La gama accesible de espaciados perlíticos oscila entre  $0,1 \mu m$  para transformaciones cercanas a la temperatura de equilibrio y  $0,007 \mu m$  para unos  $550^\circ C$ . Con subenfriamientos mayores comienzan a obtenerse estructuras bainíticas [9].

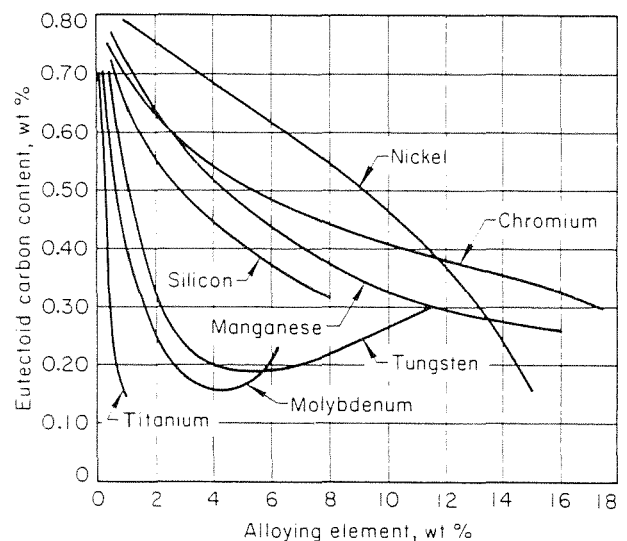


Fig. 1. Efecto de los elementos de aleación sobre el contenido de carbono de la composición eutectoide de equilibrio. Reproducido de Bain [10].

El espesor de las láminas de cementita es unas 7,5 veces inferior al de las láminas de ferrita en la aleación Fe-C. Los elementos de aleación modifican la temperatura de equilibrio de la transformación eutectoide y rebajan el contenido en carbono del eutectoide,  $(\%C)_E$ , (Fig. 1), por lo que el espesor relativo de las láminas de cementita puede alterarse dentro de ciertos límites:

$$t/s = 0,152 (\%C)_E \quad (2)$$

La transformación eutectoide nuclea a partir de las juntas de grano de austenita. De cada núcleo nacen o se desarrollan varias colonias de perlita en forma nodular que, aunque diferenciadas por la orientación espacial de sus láminas de cementita, comparten una misma orientación de ferrita. Desde el punto de vista de la fractura frágil ese nódulo o "bloque" perlítico constituye la unidad de clivaje. Su tamaño,  $D_\alpha^*$ , difícil de medir

salvo a través del tamaño de las facetas de clivaje, constituye una importante variable microestructural [3, 11-14]. El plano de clivaje perlítico  $\{001\}_\alpha$  no resulta alterado por la presencia de las láminas de cementita respecto al de la ferrita masiva [15]. El tamaño de grano de la ferrita perlítica guarda una estrecha relación con el tamaño de grano austenítico previo,  $D_a$ , determinado por la temperatura y tiempo de austenitización [12],

$$D_\alpha^* = 1.6 \cdot D_a^{0.795}, 10 \mu\text{m} < D_a < 200 \mu\text{m} \quad (3)$$

El tamaño de las colonias,  $p$ , no guarda relación con el tamaño de grano austenítico (salvo cuando éste es tan pequeño - en aceros microaleados con vanadio, por ejemplo [16] - que limita el crecimiento nodular. Sólo recientemente se ha constatado [16-18] que el tamaño de colonia es proporcional al espaciado perlítico (véase también el apartado siguiente de este artículo):

$$p \approx 40s \quad (4)$$

Esta relación sugiere la aparición de una nueva variante cristalográfica o direccional de cementita con una probabilidad constante (independiente de  $\Delta T$ ) al multiplicarse las láminas de un núcleo eutectoide por nucleación múltiple lateral de nuevas láminas.

Finalmente, conviene recordar que la geometría real de la perlita nunca es perfecta y que pueden observarse todo un catálogo de fallos de continuidad respecto de la estructura laminar plana ideal [19-20]. Así mismo, tampoco se puede olvidar que, como ocurre en casi todas las estructuras de los materiales reales, los tamaños de cada variable microestructural - incluido el espaciado perlítico - están estadísticamente distribuidos alrededor de su tamaño medio.

### 3. CORRELACIONES EMPÍRICAS

Sin ideas preconcebidas sobre modelos físicos explicativos de la dependencia microestructural de las propiedades mecánicas, las correlaciones empíricas proporcionan una información muy valiosa sobre las dimensiones microestructurales verdaderamente importantes. Naturalmente, esto es cierto siempre que el intervalo muestreado de cada variable sea suficientemente amplio, cosa que no siempre sucede, y que conviene verificar en los artículos originales.

Respecto a la fractura frágil de la perlita, no existen correlaciones para la tenacidad medida mediante el factor crítico de intensidad de tensiones,  $K_{IC}$ , o mediante la propiedad local que se define como tensión

crítica de clivaje,  $\sigma_f^*$ . Se dispone sólo de correlaciones para la temperatura de transición dúctil-frágil en ensayos de impacto Charpy con probetas entalladas en V, ITT. Y, aunque, indudablemente, la temperatura de transición contiene información sobre la tenacidad, no hay que olvidar que la energía absorbida durante el impacto que provoca la rotura frágil de una probeta entallada (no agrietada) se ha consumido preferentemente en la deformación plástica previa a la nucleación de una grieta y en la parte dúctil de la subsiguiente propagación de la misma.

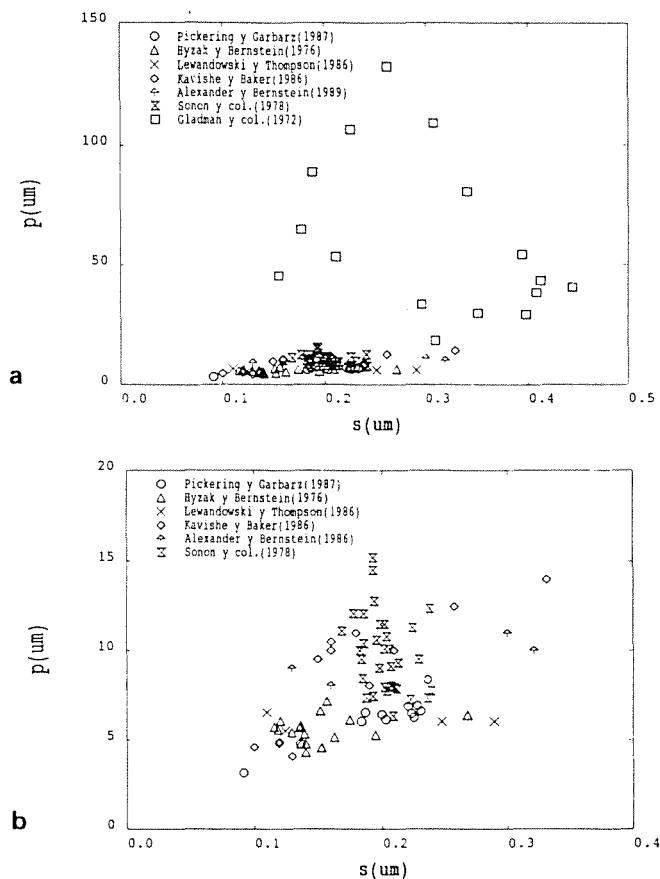
La correlación más frecuentemente citada para la temperatura de transición es la obtenida por Gladman y col. [2] a partir de una muestra muy amplia de aceros al carbono (0,30-0,90% C). La temperatura para una energía absorbida fija de 27J (337 KJm<sup>-2</sup>) resulta ser:

$$\begin{aligned} ITT [^\circ\text{C}] = & f_\alpha (-46 - 11.5 \cdot D_\alpha^{-1/2}) + \\ & + f_p (-355 + 5.65 \cdot s^{-1/2} - 13.3 \cdot p^{-1/2} + 3.48 \cdot 106 \cdot t) + \\ & + 48.7(\%Si) + 762 \sqrt{(\%N_f)} \end{aligned} \quad (5)$$

$f_\alpha$  y  $f_p$  representan las fracciones volumétricas de, respectivamente, ferrita y perlita,  $D_\alpha$  el tamaño del grano de la ferrita y  $(\%N_f)$  el tanto por ciento de nitrógeno libre (disuelto). Todas las dimensiones microestructurales están expresadas en mm.

En la ecuación (5) se incluye el efecto de dos elementos, Si y N, de la composición del acero, suponiendo que influyen por igual en la ferrita y la perlita (ambos elementos están en solución sólida). La influencia del contenido de otros elementos - menos importante con las composiciones comunes de aceros al carbono- puede encontrarse en las refs. [6] y [21].

Lo más destacable de la dependencia microestructural reflejada por la ec. (5) es el efecto del tamaño de colonia perlítica,  $p$ , sobre la temperatura de transición. Puede verse que el tipo de dependencia y el coeficiente numérico son similares a los del tamaño de grano de la ferrita, que controla (aparentemente) la temperatura de transición de ésta: un afino del tamaño de colonia perlítica tendría en la perlita casi el mismo efecto que el afino de grano de la ferrita en los aceros bajos en carbono. Incluso, un efecto ligeramente más fuerte, explicable porque el afino de grano ferrítico conlleva un endurecimiento de tipo Hall-Petch, que incide desfavorablemente sobre la ITT, mientras que  $p$  no influye sobre la resistencia de la perlita [2]. El efecto de  $p$  sobre ITT, según la ec. (5), puede ser muy considerable: dado que  $5 \mu\text{m} \leq p \leq 50 \mu\text{m}$ , el afino de  $p$  ofrecería un margen de unos 60°C sobre el control de ITT.



**Fig. 2.** a) Tamaño de colonia perlítica,  $p$ , frente al espaciado perlítico medio,  $s$ . Recopilación de datos de distintos autores [1-3, 17, 22-24], aceros eutéctoides al carbono. b) Id. excluyendo los datos de Gladman y col. [2].

Sin embargo, el control de la fragilidad de la perlita por el tamaño de sus colonias no ha sido confirmado por otros estudios estadísticos posteriores. Hyzak y Bernstein [3], en ensayos Charpy con probetas preagrietadas, encuentran,

$$ITT (^{\circ}C) = 218 - 0,83 p^{-1/2} - 2,98 D_a^{-1/2} \quad (6)$$

donde el coeficiente de  $p$  es muy pequeño y el control de la fragilidad lo ejerce ahora el tamaño de grano austenítico,  $D_a$ , cuyo coeficiente es unas cuatro veces mayor. Otros estudios han confirmado la importancia del tamaño de grano austenítico. [4].

Comparando los datos microestructurales de los aceros de Gladman y col. [2] con los de Hyzak y Bernstein [3] u otros autores, [16-18, 22-24], se observan algunas particularidades (fig. 2). Sistemáticamente, el tamaño de colonia perlítica,  $p$ , relativo al espaciado perlítico medio,  $s$ , es mucho mayor en los aceros de Gladman y col. (obtenidos por transformación eutéctoides durante

enfriamiento continuo) que en los aceros eutéctoides de los otros autores citados. Estos últimos (en la mayoría de los casos transformados isotérmicamente, pero también algunos de ellos obtenidos por enfriamiento continuo [16,24]) muestran una relación aproximadamente constante, independientemente del tamaño del grano austenítico, salvo en el caso de aceros microaleados transformados a partir de austenita no recristalizada de grano muy fino, donde esa relación es todavía menor [16]. O bien existen dos tipos de comportamiento - parte de los aceros de Gladman y col. tienen además un espaciado perlítico grueso - o bien el tamaño de colonia fué sobreestimado en las medidas metalográficas de estos autores, aunque no existan dificultades objetivas para realizar esa medición. La unanimidad de resultados de los demás autores parece apoyar esta sospecha.

Considerando ahora la ec. (6), es totalmente razonable suponer que el tamaño de grano austenítico  $D_a$ , no afecta "per se" a la fragilidad de la perlita, sino a través del tamaño de grano ferrítico (o "bloque perlítico" que agrupa colonias que comparten una orientación común),  $D_{\alpha}^*$ , que, como se ha mencionado, depende de él y en menor medida, de la temperatura de transformación eutéctoides. De acuerdo con la relación (3), aproximadamente,

$$ITT (^{\circ}C) \propto -4,21 (D_{\alpha}^*)^{-1/2} \quad (7)$$

lo que parece indicar, por comparación con el coeficiente de  $D_{\alpha}$  en la ec. (5), que las fronteras de grano ferrítico en la perlita son barreras menos efectivas para la detención del clivaje que en estructuras totalmente ferríticas (lo cual no debe extrañar considerando que aprox. 20% de las juntas de "bloques perlíticos" son intercaras ferrita-cementita).

Tanto los parámetros microestructurales como las variaciones de composición química pueden tener una repercusión directa o simple sobre la tenacidad (afectándola a igualdad de parámetros microestructurales y resistencia) o solo indirecta, a través de su influencia sobre la resistencia de la perlita a la deformación plástica o por sus efectos microestructurales, que a su vez inciden en aquélla. Obviamente, se intuye que en algunos casos los efectos serán complejos y difíciles de descifrar a partir de correlaciones empíricas basadas en regresiones múltiples, donde se superponen todos los efectos de una misma variable. Sin embargo, la abundancia de datos es suficiente para inferir algunas conclusiones que parecen definitivas. En la Tabla 1 se recoge la variación de la ITT por unidad de cambio del límite elástico de la ferrita (o perlita) al variar cada parámetro

microestructural o elemento químico considerado.

En la ferrita de aceros bajos en carbono o en la proeutectoide de los ferrítico-perlíticos, una serie de elementos - Si, Mo, Cu o los precipitados en los aceros microaleados provocan un efecto enfragilizador similar, que parece corresponder al puro efecto endurecedor de la ferrita por solución sólida o precipitación. Por otra parte, es evidente que Ni, Mn, P, N y  $D_{\alpha}$ , juegan un papel adicional a su efecto sobre la resistencia de la ferrita. Así, el efecto del níquel se atribuye a su influencia en la plasticidad de la ferrita, mientras que el manganeso parece afinar el tamaño de la cementita intergranular en los acero ferríticos. El fósforo y nitrógeno afectarían intrínsecamente al clivaje de la ferrita. Es esperable que el efecto de estos elementos listados en la Tabla 1, excepto Mn (y naturalmente,  $D_{\alpha}$ ) sea similar sobre la resistencia y el clivaje de los granos ferríticos de la perlita eutectoide. Sin embargo, su efecto neto sobre el comportamiento frágil de la perlita es muy diferente en los casos en que se ve afectada fuertemente la transformación eutectoide, como se pone de manifiesto en la fig.3 y en la Tabla 2 [2]. A los posibles efectos sobre el clivaje

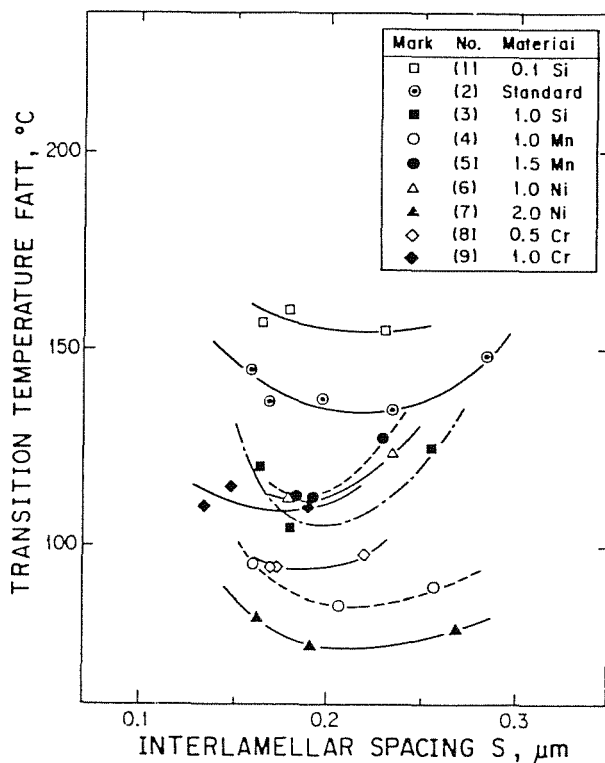


Fig. 3. Relación entre la temperatura de transición y el espaciado interlamelar medio de aceros eutectoides con diferentes contenidos de elementos de aleación (carbono variable). Reproducido de Nakase y Bernstein [21].

ITT ( °C)

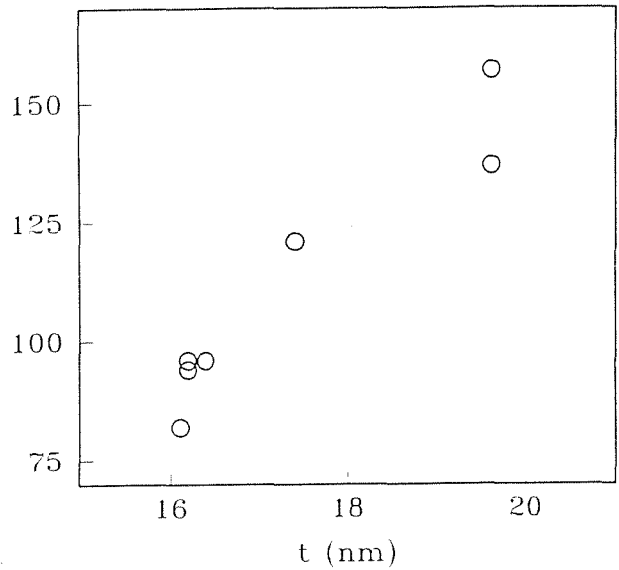


Fig. 4. Temperatura de transición de aceros eutectoides de diferente composición dentro de una estrecha gama de resistencia ( $502 \leq \sigma_y$  (MPa)  $\leq 563$ ), espaciado perlítico ( $0,16 \leq s$  (μm)  $\leq 0,17$ ) y tamaño de grano austenítico previo ( $31 \leq D_a$  (μm)  $\leq 38$  μm), en función del espesor de sus láminas de cementita. Dibujado a partir de datos seleccionados de entre los publicados por Nakase y Bernstein [21].

de los bloques ferríticos se une ahora la denominada "dilución" de la perlita, es decir, el menor contenido en cementita del eutectoide, que se traduce en un adelgazamiento relativo de las láminas de carburo. Su efecto se individualiza en la ec. (5) y explica también la discrepancia entre los efectos que las ecs. (5) y (6) atribuyen al espaciado perlítico, s (Tabla 1).

La resistencia perlítica depende inversamente del espaciado, s, y no de t (al menos el límite elástico), mientras que ITT se ve influenciada negativamente por la resistencia y por t. Como este último varía sólo restringidamente en el entorno de la relación  $t/s=7,5$ , existe un espaciado óptimo para cada composición de acero eutectoide [2, 5, 6, 21], fig. 4. Los datos utilizados para obtener la ec. (6) corresponden a una sola composición y no permiten separar los efectos independientes de s y t. Seleccionando entre los datos publicados, el efecto directo del espesor de la cementita puede ponerse claramente de manifiesto, fig. 3. El efecto está ligado, sin duda, al volumen de la lámina de cementita, dado que la superficie de carburo es - al menos nominalmente - idéntica a igualdad de espaciado perlítico.

Resumiendo, como conclusión parcial tras revisar las correlaciones empíricas disponibles, se puede afirmar que el comportamiento frágil de la perlita (clivaje) está fundamentalmente condicionado por:

- el tamaño del grano ferrítico,  $D_a^*$ , bloque o nódulo perlítico, que agrupa varias colonias y que depende del tamaño de grano austenítico,  $D_a$ .
- el espesor de las láminas de cementita,  $t$ , proporcional al espaciado perlítico,  $s$ , pero dependiente de la composición del acero, particularmente del Mn.
- el espaciado perlítico,  $s$ , en cuanto que determina primordialmente la resistencia.

Posiblemente, si existe alguna influencia del tamaño de colonia perlítica,  $p$ , su efecto sobre la rotura por clivaje es débil. Y también conviene hacer notar que, a igualdad de tamaño de grano austenítico, los efectos b) y c) prácticamente se compensan (fig. 3).

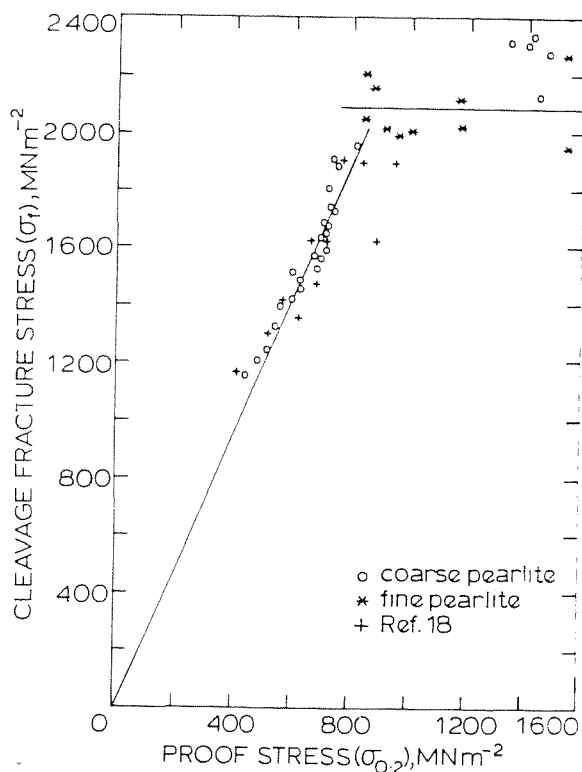


Fig. 5. Variación de  $\sigma_f^*$  con el límite elástico de aceros eutectoides (a diferentes temperaturas). Reproducido de Kavishe y Baker [23].

#### 4. TENSION CRÍTICA DE CLIVAJE

La rotura frágil por clivaje suele estar asociada localmente con un nivel crítico de tensión,  $\sigma_f^*$ , que, en los aceros con estructura ferrita-cementita dispersa, es independiente de la temperatura y ligeramente dependiente del volumen tensionado. Aunque su interpretación más correcta se consigue mediante un tratamiento probabilístico que incluye nucleación - por deformación plástica- y propagación de microclivaje, en las estructuras ferrita-cementita dispersa la propagación de una microgrieta de talla característica se considera la situación crítica del proceso [25-26]. En ese caso, la tensión crítica se relaciona con el tamaño característico de la microgrieta,  $a_c$ , y con la tenacidad local crítica para evitar su detención bajo esa tensión,

$$K_{Ia}^B \sigma_f^* = \beta K_{Ia}^B / \sqrt{a_c} \quad (8)$$

siendo  $\beta$  un factor de forma (1,25 para microgrietas circulares, 0,80 para formas alargadas de anchura  $a_c$ ). La tenacidad local puede asociarse a una energía local de fractura  $G_c$  o a una energía efectiva superficial de rotura,  $\gamma_{\text{eff}}$ .

$$G_c = 2\gamma_{\text{eff}} = (K_{Ia}^B)^2(1-\nu^2)/E \quad (9)$$

Existen varios estudios sobre la  $\sigma_f^*$  de aceros eutectoides y su dependencia microestructural [1, 22, 23-28]. Todos usan probetas entalladas del tipo descrito por Griffiths y Owen [29]. Los resultados son relativamente coincidentes y también bastante sorprendentes. Existe unanimidad sobre la independencia de  $\sigma_f^*$  respecto al tamaño de grano austenítico (es decir, respecto al grano ferrítico o unidad de clivaje) y también sobre el diferente comportamiento mostrado por perlitas de espaciado fino o grueso. Este comportamiento está principalmente ligado al valor actual del límite elástico a la temperatura y velocidad a la que se realiza la medida de  $\sigma_f^*$ : por encima de cierto valor de  $\sigma_y$ , se obtiene el comportamiento "esperado" de una  $\sigma_f^*$  independiente de la temperatura o de la velocidad de deformación, para un mismo acero. Por debajo de ese valor ( $\approx 800$  MPa si se utiliza la técnica de medida de Griffiths y Owen), la tensión crítica de clivaje depende de esas dos variables y es aproximadamente proporcional al valor actual de  $\sigma_y$  (fig. 5). En el primer caso, la rotura nuclea en la zona de la probeta plástica sometida a tensión máxima y frecuentemente a partir de inclusiones no metálicas. La energía efectiva de fractura (determinada a partir de las ec. (8) y (9) y del tamaño de la inclusión) depende linealmente del



inverso del espaciado perlítico y oscila entre 5 y 15  $Jm^{-2}$ :

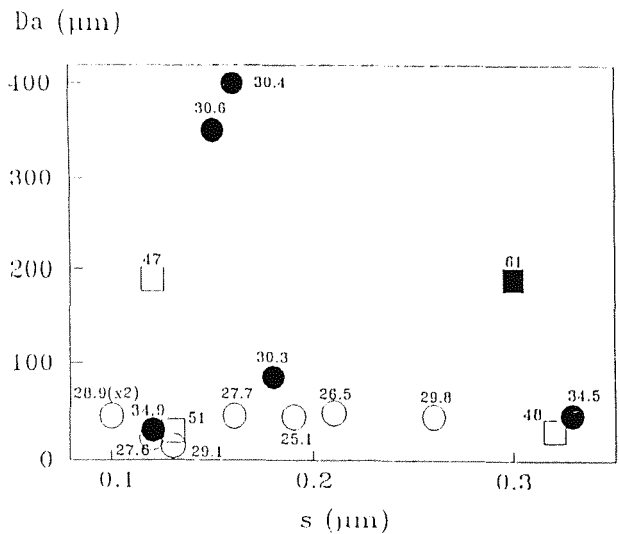
$$\gamma_{eff} [Jm^{-2}] = 2,0 + 1,14 s^{-1} [\mu m^{-1}] \quad (10)$$

En el segundo caso, la nucleación ocurre a partir de microgrietas generadas por bandas de cortadura localizada en zonas de la probeta próximas a las de máxima deformación. Es decir, como sugiere la relación  $\sigma_f^* \propto \sigma_y$ , la rotura ocurre ahora cuando se alcanza una deformación crítica (con toda probabilidad, siempre que la tensión máxima del entorno sea capaz de propagar por clivaje la microgrieta generada por rotura dúctil a cortadura). En este sentido, es una rotura en zona de transición dúctil-frágil y la tensión crítica de clivaje medida es solo aparente: está ligada a la deformación necesaria para crecer dúctilmente una grieta hasta un cierto tamaño crítico en que la propagación se transfiere al clivaje. La energía efectiva de clivaje no muestra la anómala dependencia de la tensión crítica aparente en esa zona, sino que probablemente crece al crecer la temperatura [28], de acuerdo con algunas previsiones teóricas. La última referencia estima la energía de clivaje aparente entre 10 y 50  $Jm^{-2}$  tanto para la propagación a partir de microgrietas de cortadura como a partir de microinclusiones, aunque la estimación es probablemente muy poco precisa.

Conviene hacer notar, finalmente que Levandowski y Thompson [22, 28] observan un efecto genuino ligado al espaciado perlítico (quizá al espesor de la cementita): los valores de  $\sigma_f^*$  son mayores para perlitas finas a igualdad de límite elástico.

**5. FACTOR CRÍTICO DE INTENSIDAD DE TENSIONES.**

Existen pocos trabajos que combinen medidas de  $K_{IC}$  de aceros eutectoides con la descripción microestructural completa [27, 30]. En la figura 6 se han resumido los datos disponibles. Resulta sorprendente la ausencia de dependencia microestructural en ambos lotes de medidas. Para cada temperatura, la dispersión de valores es además muy pequeña (y el lote de medidas de Kavishe y Baker es suficientemente representativo). Otros conjuntos de medidas de tenacidad de aceros eutectoides de diferente composición y tratamiento, pero que no publican los datos estructurales, ofrecen también una alta uniformidad [31]. A  $-15^\circ C$ , un gran número de aceros arrojan valores entre 30 y 40  $MPa \sqrt{m}$  (tabla 3). Las diferencias relativas entre sus límites elásticos o sus tensiones críticas aparentes de clivaje son mucho más importantes.



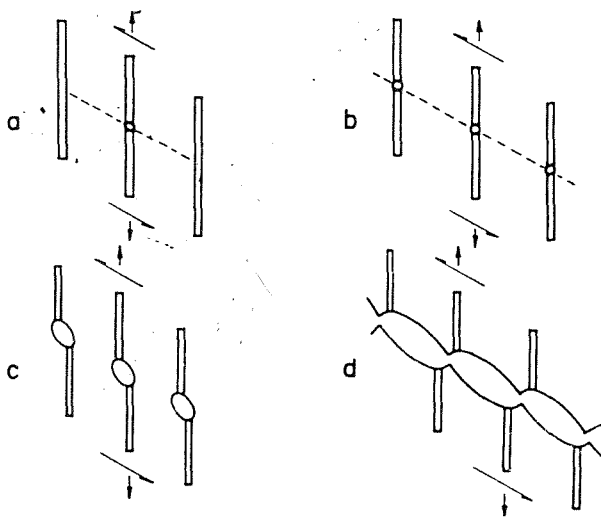
**Fig. 6.** Valores de  $K_{IC}$  de aceros eutectoides situados en un mapa de coordenadas microestructurales. Círculos: datos medidos por Kavishe y Baker [27] a  $-80^\circ C$ . Cuadrados: datos de Alexander y Bernstein [30], medidos a temperatura ambiente. Símbolos vacíos o llenos: respectivamente,  $K_{IC}$  por debajo o por encima de la media.

El panorama se vuelve mucho más confuso si se añade que algunos pocos datos de tenacidad medida en condiciones dinámicas [3] muestran una clara dependencia respecto al tamaño de grano austenítico ( $K_{Id} \propto D_a^{-1/2}$ ) en la zona de rotura por clivaje.

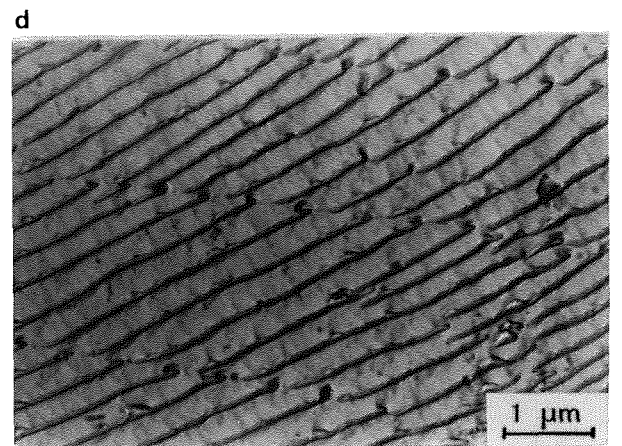
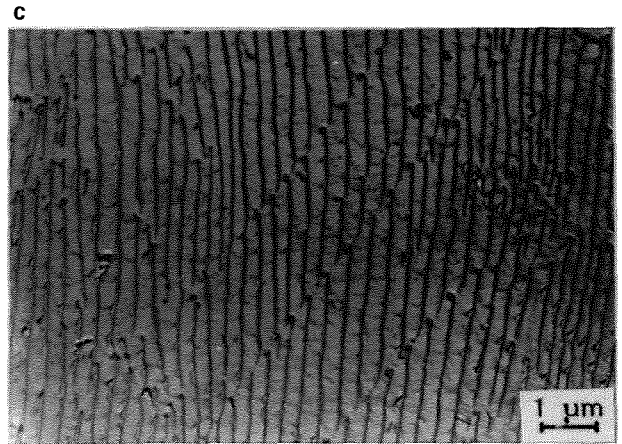
**6. DISCUSION**

Conciliar el conjunto de observaciones expuestas no parece tarea fácil. Cualitativamente, el proceso de rotura de un acero perlítico en condiciones estáticas y temperaturas de utilización (en un entorno alrededor de temperatura ambiente, es decir, con límites elásticos "bajos") está precedido por deformación plástica localizada en bandas de cortadura, que generan fácilmente grietas bajo tensiones tractivas si ocurre rotura de alguna lámina de cementita. El proceso fué descrito hace ya mucho tiempo por Miller y Smith [32], fig. 7, que suponía la ruptura de una lámina de cementita como desencadenante del proceso. En realidad, la rotura de la cementita puede ocurrir tras la localización de cortadura, a la que la perlita es muy propensa [33], fig. 8.

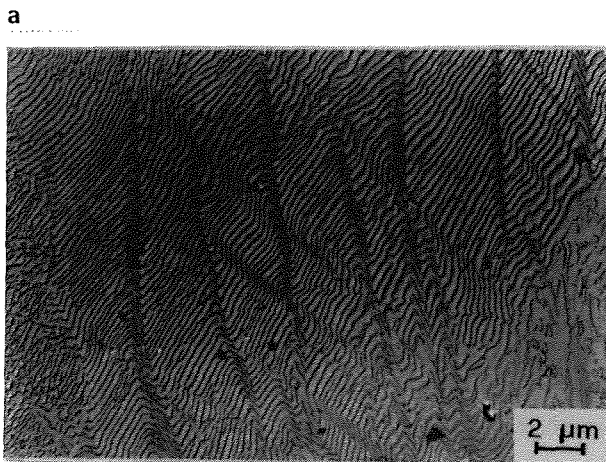
La cementita laminar, potencialmente dúctil, sufre clivaje por intersección de bandas de deslizamiento [34], tanto más probable cuanto mayor es el espesor de las láminas (a igualdad de deformación), lo cuál



**Fig. 7.** Mecanismo de rotura de la perlita sugerido por Miller y Smith [32]. La rotura de una lámina de cementita desencadena una cortadura localizada que degenera en una grieta por sucesivas estricciones de las láminas de ferrita tras rotura de las láminas de cementita adyacentes.



**Fig. 8.** Dos ejemplos de cortadura localizada en un acero eutectoide transformado a 700°C y deformado por laminación ( $\epsilon = 0,23$ ), es decir, por alargamiento plano bajo tensiones compresivas (que no favorecen la rotura). Réplicas de carbono tras ataque con nital, sombreadas con Au-Pd; b) y d) son, respectivamente, detalles de a) y c).



justifica la mayor fragilidad de la perlita gruesa o el efecto, ya señalado, del espesor de las láminas de cementita sobre la temperatura de transición y sobre  $\sigma_f^*$ , (fig. 9). Cuando ocurra rotura de varias láminas contiguas de una banda, fig. 10, teniendo en cuenta la situación prevalente de deformación plana, el colapso plástico de los ligamentos de ferrita asociados a las roturas de láminas de cementita ocurrirá para un desplazamiento tangencial de valor aproximadamente igual al espaciado aparente local en la dirección de cizalladura,  $s^* > s$ . La rotura podría progresar dúctilmente a cortadura con un consumo energético por unidad superficial de avance estable

inverso del espaciado perlítico y oscila entre 5 y 15  $Jm^{-2}$ :

$$\gamma_{eff} [Jm^{-2}] = 2,0 + 1,14 s^{-1} [\mu m^{-1}] \quad (10)$$

En el segundo caso, la nucleación ocurre a partir de microgrietas generadas por bandas de cortadura localizada en zonas de la probeta próximas a las de máxima deformación. Es decir, como sugiere la relación  $\sigma_f^* \propto \sigma_y$ , la rotura ocurre ahora cuando se alcanza una deformación crítica (con toda probabilidad, siempre que la tensión máxima del entorno sea capaz de propagar por clivaje la microgrieta generada por rotura dúctil a cortadura). En este sentido, es una rotura en zona de transición dúctil-frágil y la tensión crítica de clivaje medida es solo aparente: está ligada a la deformación necesaria para crecer dúctilmente una grieta hasta un cierto tamaño crítico en que la propagación se transfiere al clivaje. La energía efectiva de clivaje no muestra la anómala dependencia de la tensión crítica aparente en esa zona, sino que probablemente crece al crecer la temperatura [28], de acuerdo con algunas previsiones teóricas. La última referencia estima la energía de clivaje aparente entre 10 y 50  $Jm^{-2}$  tanto para la propagación a partir de microgrietas de cortadura como a partir de microinclusiones, aunque la estimación es probablemente muy poco precisa.

Conviene hacer notar, finalmente que Levandowski y Thompson [22, 28] observan un efecto genuino ligado al espaciado perlítico (quizá al espesor de la cementita): los valores de  $\sigma_f^*$  son mayores para perlitas finas a igualdad de límite elástico.

### 5. FACTOR CRÍTICO DE INTENSIDAD DE TENSIONES.

Existen pocos trabajos que combinen medidas de  $K_{IC}$  de aceros eutectoides con la descripción microestructural completa [27, 30]. En la figura 6 se han resumido los datos disponibles. Resulta sorprendente la ausencia de dependencia microestructural en ambos lotes de medidas. Para cada temperatura, la dispersión de valores es además muy pequeña (y el lote de medidas de Kavishe y Baker es suficientemente representativo). Otros conjuntos de medidas de tenacidad de aceros eutectoides de diferente composición y tratamiento, pero que no publican los datos estructurales, ofrecen también una alta uniformidad [31]. A  $-15^\circ C$ , un gran número de aceros arrojan valores entre 30 y 40  $MPa \sqrt{m}$  (tabla 3). Las diferencias relativas entre sus límites elásticos o sus tensiones críticas aparentes de clivaje son mucho más importantes.

$D_a (\mu m)$

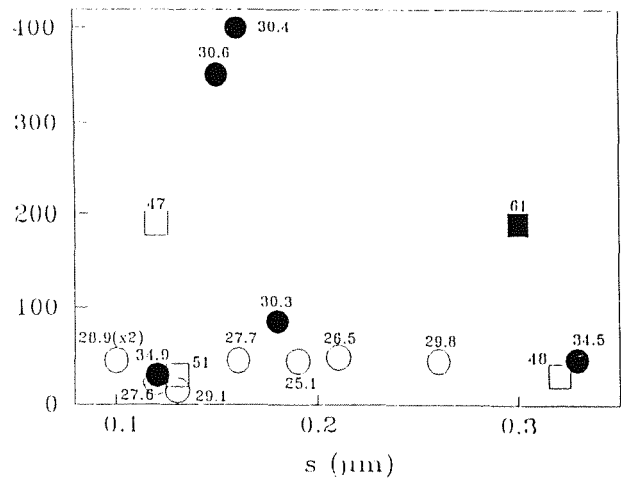


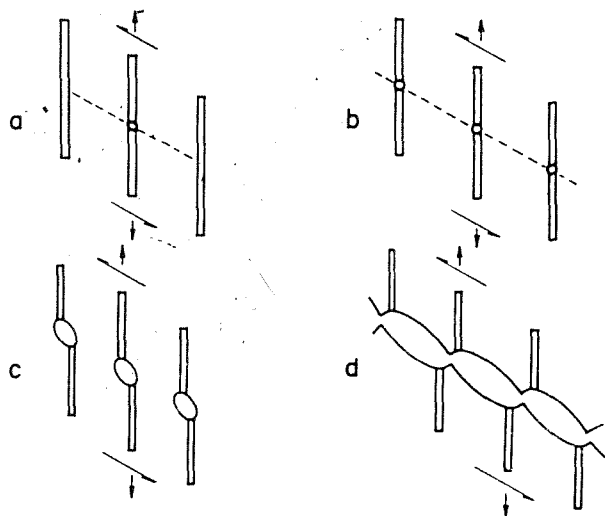
Fig. 6. Valores de  $K_{IC}$  de aceros eutectoides situados en un mapa de coordenadas microestructurales. Círculos: datos medidos por Kavishe y Baker [27] a  $-80^\circ C$ . Cuadrados: datos de Alexander y Bernstein [30], medidos a temperatura ambiente. Símbolos vacíos o llenos: respectivamente,  $K_{IC}$  por debajo o por encima de la media.

El panorama se vuelve mucho más confuso si se añade que algunos pocos datos de tenacidad medida en condiciones dinámicas [3] muestran una clara dependencia respecto al tamaño de grano austenítico ( $K_{Id} \propto D_a^{-1/2}$ ) en la zona de rotura por clivaje.

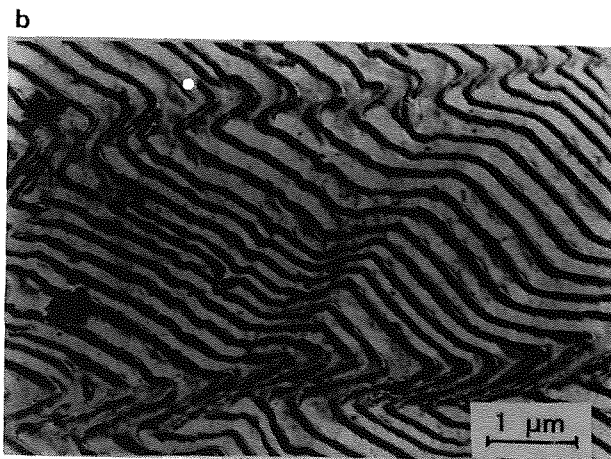
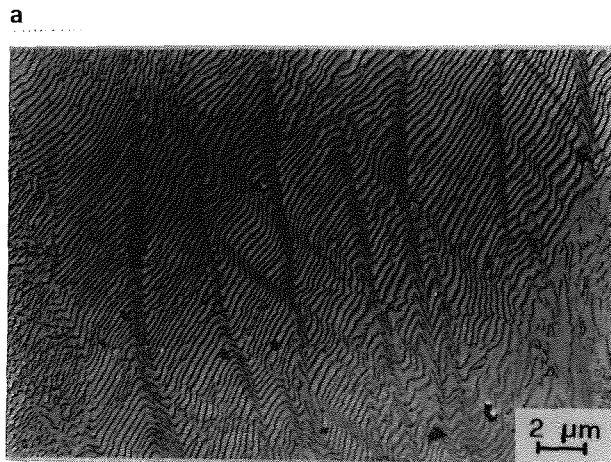
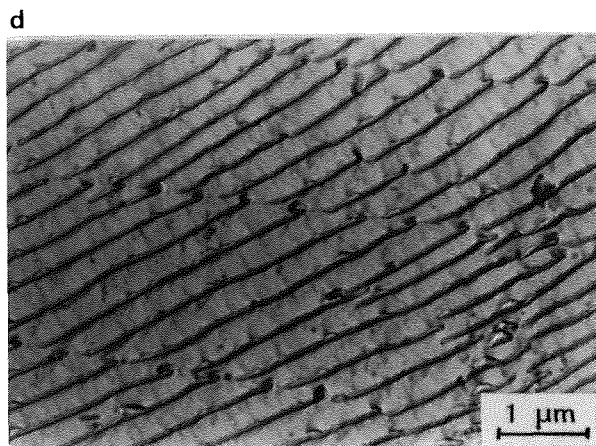
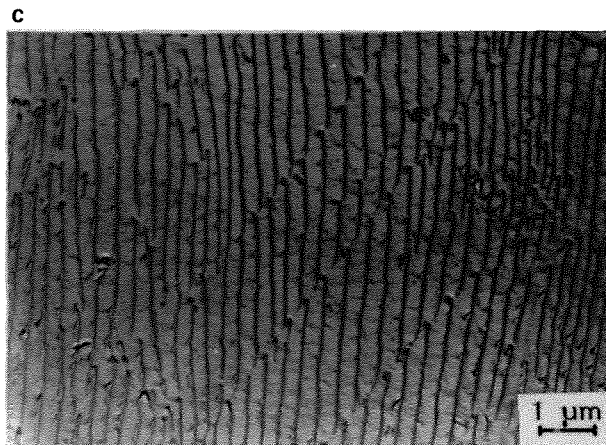
### 6. DISCUSION

Conciliar el conjunto de observaciones expuestas no parece tarea fácil. Cualitativamente, el proceso de rotura de un acero perlítico en condiciones estáticas y temperaturas de utilización (en un entorno alrededor de temperatura ambiente, es decir, con límites elásticos "bajos") está precedido por deformación plástica localizada en bandas de cortadura, que generan fácilmente grietas bajo tensiones tractivas si ocurre rotura de alguna lámina de cementita. El proceso fué descrito hace ya mucho tiempo por Miller y Smith [32], fig. 7, que suponía la ruptura de una lámina de cementita como desencadenante del proceso. En realidad, la rotura de la cementita puede ocurrir tras la localización de cortadura, a la que la perlita es muy propensa [33], fig. 8.

La cementita laminar, potencialmente dúctil, sufre clivaje por intersección de bandas de deslizamiento [34], tanto más probable cuanto mayor es el espesor de las láminas (a igualdad de deformación), lo cuál



**Fig. 7.** Mecanismo de rotura de la perlita sugerido por Miller y Smith [32]. La rotura de una lámina de cementita desencadena una cortadura localizada que degenera en una grieta por sucesivas estricciones de las láminas de ferrita tras rotura de las láminas de cementita adyacentes.



**Fig. 8.** Dos ejemplos de cortadura localizada en un acero eutectoide transformado a 700°C y deformado por laminación ( $\epsilon = 0,23$ ), es decir, por alargamiento plano bajo tensiones compresivas (que no favorecen la rotura). Réplicas de carbono tras ataque con nital, sombreadas con Au-Pd; b) y d) son, respectivamente, detalles de a) y c).

justifica la mayor fragilidad de la perlita gruesa o el efecto, ya señalado, del espesor de las láminas de cementita sobre la temperatura de transición y sobre  $\sigma_f^*$ , (fig. 9). Cuando ocurra rotura de varias láminas contiguas de una banda, fig. 10, teniendo en cuenta la situación prevalente de deformación plana, el colapso plástico de los ligamentos de ferrita asociados a las roturas de láminas de cementita ocurrirá para un desplazamiento tangencial de valor aproximadamente igual al espaciado aparente local en la dirección de cizalladura,  $s^* > s$ . La rotura podría progresar dúctilmente a cortadura con un consumo energético por unidad superficial de avance estable



Fig. 9. Placa de cementita extraída del acero anterior tras deformación por alargamiento axisimétrico (trefilado),  $\epsilon = 0,43$ . Nucleación de clivaje por intersección de dos bandas de deslizamiento. El plano de la placa es el  $(001)_C$ . Las trazas verticales son compatibles con deslizamiento sobre  $(010)_C$  y  $(011)$  y las inclinadas con el  $(110)_C$ . Reproducido de [34].

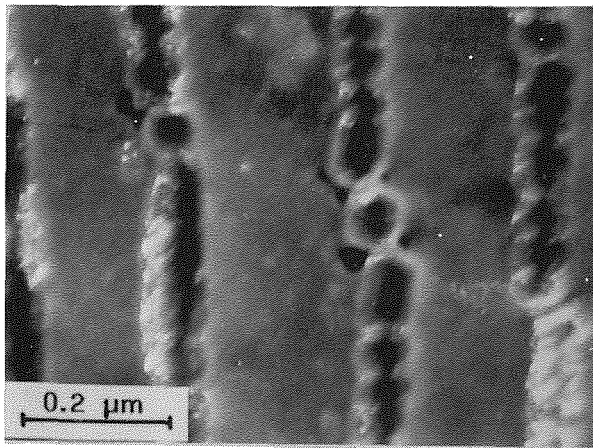


Fig. 10. Id. fig. 9, inicio de rotura en una banda de cortadura tras el fallo de varias láminas de cementita. Microscopía electrónica de transmisión, campo oscuro.

$$(G_c)_d \cong \tau_c (s) \cdot s^* \quad (11)$$

donde  $\tau_c (s)$  representa la tensión de flujo plástico a cortadura. El límite elástico o la tensión de fluencia de la perlita admiten una proporcionalidad inversa con  $s$  o  $\sqrt{s}$ , siendo la primera de estas relaciones la más fundamentada físicamente [1, 35]. Para  $0,1\mu\text{m} \leq s \leq 0,3\mu\text{m}$ , una aproximación por defecto es:

$$\begin{aligned} (G_c)_d &\cong \sigma_y (s) \cdot s / 2 \cong \\ &\cong (200\text{MPa} + 76 s^{-1} [\text{MPa}/\mu\text{m}]) s / 2 \cong \\ &\cong [200\text{Mpa} + 76 s^{-1} [\text{MPa}/\mu\text{m}]] s / 2 \cong 60 \text{ Jm}^{-2} \end{aligned} \quad (12)$$

Este valor es equivalente a  $K_{JC} \cong 3,5 \text{ MPa} \sqrt{m}$  para una propagación en modo I.

La deformación crítica de alargamiento para nuclear una microgrieta es muy pequeña. Basta una banda de cortadura que se propague unas pocas distancias interlaminares,  $N=10$ , en una colonia de tamaño  $p$ . Teniendo en cuenta la rel. (4):

$$\epsilon_c = (s^* \sqrt{2} / 2p) 10s/p \approx 0,005 \quad (13)$$

La deformación necesaria para hacer crecer las microgrietas de cortadura hasta su talla máxima es también pequeña. Para que la grieta alcance las fronteras de la colonia, que limitan la propagación de las bandas (la localización a cortadura está ligada a la orientación laminar), basta con:

$$\epsilon (a_{\text{max}} = p) = s^* \sqrt{2} / 2p = 0,02 \quad (14)$$

La deformación  $\epsilon = 0,02$  se alcanza para una tensión máxima en la zona plástica de probetas entalladas  $2,2 \sigma_y$  [29], fig. 11. Esa deformación máxima ocurre en la raíz de la entalla, donde la tensión tractiva local es del orden de  $1,2 \sigma_y$ . A partir de ese momento, en un ensayo de flexión, la rotura puede ocurrir cuando se alcance la condición crítica de propagación de las microgrietas existentes, venciendo el factor crítico local de intensidad de tensiones para propagar el clivaje en el cristal perlítico (la frontera de la colonia no cambia la orientación de la ferrita),  $K_{JC}^*$ . Experimentalmente (fig. 5), la rotura ocurre tensionando las probetas muy poco por encima de la situación de creación de grietas de tamaño  $p$  en la raíz de la entalla. Allí, la tensión  $> 1,2 \sigma_y$  dispone de núcleos de tamaño  $p \approx 40s$  mientras que la tensión máxima,  $> 2,2\sigma_y$ , dispone sólo de núcleos de tamaño mínimo,  $\approx 10s$ .

La rotura cerca de la entalla está, por tanto, favorecida y ocurre para una tensión máxima en la probeta, que se tomará como tensión crítica de clivaje:

$$(\sigma_f^*)_{ap} = 2(\sigma_f^*)_{loc} = 2\beta K_{JC}^* / \sqrt{40s} = 2,4 \sigma_y (T, \epsilon, s) \quad (15)$$



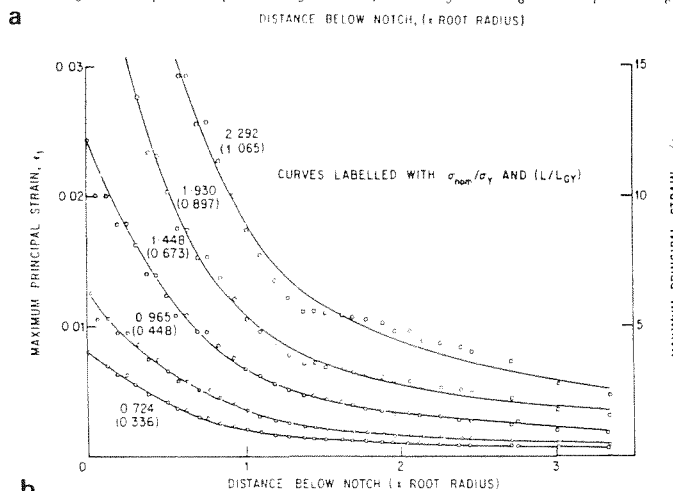
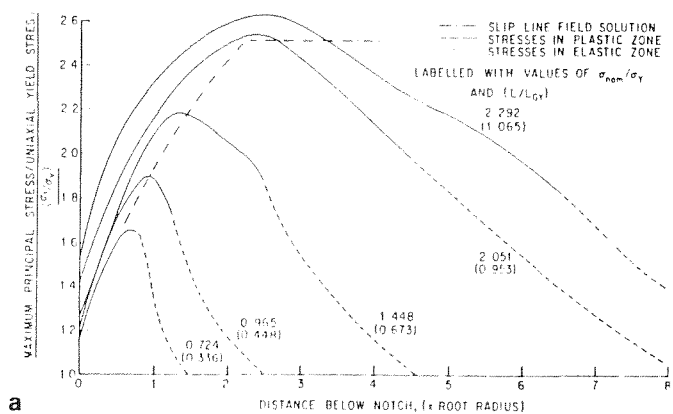


Fig. 11. a) Tensiones tractivas máximas a partir de la superficie de la entalla en probetas entalladas de flexión [29]. b) Id., deformaciones tractivas máximas.

de acuerdo con lo observado, teniendo en cuenta que, aproximadamente,  $\sigma_y \propto s^{-1/2}$ . Con el valor de  $\sigma_y / \sqrt{s}$  de la Tabla 1,  $(8,58 MPa\sqrt{mm})$ , se deduce un valor

$K_{IC}^* = 1,6 MPa\sqrt{m}$ , equivalente a  $\gamma_{eff} = 6 Jm^{-2}$ , muy razonable y en consonancia con estimaciones basadas en resultados experimentales (por ejemplo aquellos casos en que la rotura nuclea desde inclusiones frágiles interiores a la colonia perlítica, que permiten calcular con relativa precisión  $\gamma_{eff}$  [1]).

La propagación fuera de la zona próxima a la entalla es también muy probable. En el punto de tensión máxima de la zona plástica, fig. 11, la tensión es suficiente para propagar los núcleos de mínimo tamaño,  $N = 10 s$ ,

$$2,4\sigma_y = \beta K_{IC}^* / \sqrt{10s} \tag{16}$$

que coincide con la ec. (15).

Por último, lo que la fig. 5 parece indicar es que, para valores muy altos de  $\sigma_y$ , se alcanza la posibilidad de originar clivaje en la zona de máxima tensión desde otra familia de núcleos de tamaño constante (independiente de  $s$ ) y que requieren muy poca deformación plástica previa. El candidato obvio son las inclusiones no metálicas, cuya presencia en los orígenes del clivaje se cita frecuentemente. Con el mismo  $K_{IC}^*$  estimado, inclusiones de 3 a 5 mm de sección justifican los valores observados de  $(\sigma_f^*)_{max} \approx 2200 MPa$ . El papel de las inclusiones en estos casos no está claro. Quizá su rotura frágil desencadena el clivaje de la colonia adyacente, o bien podrían actuar meramente de concentradores locales de deformación, como se ha sugerido en otro contexto [36].

Finalmente, las consideraciones anteriores deben ser compatibles con la débil dependencia microestructural mostrada por el factor crítico de intensidad de tensiones,  $K_{IC}$ . El valor de éste se justifica, en una primera aproximación, mediante el modelo RKR de rotura por clivaje [37, 38], del que se deriva:

$$K_{IC} = \beta(n) \sigma_f^* \sqrt{x_c} (\sigma_f^* / \sigma_y)^{(1-n)/2n} \tag{17}$$

donde  $n$  es el índice de endurecimiento de Hollomon ( $n \approx 0,2$ ),  $x_c$  una distancia crítica relacionada con la microestructura y  $\beta$  un factor de proporcionalidad ( $\beta = 1,66$  para  $n=0,2$ ). La independencia microestructural debe estar ligada a una compensación entre las variables que intervienen en la ec. (17). En la zona de nucleación de clivaje a partir de microgrietas de cortadura,  $\sigma_f^* \sim \sigma_y$  y la independencia está asegurada si:

$$\sigma_y \propto x_c^{-1/2} \tag{18}$$

Dado que  $\sigma_y \propto s^{-1/2}$  y  $s \sim p$ , la condición de independencia se reduce a:

$$x_c \sim s \sim p \tag{19}$$

Para justificar los valores experimentales de  $K_{IC}$ , la distancia  $x_c$  debería relacionarse con  $p$ , a través quizá de la probabilidad de agrietamiento por cizalladura, ligado - para un mismo espesor de láminas de cementita- a la orientación espacial de las láminas de cementita que define el concepto de colonia.

En las condiciones límites descritas para  $\sigma_f^*$  (espesores perlíticos muy finos, temperaturas muy bajas o condiciones dinámicas), si los argumentos anteriores fueran válidos, se daría una transición en que la dependencia de  $K_{IC}$  con la temperatura crecería a igualdad de estructura (por debajo de cierta temperatura crítica,  $K_{IC} \propto 1/\sigma_y^3$ ) o se detectaría una mayor dependencia microestructural a igualdad de



Fig. 9. Placa de cementita extraída del acero anterior tras deformación por alargamiento axisimétrico (trefilado),  $\epsilon = 0,43$ . Nucleación de clivaje por intersección de dos bandas de deslizamiento. El plano de la placa es el  $(001)_C$ . Las trazas verticales son compatibles con deslizamiento sobre  $(010)_C$  y  $(011)$  y las inclinadas con el  $(110)_C$ . Reproducido de [34].

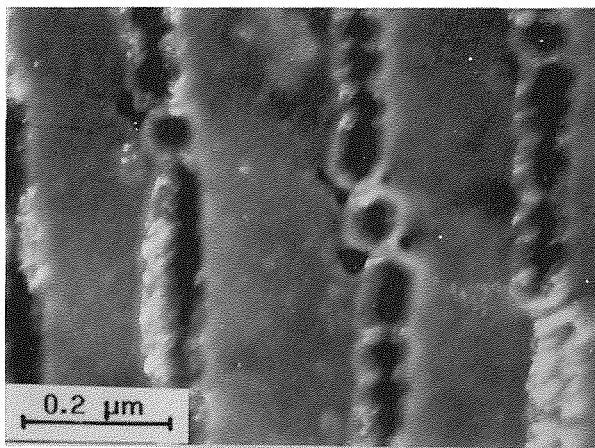


Fig. 10. Id. fig. 9, inicio de rotura en una banda de cortadura tras el fallo de varias láminas de cementita. Microscopía electrónica de transmisión, campo oscuro.

$$(G_c)_d \cong \tau_c (s) \cdot s^* \tag{11}$$

donde  $\tau_c (s)$  representa la tensión de flujo plástico a cortadura. El límite elástico o la tensión de fluencia de la perlita admiten una proporcionalidad inversa con  $s$  o  $\sqrt{s}$ , siendo la primera de estas relaciones la más fundamentada físicamente [1, 35]. Para  $0,1\mu\text{m} \leq s \leq 0,3\mu\text{m}$ , una aproximación por defecto es:

$$\begin{aligned} (G_c)_d &\cong \sigma_y (s) \cdot s / 2 \cong \\ &\cong (200\text{MPa} + 76 \text{ s}^{-1} [\text{MPa}/\mu\text{m}]) s / 2 \cong \\ &\cong [200\text{Mpa} + 76 \text{ s}^{-1} [\text{MPa}/\mu\text{m}]] s / 2 \cong 60 \text{ Jm}^{-2} \end{aligned} \tag{12}$$

Este valor es equivalente a  $K_{JC} \cong 3,5 \text{ MPa} \sqrt{m}$  para una propagación en modo I.

La deformación crítica de alargamiento para nuclear una microgrieta es muy pequeña. Basta una banda de cortadura que se propague unas pocas distancias interlaminares,  $N \approx 10$ , en una colonia de tamaño  $p$ . Teniendo en cuenta la rel. (4):

$$\epsilon_c = (s^* \sqrt{2} / 2p) 10s/p = 0,005 \tag{13}$$

La deformación necesaria para hacer crecer las microgrietas de cortadura hasta su talla máxima es también pequeña. Para que la grieta alcance las fronteras de la colonia, que limitan la propagación de las bandas (la localización a cortadura está ligada a la orientación laminar), basta con:

$$\epsilon (a_{\text{max}} = p) = s^* \sqrt{2} / 2p = 0,02 \tag{14}$$

La deformación  $\epsilon = 0,02$  se alcanza para una tensión máxima en la zona plástica de probetas entalladas  $2,2 \sigma_y$  [29], fig. 11. Esa deformación máxima ocurre en la raíz de la entalla, donde la tensión tractiva local es del orden de  $1,2 \sigma_y$ . A partir de ese momento, en un ensayo de flexión, la rotura puede ocurrir cuando se alcance la condición crítica de propagación de las microgrietas existentes, venciendo el factor crítico local de intensidad de tensiones para propagar el clivaje en el cristal perlítico (la frontera de la colonia no cambia la orientación de la ferrita),  $K_{IC}^*$ . Experimentalmente (fig. 5), la rotura ocurre tensionando las probetas muy poco por encima de la situación de creación de grietas de tamaño  $p$  en la raíz de la entalla. Allí, la tensión  $> 1,2 \sigma_y$  dispone de núcleos de tamaño  $p = 40s$  mientras que la tensión máxima,  $> 2,2 \sigma_y$ , dispone sólo de núcleos de tamaño mínimo,  $\approx 10s$ .

La rotura cerca de la entalla está, por tanto, favorecida y ocurre para una tensión máxima en la probeta, que se tomará como tensión crítica de clivaje:

$$(\sigma_f^*)_{ap} = 2(\sigma_f^*)_{loc} = 2\beta K_{IC}^* / \sqrt{40s} = 2,4 \sigma_y (T, \epsilon, s) \tag{15}$$

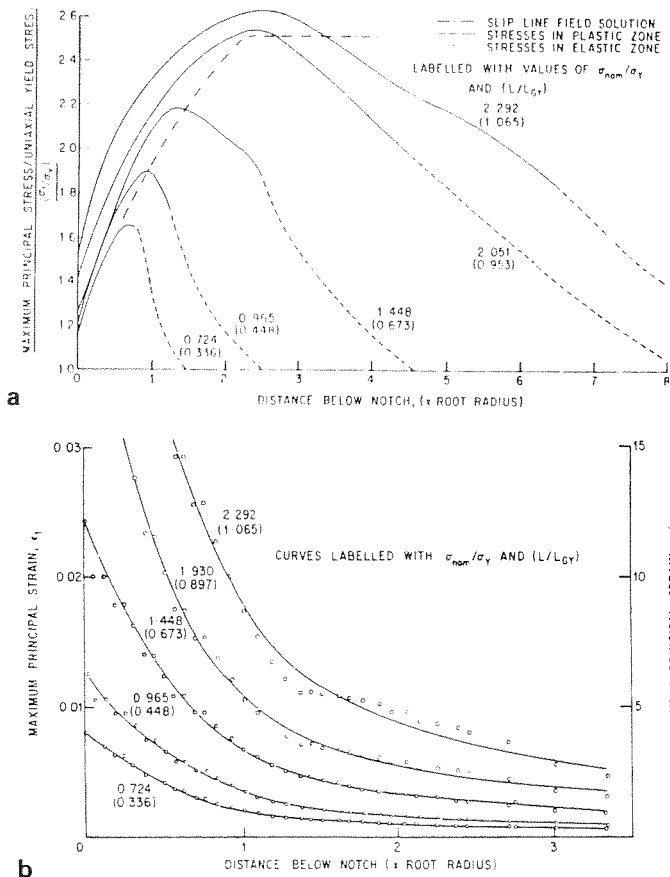


Fig. 11. a) Tensiones tractivas máximas a partir de la superficie de la entalla en probetas entalladas de flexión [29]. b) Id., deformaciones tractivas máximas.

de acuerdo con lo observado, teniendo en cuenta que, aproximadamente,  $\sigma_y \propto s^{-1/2}$ . Con el valor de  $\sigma_y / \sqrt{s}$  de la Tabla 1, ( $8,58 MPa\sqrt{mm}$ ), se deduce un valor

$K_{Ic}^* = 1,6 MPa\sqrt{m}$ , equivalente a  $\gamma_{eff} = 6 Jm^{-2}$ , muy razonable y en consonancia con estimaciones basadas en resultados experimentales (por ejemplo aquéllos casos en que la rotura nuclea desde inclusiones frágiles interiores a la colonia perlítica, que permiten calcular con relativa precisión  $\gamma_{eff}$  [1]).

La propagación fuera de la zona próxima a la entalla es también muy probable. En el punto de tensión máxima de la zona plástica, fig. 11, la tensión es suficiente para propagar los núcleos de mínimo tamaño,  $N=10 s$ ,

$$2,4\sigma_y = \beta K_{Ic}^* / \sqrt{10s} \tag{16}$$

que coincide con la ec. (15).

Por último, lo que la fig. 5 parece indicar es que, para valores muy altos de  $\sigma_y$ , se alcanza la posibilidad de originar clivaje en la zona de máxima tensión desde otra familia de núcleos de tamaño constante (independiente de  $s$ ) y que requieren muy poca deformación plástica previa. El candidato obvio son las inclusiones no metálicas, cuya presencia en los orígenes del clivaje se cita frecuentemente. Con el mismo  $K_{Ic}^*$  estimado, inclusiones de 3 a 5 mm de sección justifican los valores observados de  $(\sigma_f^*)_{max} \approx 2200 MPa$ . El papel de las inclusiones en estos casos no está claro. Quizá su rotura frágil desencadena el clivaje de la colonia adyacente, o bien podrían actuar meramente de concentradores locales de deformación, como se ha sugerido en otro contexto [36].

Finalmente, las consideraciones anteriores deben ser compatibles con la débil dependencia microestructural mostrada por el factor crítico de intensidad de tensiones,  $K_{Ic}$ . El valor de éste se justifica, en una primera aproximación, mediante el modelo RKR de rotura por clivaje [37, 38], del que se deriva:

$$K_{Ic} = \beta (n) \sigma_f^* \sqrt{x_c} (\sigma_f^* / \sigma_y)^{(1-n)/2n} \tag{17}$$

donde  $n$  es el índice de endurecimiento de Hollomon ( $n \approx 0,2$ ),  $x_c$  una distancia crítica relacionada con la microestructura y  $\beta$  un factor de proporcionalidad ( $\beta = 1,66$  para  $n=0,2$ ). La independencia microestructural debe estar ligada a una compensación entre las variables que intervienen en la ec. (17). En la zona de nucleación de clivaje a partir de microgrietas de cortadura,  $\sigma_f^* \sim \sigma_y$  y la independencia está asegurada si:

$$\sigma_y \propto x_c^{-1/2} \tag{18}$$

Dado que  $\sigma_y \propto s^{-1/2}$  y  $s \sim p$ , la condición de independencia se reduce a:

$$x_c \sim s \sim p \tag{19}$$

Para justificar los valores experimentales de  $K_{Ic}$ , la distancia  $x_c$  debería relacionarse con  $p$ , a través quizá de la probabilidad de agrietamiento por cizalladura, ligado - para un mismo espesor de láminas de cementita- a la orientación espacial de las láminas de cementita que define el concepto de colonia.

En las condiciones límites descritas para  $\sigma_f^*$  (espesores perlíticos muy finos, temperaturas muy bajas o condiciones dinámicas), si los argumentos anteriores fueran válidos, se daría una transición en que la dependencia de  $K_{Ic}$  con la temperatura crecería a igualdad de estructura (por debajo de cierta temperatura crítica,  $K_{Ic} \propto 1/\sigma_y^3$ ) o se detectaría una mayor dependencia microestructural a igualdad de



temperatura. Algo de eso parecen indicar los ensayos dinámicos.

### 7. A MODO DE CONCLUSION

La rotura frágil de la perlita sorprende con un comportamiento anómalo cuando se aborda con los esquemas que hacen posible la comprensión de la rotura frágil de estructuras de ferrita poligonal y cementita dispersa (incluyendo bainitas). En este artículo se ha procurado comprender lo peculiar de la rotura de esta estructura laminar. Aunque queda bien patente que estamos todavía lejos de haber logrado el objetivo, podemos concluir que las bandas de cortadura localizada juegan en la rotura frágil de la perlita un papel esencial, totalmente singular respecto a lo observado en otras estructuras ferríticas u otros policristales metálicos frágiles.

### REFERENCIAS

- [1] Alexander D.J. y Bernstein I.M., Metall. Trans. A, 20A, 2321 (1989).
- [2] Gladman T., McIvor I.D. y Pickering F.B., J.I.S.I., 210, 916 (1972).
- [3] Hyzak J.M. y Bernstein I.M. Metall. Trans. A, 7A, 1217 (1976).
- [4] Flugge J., Heller W., Stolte E. y Dahl W., Arch. Eisenhüttenwes., 47, 635 (1976).
- [5] Pickering F.B., "Physical Metallurgy and the Design of Steels", cap.5, p.89. Applied Science Publishers, Londres, (1978).
- [6] Pickering F.B., "Constitution and Properties of Steels" cap. 2, p.41. vol.7, "Materials Science and Technology. A Comprehensive Treatment", F.B. Pickering, ed., VCH, Weinheim, Alemania (1992).
- [7] Gladman T., Id. ref. anterior, cap. 9, p. 433.
- [8] Puls M.P. y Kirkaldi J. S., Metall. Trans., 3, 2777 (1972).
- [9] Cheetham D. y Ridley N., Met. Sci., 9, 441 (1975).
- [10] Bain E.C., "Functions of the Alloying Elements in Steel", ASM (American Society for Metals) Metals Park, Ohio (USA) (1939).
- [11] Turkalo A.M., Trans AIME, 218, 24 (1960).
- [12] Park Y.J. y Bernstein I.M., "Fracture 1977" (Proc. ICF4), vol. 2, p. 33. D.R.M. Taplin, ed., Waterloo Press, Waterloo (Canadá) (1977).
- [13] Takahashi T., Nagumo M. y Asano Y., J. Jpn. Inst. Met., 42, 708 y 716 (1978).
- [14] Park Y.J. y Bernstein I.M., Metall. Trans. A., 10A, 1653 (1979).
- [15] Alexander D.J. y Bernstein I.M., Metall. Trans. A., 13A, 1865 (1982).
- [16] Pickering F.B. y Garbarz B., Mater. Sci. Technol., 5, 227 (1989).
- [17] Pickering F.B. y Garbarz B., Scripta Metall., 21, 249 (1987).
- [18] Garbarz B. y Pickering F.B., Mater Sci. Technol., 4, 328 (1988).
- [19] Frank F.C. y Puttick K.E., Acta Metall., 4, 206 (1956).
- [20] Bramfitt B.L. y Marder A.R., Metallography, 6, 483 (1973).
- [21] Nakase K. y Bernstein I.M., Metall. Trans. A, 19A, 2819 (1988).
- [22] Lewandowski J.J. y Thompson A.W., Metall. Trans. A, 17A, 461 (1986).
- [23] Kavishe F.P.L. y Baker T.J., Mater. Sci. Technol., 2, 816 (1986).
- [24] Sonon D.E., Pellegrino J.V., Wandrisco J.M., "Rail Steels Developments, Processing and Use", p.99, ASTM STP644, D.H. Stone and G.G. Knupp, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia (USA), (1978).
- [25] García Arrizabalaga R. y Gil Sevillano J., Anales Mec. Fractura, 6, 208 (1989).
- [26] Gil Sevillano J., Martín Meizoso A. y Fuentes Pérez M., Anales Mec. Fractura, 8, 3 (1991).
- [27] Kavishe F.P.L. y Baker T.J., Mater Sci. Technol., 2, 816 (1986).

- [28] Lewandoski J.J. y Thompson A.W., Acta Metall., 35, 1453 (1987).
- [29] Griffiths, J.R. y Owen, D.R., J. Mech. Phys. Solids, 19, 419 (1971).
- [30] Alexander D.J. y Bernstein I.M., "Strength of Metals and Alloys" (ICSMA 8 Proc.), p. 1163, Pergamon Press, Oxford (1985).
- [31] Morton K., Cannon D.F., Clayton P. y Jones E.G., "Rail Steels. Developments, Processing and Use", p. 80. ASTM STP 644. D.H. Stone y G.G. Knupp, eds. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, (1978).
- [32] Miller L.E. y Smith G.C., J. Iron Steel Inst., 208, 998 (1970).
- [33] Gil Sevillano J., Tesis de Doctorado, Universidad de Lovaina (K.U. Leuven, Bélgica), (1974).
- [34] Gil Sevillano J., Mater. Sci. Eng., 21, 221 (1975).
- [35] Gil Sevillano J., "Strength of Metals and Alloys" (Proc. ICSMA5), p. 819. P. Haasen, ed., Pergamon Press, Oxford (1979).
- [36] Baker, T.J., Kavishe, F.P.L. y Wilson, J., Mater. Sci. Technol., 2, 576 (1986).
- [37] Ritchie R.O., Knott J.F. y Rice J.R., Mech. J. Phys. Solids, 21, 395 (1973).
- [38] Ritchie R.O., Server W.L. y Wullaert R.A., Metall. Trans. A, 10A, 1557 (1979) y 11A, 359 (1980).

**TABLA I**

Influencia de la composición y microestructura de la ferrita o perlita sobre el límite elástico y la temperatura de transición dúctil-frágil.

Ferrita	X	$\delta\sigma_{\sqrt{\delta x}}$	$\frac{(\delta ITT / \delta x)}{(\delta\sigma_y / \delta x)}$ [°C/MPa]	Refs.
	% Ni	33 MPa %	-0,9	[2,5 - 7]
	% Mn	37 MPa %	-0,3	"
	% Si	83 MPa %	0,5	"
	% Cr	-30 MPa %	no se reporta	"
	% Mo	11 MPa %	0,5	"
	% Cu	38 MPa %	0,4	"
	% P	680 MPa %	3,5	"
	% N	5000 MPa %	2,0	"
	$D_{\alpha}^{-1/2}$ [mm <sup>-1/2</sup> ]	15,1 MPa $\sqrt{mm}$	-0,7	"
	Precip.(en $\alpha$ )		0,4	[7]
Perlita	$s^{-1/2}$ [mm <sup>-1/2</sup> ]	3,86 MPa $\sqrt{mm}$	1,45	[2,5 - 7]
		8,58 MPa $\sqrt{mm}$ *	-0,0055	[1,3]

(\*) Valor más fiable que el precedente

**TABLA 2**

Efecto de la composición (Si,Mn,Ni,Cr) sobre la temperatura de transición dúctil-frágil de aceros eutectoides (carbono variable) con espaciado perlítico óptimo ( $s=0,2\text{mm}$ ) e idéntico tamaño de grano austenítico ( $D_a \approx 33\text{mm}$ ) Valores aproximados evaluados a partir de los datos de Nakase y Bernstein [21].

	$\Delta ITT [^{\circ}C/\%]$
Si (0,3 → 1,0 %)	-41
Mn (0,7 → 1,0 %)	-145
Ni (0,01 → 2,0%)	-26
Cr (0,01 → 0.5%)	-79

**TABLA 3**

Valores promedio de  $K_{IC}$  de aceros eutectoides a tres temperaturas (media de valores medios de  $K_{IC}$  de varios aceros de diferente composición o tratamiento). En  $\text{MPa}\sqrt{m}$

	$K_{IC}$	Desv. típica	nº datos	Ref
RT	51,7	6,4	4	30
-15°C	36,1	3,9	14	31
-80°C	29,4	2,7	14	27

**COMPORTAMIENTO A FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS MICROALEADOS DE FORJA CON ESTRUCTURAS FERRITO-PERLITICAS**

M. A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

ESII de San Sebastián y CEIT  
Pº de Manuel Lardizabal 13 - 15 20009 San Sebastián (Pais Vasco)

**Resumen.** Se presentan los resultados de fatiga y tenacidad obtenidos con dos aceros microaleados de forja (al Ti y Ti-V) con contenido medio en carbono, tras la deformación en caliente seguida de un enfriamiento controlado en la región de velocidades conducentes a estructuras ferrito-perlíticas. Con las microestructuras obtenidas a partir de laminación convencional o forja a elevadas temperaturas los mecanismos de fractura son del tipo mixto dúctil-frágil, mientras que los mecanismos son predominantemente dúctiles cuando los materiales han sido forjados a bajas temperaturas. Esta mejor respuesta en la tenacidad no se ve reflejada en el comportamiento a fatiga. El predominio de los diferentes mecanismos de fractura se ha analizado en términos de las diferencias microestructurales existentes para los distintos tratamientos termomecánicos.

**Abstract.** Fracture toughness and fatigue results of two microalloyed forging steels (Ti and Ti-V) with a medium carbon content are reported. Both steels presented a ferrite-pearlite structure obtained in one case by cooling after industrial rolling and in other case by controlled cooling after laboratory hot forging. Microstructures obtained by industrial rolling and laboratory forging at high temperatures present a mixture of ductile-brittle mechanisms. On the contrary, fracture on specimens forged in the laboratory at low temperatures were totally ductile. The different fracture behaviour corresponding to the different treatments can be explained in terms of the different microstructures. Fatigue behaviour was very similar for all treatments.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros microaleados de forja con contenidos medios en carbono para ser utilizados directamente tras la forja o la laminación en caliente se desarrollaron en Alemania durante los años setenta. Inicialmente consistieron en aceros con 0.4% de carbono microaleados con una pequeña cantidad de vanadio (0.1-0.2%V). Los motivos de este desarrollo estaban asociados a que estos aceros comparados con los convencionales templados y revenidos presentaban las siguientes ventajas: i) ahorro de un tratamiento térmico costoso ya que se utilizaban directamente en estado de forja, ii) como consecuencia de que el enfriamiento era lento, no se producían deformaciones que precisaran de un enderezado posterior y iii) se les asignaba una mejor maquinabilidad y resistencia a la fatiga [1].

Con aceros microaleados de contenido medio en carbono del tipo VANARD [2] se han conseguido resistencias mecánicas equivalentes a las de los aceros templados y revenidos; sin embargo, las tenacidades obtenidas son muy inferiores a las que se consiguen con el tratamiento convencional. La mejora de esta propiedad constituye un objetivo primordial si se desea utilizar este tipo de aceros en la fabricación de componentes que trabajen en condiciones críticas [2]. Uno de los parámetros más prometedores para lograr mejorar la tenacidad es el afino del tamaño de grano de austenita.

La microaleación con titanio aparece como uno de los procedimientos más efectivos para el afino del tamaño de grano de austenita inicial y para evitar el posterior crecimiento de grano de la austenita tras la deformación y recristalización a las elevadas temperaturas de forja. Leduc y Sellars [3] han

observado que en aceros bajos en carbono las partículas finas de TiN obtenidas durante la colada continua resultan muy efectivas para mantener un tamaño de grano de austenita fino. A estas elevadas temperaturas el AlN o bien se ha disuelto o se presenta en forma muy grosera y por tanto poco efectiva para evitar el crecimiento de grano.

Ahora bien, la baja solubilidad del nitruro de titanio hace que éste precipite en el acero líquido (tipo I) para altos contenidos de Ti, en los espacios interdendríticos (tipo II) para contenidos intermedios y en estado sólido (tipo III) para bajos contenidos de Ti. En la Fig. 1 [4] se muestra la proporción de cada clase de formación en función del contenido en Ti en un acero bajo en carbono para una concentración en N del 0.008%. Se debe destacar que la fracción precipitada en el líquido (clase I) puede presentar tamaños superiores a las 3-4  $\mu\text{m}$ , los de clase II entre 1.5 y 3  $\mu\text{m}$  y finalmente la formada en estado sólido, sobre todo los formados en la austenita, son muy finos y observables sólo mediante microscopía electrónica de transmisión. Esta última fracción es la que evita el crecimiento del tamaño de grano de la austenita. Las otras fracciones, en algunas condiciones, pueden modificar notablemente tanto la formación de la ferrita por enfriamiento de la austenita como los modos de fractura de los aceros.

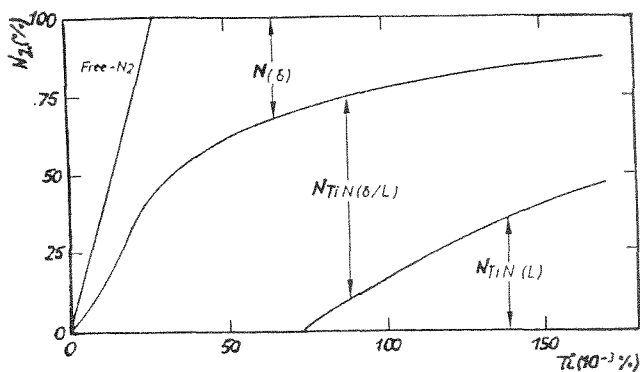


Fig. 1. Influencia del contenido de Ti en la distribución del tamaño de precipitados de TiN para N=0.008% [4].

Por otra parte, Knott y col. [5] han indicado recientemente que las partículas cerámicas, fundamentalmente óxidos, carburos y nitruros, cuando están presentes en los aceros con tamaños también del orden de la micra originan grietas afiladas al fracturarse bajo tensión, pueden ser los causantes del inicio de fracturas por clivaje.

## 2. TECNICAS EXPERIMENTALES

### 2.1. Obtención del material

La composición química de los tres aceros microaleados suministrados por AFORA S.A. (Azkoitia) se indica en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de los tres aceros microaleados utilizados

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	162
Ti	.35	1.56	.33	.004	.007	-	.027	.028	89
Ti-a	.23	1.72	.23	.011	.009	-	.023	.044	75

El material se suministró en forma de barra cuadrada de 50x50 mm de sección. El proceso de obtención fue el siguiente: una palanquilla de 130 mm de lado se laminó a una barra cuadrada de 50x50 mm en forma convencional a través de 5 pasadas de desbaste comenzando a 1180°C y terminando a 1120°C. Finalmente se sometió a 4 pasadas en un tren semicontinuo, terminando la laminación a 1010°C, pasando a continuación al enfriador. De las barras cuadradas se mecanizaron probetas de 50x60x10 mm de espesor que se utilizaron para los ensayos de compresión plana que se llevaron a cabo en laboratorio.

Las probetas de compresión plana se deformaron tras un precalentamiento a 1100°C a las temperaturas de 1000 y 850°C a una velocidad de deformación constante de 1s<sup>-1</sup>. La deformación impartida fue de  $\sim \epsilon = 0.22$  a 1000°C y  $\epsilon = 0.38$  a 850°C. Tras la deformación las probetas se enfriaron al aire a una velocidad de enfriamiento de  $\sim 1.5^\circ\text{C/s}$ .

### 2.2. Propiedades mecánicas

Para la determinación de la tenacidad a través del parámetro  $J_{IC}$ , tanto de los materiales laminados convencionalmente como en los obtenidos tras deformación (probetas de compresión plana), se eligió la geometría de probeta correspondiente a la de flexión en 3 puntos según norma ASTM E813-88. El espesor de las mismas se fijó en función de las disponibilidades de material en 6 mm y la dimensión W en 11 mm. Los ensayos se realizaron siguiendo el procedimiento descrito en dicha norma. Para la ejecución de los ensayos de fatiga se procedió al mecanizado de probetas CT (B=6mm, W=36mm), las cuales fueron ensayadas según la norma ASTM E647. Es de señalar que la extracción de todas las probetas a partir de las palanquillas se realizó de modo que el plano de fractura fuera el mismo en todas ellas.

### 3. RESULTADOS

#### 3.1 Microestructura

Desde el punto de vista microestructural, la presencia de Ti en la composición química de los dos aceros da lugar a la precipitación de partículas de TiN. En la Fig. 2 se muestra la distribución de tamaños correspondientes al acero al Ti (alto) y al Ti-V. En el caso del acero Ti-V, predominan las partículas de tamaño comprendido entre 1 y 3  $\mu\text{m}$ . Para el caso del acero al Ti (alto) el número de partículas comprendido entre 4 y 6  $\mu\text{m}$  resulta también importante.

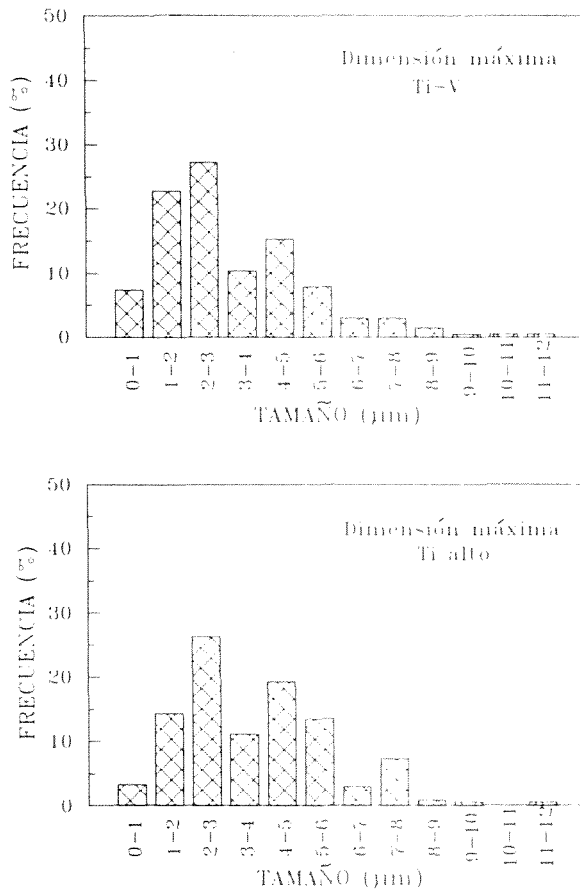


Fig. 2. Histogramas mostrando la distribución de la dimensión máxima de las partículas de TiN para el caso del acero al Ti-V y el acero al Ti (alto)

Las microestructuras tanto de las condiciones de suministro como de los tratamientos termomecánicos

aplicados es del tipo ferrítico-perlítico, si bien entre los distintos casos existen diferencias apreciables. En la Fig. 3. se muestran tres micrografías correspondientes a las tres condiciones en las que se ha estudiado el acero al Ti-V. Como puede apreciarse, a 1000°C la estructura perlítica es más gruesa que a 850°C. En este último caso, el grano de austenita es más fino y existen granos de ferrita en el interior de la antigua austenita nucleados probablemente en la austenita deformada.

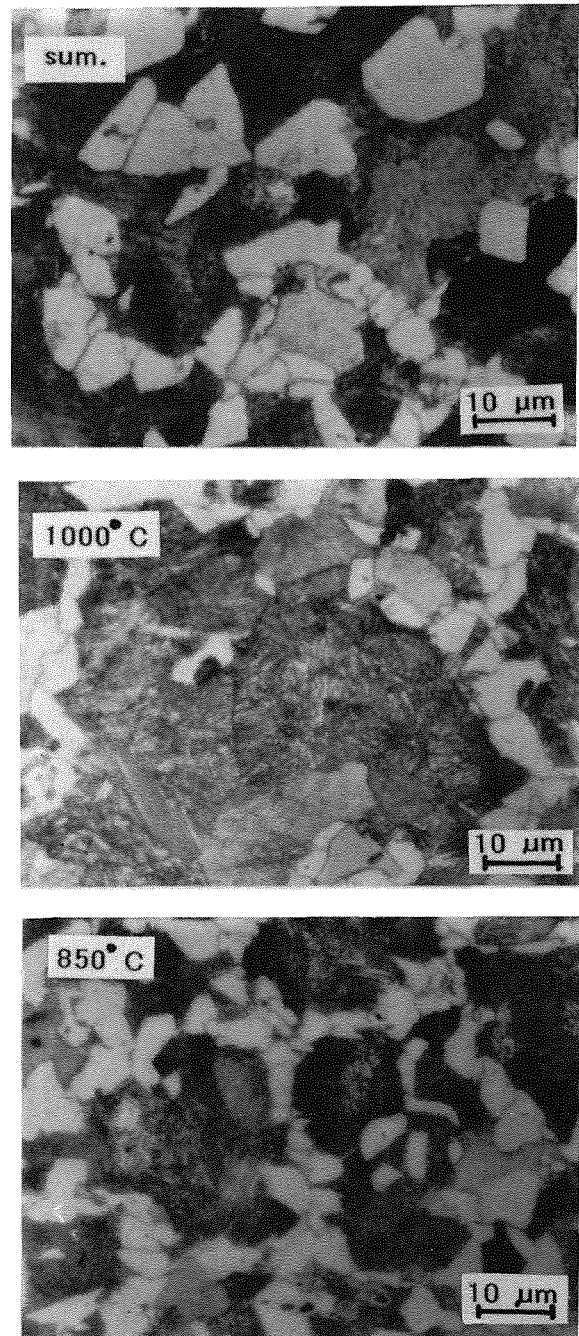


Fig. 3. Microestructuras correspondientes al acero al Ti-V

En la Fig. 4 se muestran ejemplos de las estructuras correspondientes al acero al Ti. Los valores obtenidos por metalografía cuantitativa del tamaño de grano de ferrita, fracciones volumétricas de ferrita y de partículas de TiN se resumen en la Tabla 2.

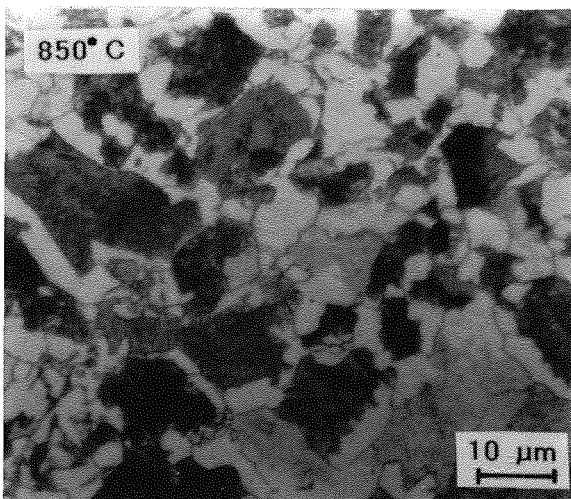
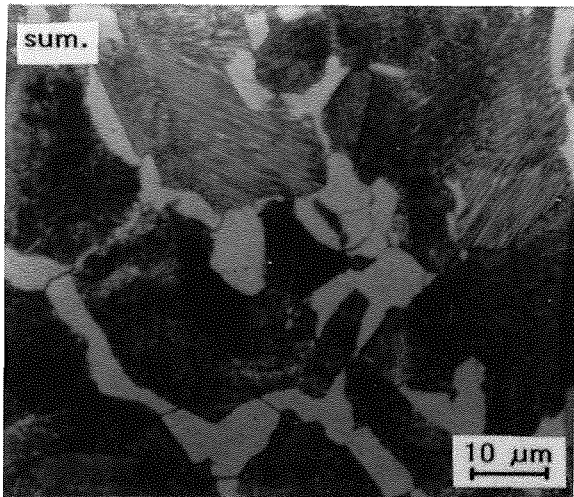


Fig. 4. Estructuras correspondientes al acero al Ti.

Tabla 2. Parámetros microestructurales de las diferentes estructuras analizadas.

Acero	estruct.	$f_{\alpha}$ (%)	$D_{\alpha}$ ( $\mu\text{m}$ )	$f_{\text{TiN}}$ (‰)
Ti-V	sumin	38	5.5	0.14 $\pm 0.02$
	850	39	4.7	
	1000	17	4.3	
Ti	sumin.	26	5.3	-
	850	24	3.6	
Ti-a	sumin.	-	-	0.34 $\pm$ 0.08

3.2 Propiedades mecánicas

Los resultados obtenidos con los ensayos de tracción y la dureza para las diferentes composiciones y microestructuras se indican en la Tabla 3. Además, para el caso de las palanquillas se señala la temperatura de transición ITT (50% aspecto fibroso) determinada a partir de ensayos Charpy.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de los aceros en función de las diferentes estructuras.

Acero	estruct	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	R.T. (MPa)	Alarg. (%)	HV1	ITT (°C)
Ti-V	sumin.	590	875	31	280 $\pm$ 16	65
	850	-	-	-	287 $\pm$ 13	
	1000	647	910	26	302 $\pm$ 10	
Ti	sumin.	440	740	32	226 $\pm$ 12	34
	850	-	-	-	267 $\pm$ 12	

Los resultados de tenacidad determinados con las probetas CT con las diferentes palanquillas se resumen en la Tabla 4. En la misma se indican los valores de  $K_Q$ ,  $J_c$  y  $K_c$ . Los valores de  $K_Q$  han sido determinados de acuerdo con la norma ASTM E399,  $J_c$  a partir de la propuesta de norma europea ESIS y  $K_c$  a partir de  $J_c$ .

Tabla 4. Parámetros de tenacidad obtenidos con probetas CT (B=18mm) con las microestructuras correspondientes a condiciones de suministro

Material	$K_Q$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$ )	$J_c$ (kPam)	$K_c$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$ )	Observ.
Ti-V	72	25.7	73	*
	65	21.7	67	*
Ti	60	45	96.5	* +
	55	71.3	121.5	* +
Ti-a	54	110	151	* +
	59	84	132	* +

(\*) no se cumple la condición de espesor  
(+) registros P-COD no lineales

Con relación al acero al Ti-V, en la Tabla 5 se agrupan los resultados de tenacidad y de fatiga, tanto para las condiciones de suministro como para las estructuras obtenidas tras tratamiento termomecánico a 850 y 1000°C.

El análisis fractográfico de las superficies de fractura de las probetas de tenacidad muestra unos mecanismos totalmente diferentes para los distintos casos. Las probetas procedentes de la palanquilla del acero al Ti-V presentan un pequeño inicio dúctil para a continuación



tener lugar una propagación frágil constituida exclusivamente por facetas. Otro tanto acontece con las microestructuras correspondientes a las condiciones de suministro de las palanquillas al Ti con bajo y alto contenido de éste. Un ejemplo de las diferentes secuencias de fractura se muestra en la Fig. 5.

**Tabla 5.** Resultados de tenacidad y fatiga del acero al Ti-V (ensayos de flexión de tres puntos)

Acero	Estruct.	$J_c$ (kPam)	$K_c$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
Ti-V	Suminist	43.5	101	8
		12.8	55 *	(R=0.03)
		64	122	4.5
		37	93	(R=0.5)
	1000°C	21.4	71 *	
		18	65 *	
850°C	76.6 +	134	11.3	
	83 +	139	(R=0.03)	
Ti	850°C	113 +	162	
		123 +	169	

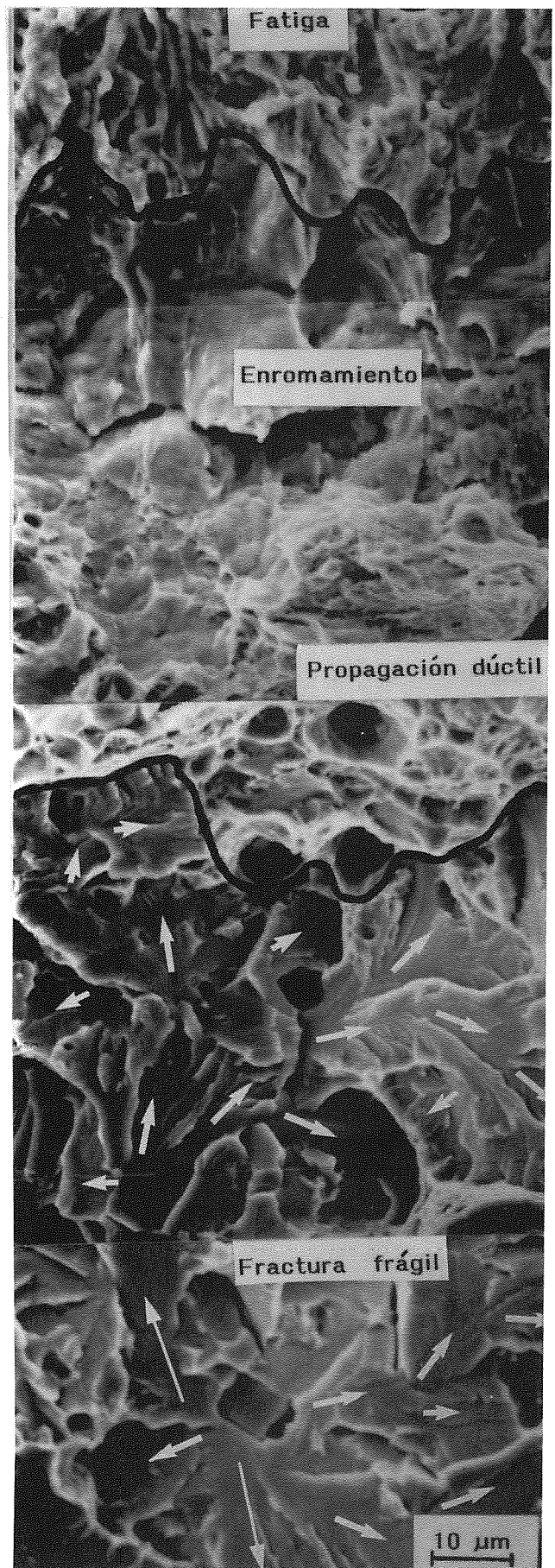
(\*) ensayo con pop-in

(+) ensayo válido de  $J_{Ic}$

Un estudio detallado de la fractura frágil ha permitido identificar en gran cantidad de casos los puntos de iniciación de la misma. En las Figs. 5 y 6 se muestran dos ejemplos de iniciación de estallidos frágiles a partir de partículas de TiN fracturadas. La presencia de dichas partículas induce incluso a que la grieta modifique su plano de propagación. Un comportamiento similar de iniciación dúctil y posterior propagación frágil se ha obtenido con el acero al Ti-V deformado a 1000°C y enfriado lentamente de manera que se origine una estructura ferrito-perlítica.

Las estructuras ferrito-perlíticas obtenidas mediante deformación a 850°C (tenacidades comprendidas entre 130 y 140 MPa $\sqrt{m}$  para el acero al Ti-V y entre 162 y 169 MPa $\sqrt{m}$  para el acero al Ti) presentan un comportamiento dúctil. La Fig. 7 corresponde a una situación de este tipo en el que puede apreciarse que la fractura es totalmente dúctil constituida por cavidades nucleadas a partir de dos distribuciones diferentes de partículas.

**Fig. 5.** Probeta CT mostrando estallido frágil a partir de una partícula de TiN tras propagación dúctil (acero al Ti alto)





El aspecto de las superficies de fractura de los ensayos de fatiga es similar para todas las estructuras. La superficie de fractura es muy homogénea, no apreciándose micromecanismos que estén relacionados con los constituyentes microestructurales.

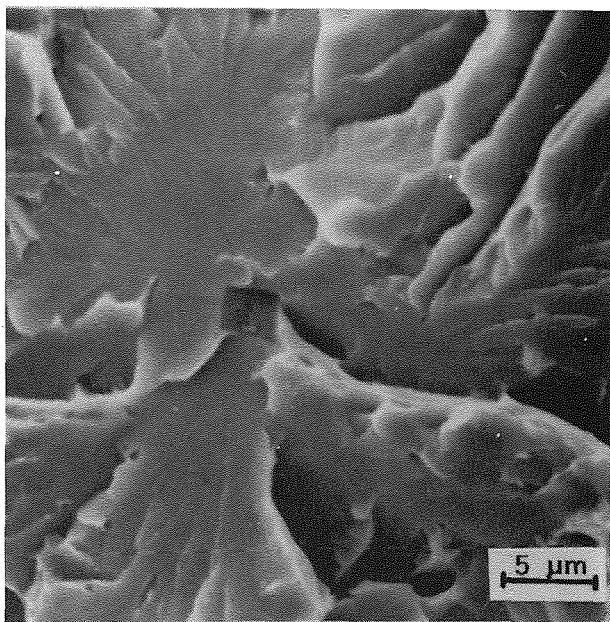


Fig. 6. Fractura frágil iniciada a partir de una partícula de TiN.

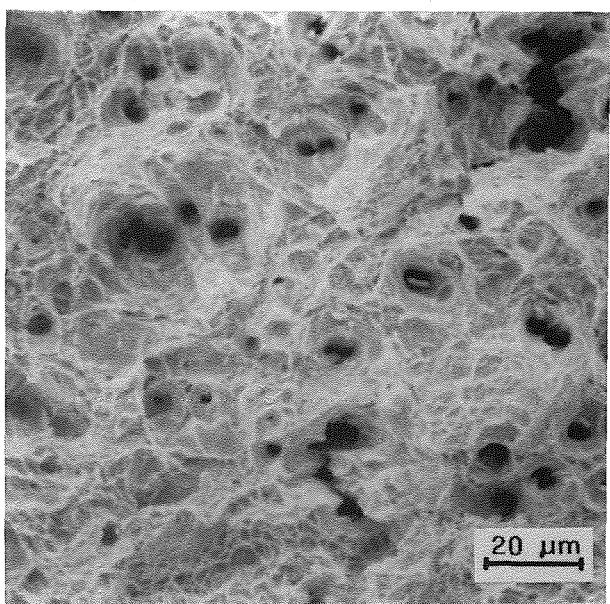


Fig. 7. Fractura dúctil correspondiente a una probeta al Ti tratada termomecánicamente a 850°C.

#### 4. DISCUSION

A través de los diferentes tratamientos termomecánicos se han generado distintas estructuras ferrito-perlíticas que presentan unos comportamientos a tenacidad notablemente diferentes. En todos los casos, si bien las características de la matriz han variado, la distribución de partículas de TiN ha permanecido inalterable. Por otra parte, la presencia de partículas más grandes en el acero con elevado contenido en Ti corrobora lo indicado en la Fig. 1: a medida que aumenta la concentración de Ti, la fracción de partículas de TiN formadas en estado líquido es notablemente mayor.

Los resultados de tenacidad correspondientes a las estructuras de suministro muestran que los tres aceros se hallan dentro de la zona de transición. El análisis fractográfico confirma este hecho pudiendo indicarse que corresponde a la zona inferior de la transición. Con relación a los ensayos realizados con probetas CT, en ningún caso se ha cumplido la condición de mínimo espesor, ya que la geometría de la palanquilla de partida no permite recurrir a valores de  $B > 18$  mm.

El tratamiento termomecánico realizado a 1000°C con el acero al Ti-V ha continuado mostrando un comportamiento predominantemente frágil. Tanto en las tres condiciones de suministro como en el tratamiento a 1000°C el inicio de la formación de clivaje ha sido relacionado con la presencia de partículas groseras de TiN.

La adición de Ti como elemento controlador del tamaño de grano de austenita a las elevadas temperaturas de forja, da lugar a la precipitación de partículas de TiN de tamaño mucho más grosero que el efectivo para control de grano. Dichas partículas, de carácter frágil y totalmente cohesionadas a la matriz (véase por ejemplo la Fig. 6) resultan elementos aptos para la iniciación de la fractura frágil. La evidencia fractográfica confirma dicho comportamiento.

Una vez rota la partícula, para que la propagación frágil continúe de forma exitosa, la grieta debe atravesar la primera barrera constituida por la intercara partícula/matriz. La capacidad de atravesar dicha intercara y, posteriormente de superar la próxima frontera existente en la matriz (ferrita-ferrita o ferrita-perlita) determinará la posibilidad o no de que la fractura frágil progrese. Comentarios acerca de dichos procesos ya han sido previamente publicados en los Anales de Fractura [7,8].

El presente caso resulta más complejo como consecuencia de encontrarse la temperatura ambiente

dentro de la zona de transición, por lo que las consideraciones microestructurales tomadas en cuenta en la zona frágil basadas en el modelo RKR [9], pueden exigir, tal como señala Knott [6], la necesidad de tener en cuenta una distancia microestructural crítica diferente. El inicio dúctil implica que una determinada parte de la población de partículas susceptibles de originar la fractura frágil habría quedado "anulada" al nuclearse cavidades a su alrededor.

En los aceros analizados, a través de los tratamientos termomecánicos se ha modificado la microestructura de la matriz, pero no la distribución de las partículas causantes del clivaje. En consecuencia, éstas serían unas estructuras adecuadas para analizar la importancia de los diferentes microconstituyentes en las etapas de propagación partícula/matriz y matriz/matriz (ferrita/ferrita, ferrita/perlita, etc.).

Analizando las estructuras de suministro y las obtenidas con tratamiento termomecánico a 1000°C, en todos los casos, después de una pequeña (en algunos ensayos más que en otros) propagación dúctil, la fractura ha sido frágil. En cambio, en los tratamientos a 850°C, tanto el acero al Ti como con el acero al Ti-V muestran un comportamiento totalmente dúctil. En una situación las partículas de TiN han dado origen a la fractura frágil y en la otra (tratamiento a 850°C) se han comportado como elementos creadores de cavidades.

Dado que es constante la distribución de precipitados de TiN y considerando que en todos los casos los constituyentes microestructurales son los mismos, los diferentes comportamientos tendrían que ser analizados a través de las variaciones de los tamaños microestructurales. Una microestructura más fina contribuiría a que no pudiese cumplirse la condición de superar la tensión efectiva de rotura sobre una distancia característica. En consecuencia, la grieta no podría propagarse de una manera catastrófica.

La diferencia microestructural existente entre los tratamientos a 850°C (tanto del acero al Ti como del Ti-V) con relación al resto de las condiciones confirma el comportamiento anteriormente citado. Por una parte, si bien el tamaño de grano de ferrita no ha experimentado variaciones notables, el tamaño de grano de austenita, como consecuencia de una recrystalización después de una deformación más elevada a temperaturas más bajas, es más pequeña a 850°C. Por otra parte, en las estructuras deformadas a 850°C ha tenido lugar una nucleación heterogénea en el interior de los granos de austenita (ver Fig. 3).

En los aceros hipoeutectoides, la perlita se genera sobre la continuación de la ferrita proeutectoide [10]. En consecuencia, se mantiene una misma orientación entre la ferrita proeutectoide y las láminas ferríticas pertenecientes a la perlita. Debido a la presencia de granos de ferrita idiomorfa intragranular en las microestructuras a 850°C, es de esperar que la unidad ferrítica de igual orientación (grano de ferrita + constituyente perlítico nucleado a partir del grano ferrita) sea menor que en el resto de los casos.

Una evidencia de que esa unidad ferrítica aparece como un posible factor determinante en el comportamiento a tenacidad del acero se muestra en la Fig. 8. Tal como puede apreciarse, el estallido frágil ocasionado por una partícula rota de TiN se ha propagado en forma de facetas cortando "indiscriminadamente" ferrita y perlita. Comportamientos similares se han observado alrededor de otras partículas de TiN.

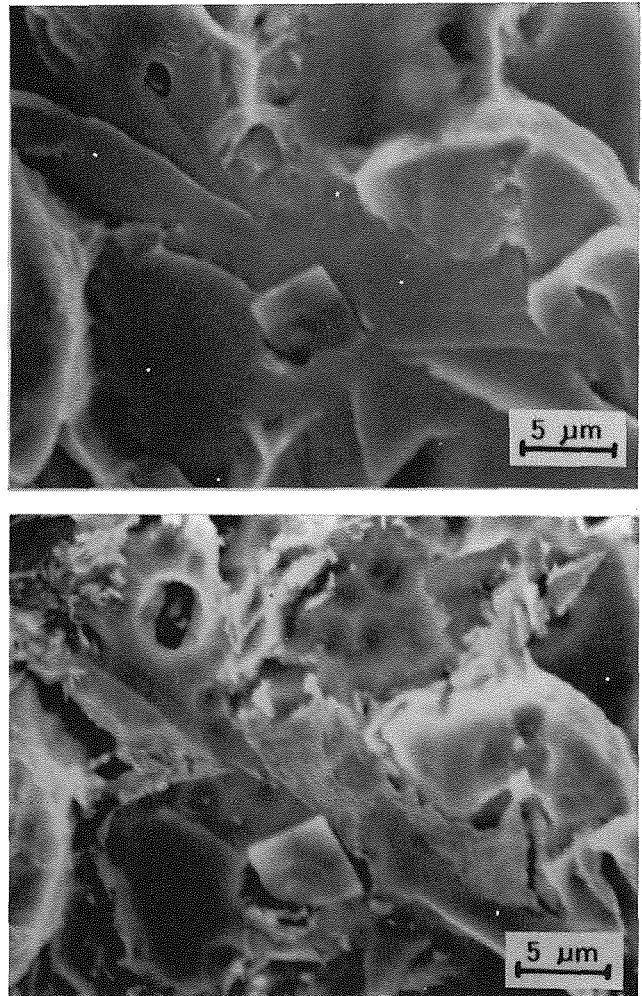


Fig. 8. Detalle de una faceta formada a partir de una partícula de TiN mostrando constituyentes ferríticos y perlíticos.

En consecuencia, a igualdad de distribución de partículas, la mejora en la tenacidad observada con los tratamientos termomecánicos puede cualitativamente relacionarse con un afino de la microestructura del material. El parámetro microestructural determinante puede estar relacionado con el "tamaño ferrítico de igual orientación".

## 5. CONCLUSIONES

- Se ha analizado el comportamiento a tenacidad de aceros microaleados de forja al Ti-V y Ti. Los resultados obtenidos señalan que la adición de Ti puede dar lugar a la formación de partículas groseras (no controlantes del tamaño de grano de austenita) que pueden originar una disminución de la tenacidad del acero.

- El análisis fractográfico ha puesto de manifiesto que en los casos de fractura frágil, la iniciación del clivaje tiene lugar a partir de partículas groseras de TiN fracturadas.

- La propagación de la grieta a través de la matriz depende de las características microestructurales de la misma. Una estructura ferrito-perlítica fina impide la propagación frágil de la grieta, dando lugar a un comportamiento dúctil del material.

- A través de la evidencia experimental, el parámetro microestructural formado por el tamaño ferrítico de igual orientación (misma orientación de ferrita proeutectoide y láminas ferríticas pertenecientes a la perlita) aparece como una de las variables a considerar en la interacción tenacidad-microestructura de los aceros ferrito-perlíticos.

## 6. AGRADECIMIENTOS

M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J. L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Cline, R.S., Heitmann, W.E. y Bhattacharya D., "Microalloyed Steel Bars and Forgings", *Journal of Metals*, May 1986, 26-30.
- [2] Naylor, J., "Review of international activity on microalloyed engineering steels", *Ironmaking and Steelmaking*, 1989, 16, (4), 246-252.
- [3] Leduc, L.A. y Sellars, C.M., "Hot rolling of C-Mn-Ti steel" en *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite* (Ed. A.J. DeArdo, G.A. Ratz and P.J. Wray) Conf. Proc., The Metallurgical Society of AIME, 1982, 641-654.
- [4] Herman, J.C., Messien, P. y Greday, T., "HSLA Ti-Containing Steels" *ibid*, 655-671.
- [5] Tweed, J.H y Knott, J.F., "Micromechanisms of Failure in C-Mn Weld Metals", *Acta Metall*, 35, 1401-1414, 1987.
- [6] Knott, J.F., "Micromechanisms of Fracture. The Role of Microstructure", en *ECF9: Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials*, S. Sedmak, A. Sedmak y D. Ruzic eds., EMAS, vol. 2, 1375-1400, 1992.
- [7] Martín A., Rodríguez, J.M. y Gil, J., "Micromecanismos de Fractura Frágil en Aceros Ferrito-perlíticos", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2, 33-42, 1985.
- [8] Martín, A, Rodríguez, J.M. Viviente, J.L. y Gil, J., "Papel Crítico de las Juntas entre Paquetes de Lajas Covariantes en la Fractura Frágil de una Estructura Bainítica", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 4, 107-117, 1987.
- [9] Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., "A Stochastic Modeling of the Independent Roles of Particle Size and Grain Size in Transgranular Cleavage Fracture", *Metall. Trans*, 18A, 641-651, 1987.
- [10] Honeycombe, R.W.K., "Steel, Microstructure and Properties", Edward Arnold, 1981, p.40.

## COMPORTAMIENTO A FATIGA Y FRACTURA DE ACEROS MICROALEADOS DE FORJA CON ESTRUCTURA DE FERRITA ACICULAR

M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

ESII de San Sebastián y CEIT  
Pº de Manuel Lardizabal 13 - 15 20009 San Sebastián (País Vasco)

**Resumen.** En el presente trabajo se resumen los resultados del comportamiento a fatiga que presenta un acero microaleado de forja al Ti-V de contenido medio en carbono, tras la deformación en caliente seguida de un enfriamiento controlado rápido en la región de velocidades conducentes a una estructura de ferrita acicular. Se presentan también los valores de la tenacidad a la fractura observándose valores elevados de la misma, superiores a los encontrados con estructuras ferrito-perlíticas. Los mecanismos de fractura presentes en estas microestructuras aciculares son en todos los casos dúctiles. Esta buena respuesta en la tenacidad no se refleja en una mejora marcada en las propiedades a fatiga de dichos aceros. El predominio de los mecanismos de fractura dúctil se ha analizado en términos de la fina microestructura de ferrita acicular generada cuando se enfrían en forma rápida tras los diversos tratamientos termomecánicos.

**Abstract.** Fracture toughness and fatigue results (threshold) of a microalloyed forging steel (Ti-V) with a medium carbon content after accelerated cooling from the forging temperature are reported. The steel presented a microstructure of acicular ferrite. These microstructures present better fracture toughness than the usual ferrite-pearlite. Fracture mechanisms were totally ductile. The better fracture behaviour seems to be due to the fine microstructures of acicular ferrite. Fatigue behaviour was very similar to that presented by the ferrite-pearlite microstructures.

### 1. INTRODUCCION

El interés de la utilización de aceros microaleados para procesos de forja ha sido expuesto en otra publicación en los presentes Anales [1]. En dicho artículo se han presentado los resultados de tenacidad obtenidos con tres aceros al Ti-V y al Ti estudiados en condiciones de suminitro y después de haberles aplicado diferentes tratamientos termomecánicos. En todos los casos las estructuras que presentaban los aceros eran ferrito-perlíticas.

En el presente trabajo se analiza la tenacidad a la fractura de un acero microaleado de forja al Ti-V con estructuras de ferrita acicular producidas por enfriamiento rápido tras la forja en caliente y se compara con las de los mismos aceros con estructuras ferrito-perlíticas producidas mediante laminación convencional o forja a elevadas temperaturas. Se han

estudiado también los micromecanismos de fractura y se comparan las características de fatiga.

Las ferritas aciculares son placas intergranulares similares a las placas Widmanstätten que crecen en las juntas de grano, pero en este caso formadas totalmente en el interior de los granos de austenita. Estas se suelen nuclear sobre inclusiones de relativo pequeño tamaño (pocas micras) para subenfriamientos bastante elevados. Su formación parece ser del tipo "militar" con plano invariante y produciendo un cambio de forma. En muchas ocasiones se la ha considerado como una bainita, aunque su carácter totalmente intergranular la diferencia notablemente de la bainita convencional. Se presenta fundamentalmente en las soldaduras y es una estructura muy deseada por su excelente combinación de propiedades mecánicas.

Aunque existe la posibilidad de la formación epitaxial de la ferrita sobre las inclusiones, éste no es el caso más general, ya las inclusiones no guardan una relación de orientación con la austenita y, por el contrario, existe una clara relación de orientación del tipo Kurdjumov-Sachs o Nishiyama-Wasserman entre la ferrita acicular y la austenita de la que proviene. En muchos casos se ha asignado sólo a los óxidos [2] la facultad de ser un sustrato para nuclear la ferrita acicular, pero otras partículas pueden ser también el soporte de las placas.

Una característica general de la generación de ferrita acicular por las partículas es que sobre una misma partícula se forman en general varias placas finas con diferentes orientaciones de ferrita acicular. Este hecho puede tener gran trascendencia en el caso de la iniciación de la fractura frágil por fractura de las partículas cerámicas, como sugiere Knott [3]. Por tanto, al no ser las partículas epitaxiales con la matriz, la junta partícula/ferrita será de elevada energía y además las direcciones de clivaje en la partícula y en la ferrita no coincidirán. Esto junto a las pequeñas dimensiones de la placas dificultará fuertemente la formación de grietas afiladas, origen de la descohesión intragranular.

## 2. TECNICAS EXPERIMENTALES

### 2.1 Obtención del material

El acero microaleado fue suministrado por AFORA S.A. (Azkoitia) y su composición química se resume en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química del acero microaleado utilizado.

Acero	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N (ppm)
Ti-V	.37	1.45	.56	.010	.043	.11	.024	.015	162

Una palanquilla de 130 mm de lado se laminó a una barra cuadrada de 50x50 mm en forma convencional a través de 5 pasadas de desbaste comenzando a 1180°C y terminando a 1120°C. Finalmente se les sometió a 4 pasadas en un tren semicontinuo, terminando la laminación a 1010°C, pasando a continuación al enfriador. De las barras cuadradas se mecanizaron probetas de 50x60x10 mm de espesor que se utilizaron para los ensayos de compresión plana que se llevaron a cabo en Laboratorio.

Las probetas de compresión plana se deformaron, tras un precalentamiento a 1090°C durante una hora, a la temperatura de 1000°C a una velocidad de deformación constante de 1s<sup>-1</sup>. La deformación impartida fue de ~ ε

=0.20 a 1000°C. Tras la deformación las probetas se enfriaron al aire a una velocidad de enfriamiento de ~ 5°C/s en condiciones de convección forzada.

### 2.2. Propiedades mecánicas

Para la ejecución de los ensayos de fatiga se procedió al mecanizado de probetas CT (B=6mm, W=36mm), las cuales fueron ensayadas según la norma ASTM E647. El umbral de fatiga se determinó utilizando el procedimiento de descenso escalonado de ΔK. En cada escalón la carga se mantuvo constante a lo largo de una distancia mínima igual a dos veces el tamaño de la zona plástica. El valor de ΔK<sub>th</sub> se definió como el valor de ΔK correspondiente a una velocidad de 10<sup>-10</sup> m/c obtenida por el ajuste a una ecuación del tipo Paris de los datos experimentales pertenecientes a la última década de la velocidad de propagación.

La tenacidad se determinó a través del parámetro J<sub>IC</sub>, tanto en el material laminado convencionalmente como en el obtenido tras la deformación (probetas de compresión plana), mecanizándose probetas de flexión en 3 puntos según norma ASTM E813-88. El espesor de las mismas se fijó en función de las disponibilidades de material en 6 mm y la dimensión W en 11 mm. Los ensayos se realizaron siguiendo el procedimiento descrito en dicha norma.

## 3. RESULTADOS

### 3.1. Microestructura

El tratamiento termomecánico aplicado seguido de un enfriamiento por convección forzada origina que la microestructura esté constituida fundamentalmente por ferrita acicular (Fig. 1). Además, aparecen cantidades reducidas de ferrita alotriomorfa (del orden de un 17%) de ~ 4 μm de tamaño así como un constituyente del tipo bainítico.

La presencia de Ti en el acero, con objeto de controlar el grano de austenita en los procesos de forja, origina la precipitación de partículas de TiN de tamaño grosero. En la Fig. 2. se señalan los histogramas de distribución de los tamaños máximo y mínimo. Una fracción importante de los TiN se presenta también en forma de finas partículas (10-50 nm) responsables del afino de grano [4].

### 3.2. Propiedades Mecánicas

Las propiedades mecánicas convencionales se resumen en la tabla 2.

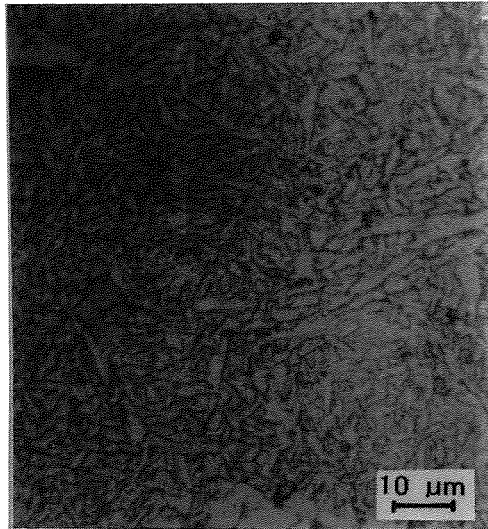


Fig. 1. Micrografía típica de ferrita acicular

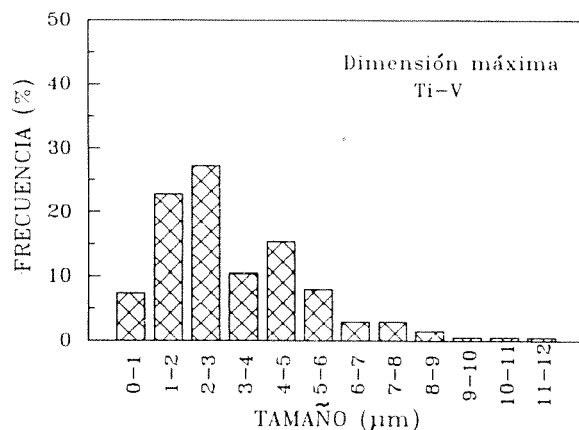
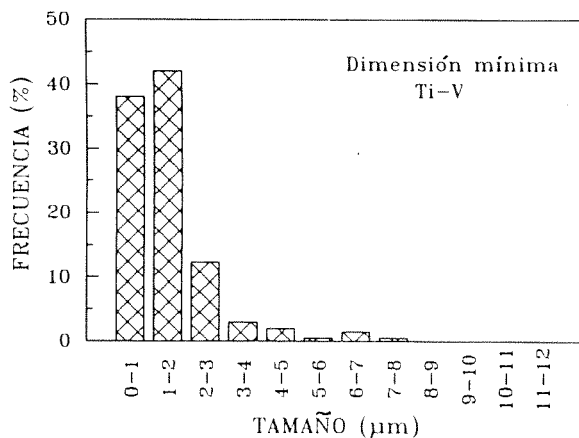
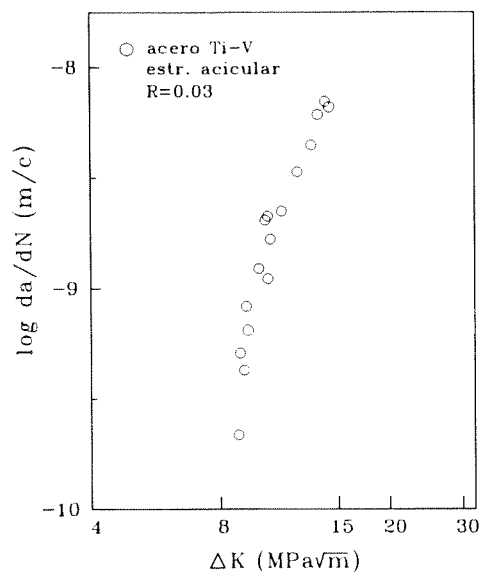


Fig. 2. Histogramas de distribución de dimensiones máxima y mínima de partículas groscras de TiN.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero al Ti-V en condiciones de suministro y con estructura acicular

estruct	$\sigma_{0.2\%}$ (MPa)	R.T. (MPa)	Alarg. (%)	HVI	ITT (°C)
sumin.	590	875	31	280±16	65
acicular	560	920	25	325±20	

En la Fig. 3 se indica la curva  $\Delta K$ -da/dN correspondiente a  $R=0.03$ . El valor del umbral de fatiga obtenido es de 8.3 MPa $\sqrt{m}$ .

Fig. 3. Curva  $\Delta K$ -da/dN para la determinación del umbral de fatiga para  $R=0.03$ .

Los valores de tenacidad medidos a través del parámetro  $J_{Ic}$  se indican en la Tabla 3, junto con los anteriormente referidos correspondientes al mismo acero con diferentes estructuras ferrito-perlíticas. En el caso de la estructura acicular, la grieta experimentó una propagación estable ( $>0.2$  mm) que permitió determinar el valor de  $J_{Ic}$ . Tanto para las condiciones de suministro como para la estructura ferrito-perlítica obtenida tras tratamiento termomecánico a 1000°C, la propagación dúctil de la grieta no alcanzó los 0.2 mm de longitud. En este último caso, se tomó  $J_c$  (definida a partir de la recomendación ESIS) como parámetro cuantificador de la tenacidad. Como queda de manifiesto en la Tabla 3, la estructura de ferrita acicular presenta, con una notable diferencia, una tenacidad superior al resto de los casos. En la Fig. 4 se comparan las curvas carga-apertura de dos probetas de



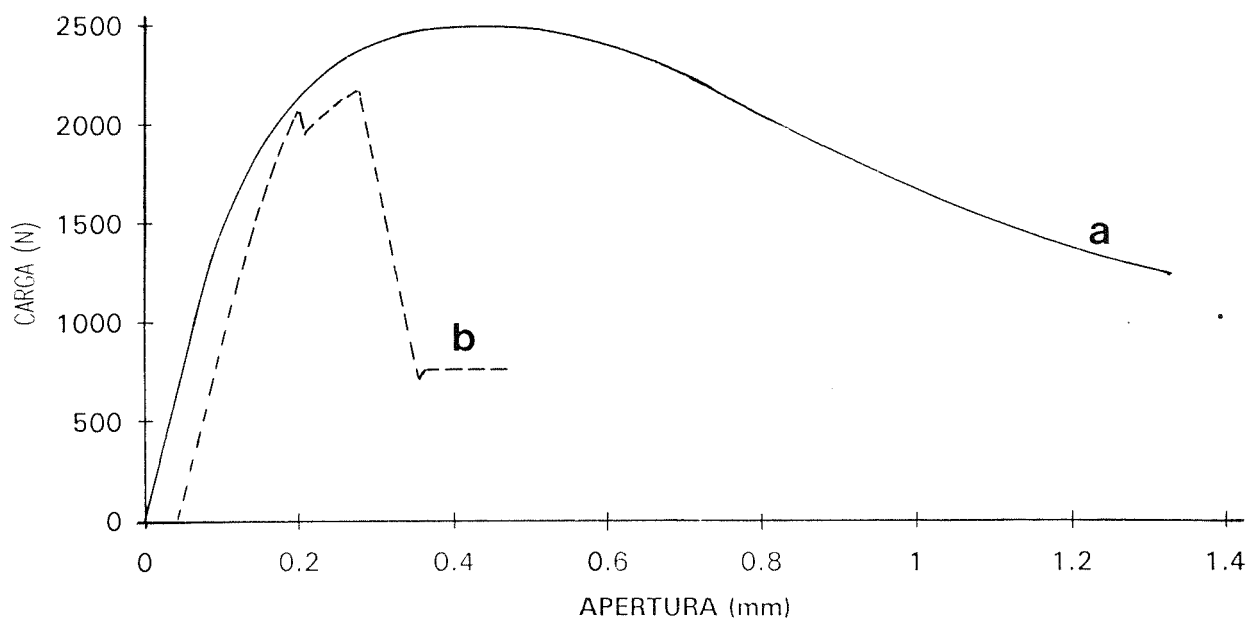


Fig. 4. Curvas carga-apertura correspondientes a estructuras a) de ferrita acicular y b) ferrito-perlíticas.

ferrita acicular y ferrita-perlita respectivamente. Al igual que sucedía con los valores de  $J_{Ic}$ , las energías absorbidas a la fractura son totalmente dispares.

Tabla 3. Resultados de tenacidad y fatiga del acero al Ti-V (ensayos de flexión de tres puntos)

Estruct.	$J_c$ (kPam)	$J_{Ic}$ (kPam)	$K_c$ (MPa√m)	$\Delta K_{th}$ (MPa√m)
Suminist	43.5	-	101	8
	12.8	-	55 *	(R=0.03)
	64	-	122	4.5
	37	-	93	(R=0.5)
1000°C $\alpha$ -perlita	21.4	-	71 *	
	18	-	65 *	
1000°C $\alpha$ -acicular	-	103	155	8.3
	-	102	154	(R=0.03)

(\*) ensayo con pop-in

El análisis fractográfico muestra que en el caso de la microestructura de ferrita acicular los mecanismos operantes son del tipo dúctil, tal como se observa en la Fig. 5. Toda la superficie de fractura está constituida por cavidades de pequeño tamaño. Observando a menos aumentos, Fig. 6, la fractura muestra un carácter intergranular dúctil: las cavidades anteriormente indicadas aparecen, en extensas zonas de la superficie de fractura, formadas en juntas de grano.

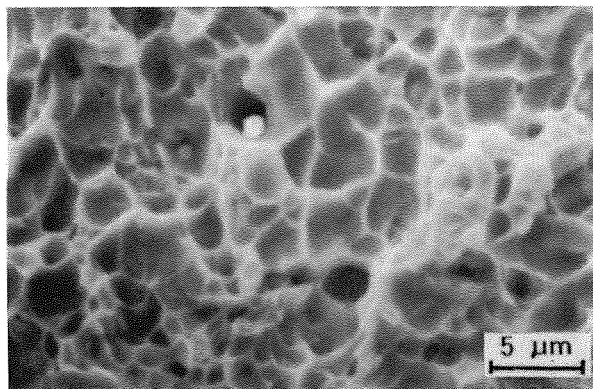


Fig. 5. Micromecanismos dúctiles en la fractura de una estructura acicular.

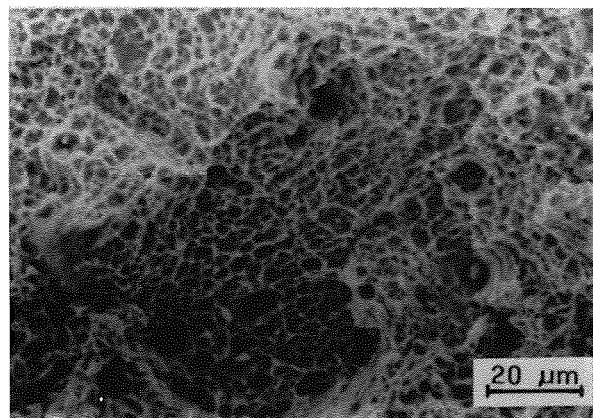


Fig. 6. Aspecto intergranular dúctil en la fractura de una probeta de  $J_{Ic}$ .

#### 4. DISCUSION

La estructura acicular muestra un comportamiento, desde el punto de vista de la tenacidad, notablemente superior al logrado con las estructuras ferrito-perlíticas correspondientes a los diferentes tratamientos termomecánicos. En efecto, tal como se indica en la Tabla 3, la estructura acicular presenta por una parte un comportamiento totalmente dúctil que la diferencia de las condiciones de colada convencional y tratamiento termomecánico a 1000°C, y por otra, una tenacidad mayor que la lograda por el tratamiento a 850°C (ver [1]).

La presencia de nitruros de Ti de tamaño grosero (ver Fig. 2) no ejerce efecto alguno en el comportamiento a fractura. En este caso, al igual que sucedía con la estructura fina de ferrita-perlita (850°C) los nitruros de Ti se ven anulados como elementos nucleadores de estallidos frágiles. Si bien, estas partículas cerámicas son susceptibles de fractura frágil, las características microestructurales de la ferrita acicular hacen que sea sumamente difícil la propagación frágil a través de la matriz de la microgrietas generadas en su fractura [5]. La complejidad de la microestructura acicular alrededor de una partícula de TiN y su efecto barrera (juntas de gran desorientación situadas a muy pequeña distancia) queda señalada en la Fig. 7.

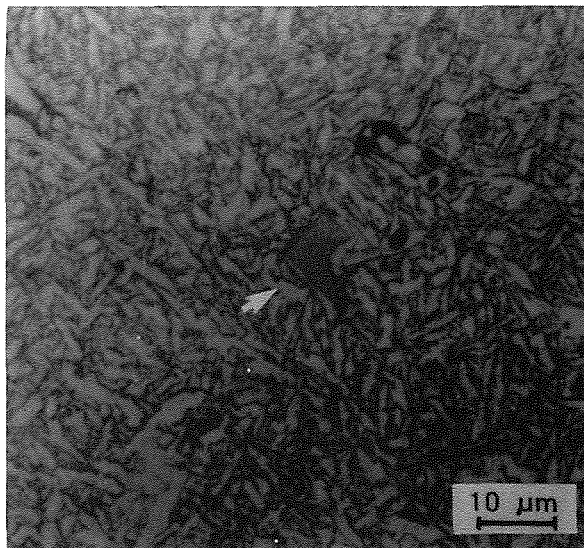


Fig. 7. Detalle de la microestructura acicular alrededor de una partícula grande de TiN.

Por otra parte, comparando los dos casos de comportamiento dúctil (estructura ferrito-perlítica con tratamiento termomecánico a 850°C y estructura acicular), la estructura acicular presenta unos valores de tenacidad más elevados. Además, el análisis fractográfico pone de manifiesto que si bien la fractura ha sido dúctil en ambos casos, los micromecanismos son diferentes. En las probetas con estructura ferrito-perlítica la fractura ha sido transgranular apreciándose dos tamaños de cavidades: unas de ellas formadas a partir de partículas grandes y otras nucleadas a partir de pequeños precipitados. En cambio, en la estructura acicular la fractura es intergranular con cavidades de muy pequeño tamaño. En este último caso, es de destacar la relativa ausencia de cavidades de gran tamaño.

En consecuencia, en el caso de la ferrita acicular las partículas situadas en las antiguas juntas de grano de austenita han sido las responsables de la formación de las cavidades. En esas zonas se encuentran situados los finos precipitados de TiN que han controlado el tamaño de grano de austenita durante el proceso de conformado en caliente. En cambio, las partículas más grandes situadas en el interior de los granos no han intervenido en la fractura dúctil. La presencia de una fase de ferrita acicular predominantemente situada en el interior de los granos y de un constituyente bainítico más propenso a aparecer en juntas de grano puede ser uno de los factores que ha intervenido en la fractura intergranular.

Los valores de los umbrales de fatiga obtenidos son muy similares a los correspondientes a otros aceros estructurales con estructuras ferrito-perlíticas. En la Fig. 8 se comparan los valores de  $\Delta K_{th}$  para diferentes relaciones de carga [6]. Las finas estructuras desarrolladas a través de los tratamientos termomecánicos no parecen aportar mecanismos de cierre de grieta adicionales que conduzcan a un aumento en  $\Delta K_{th}$ .

#### 5. CONCLUSIONES

- El acero microaleado al Ti-V analizado presenta una buena tenacidad cuando posee una estructura constituida fundamentalmente por ferrita acicular. Este valor de la tenacidad es más elevado que el logrado con el mismo acero para diferentes estructuras ferrito-perlíticas.

- Las partículas de TiN de gran tamaño formadas a elevadas temperaturas no ejercen influencia alguna en el comportamiento a fractura. La fina estructura acicular que en general circunda a las partículas hacen



que éstas pierdan su capacidad de formación de estallidos frágiles.

- El análisis fractográfico pone de manifiesto que los mecanismos de fractura son del tipo intergranular dúctil. Las partículas de TiN de tamaño fino responsables del control del tamaño de grano de austenita aparecen como los elementos más probables de la formación de cavidades. Los precipitados de TiN de gran tamaño situados en el interior de los antiguos granos de austenita no intervienen en el proceso de fractura dúctil.

- Los valores de los umbrales de fatiga muestran niveles similares a los obtenidos con otros aceros estructurales. La fina estructura alcanzada tras el proceso termomecánico no colabora a la aparición de un cierre de grieta adicional.

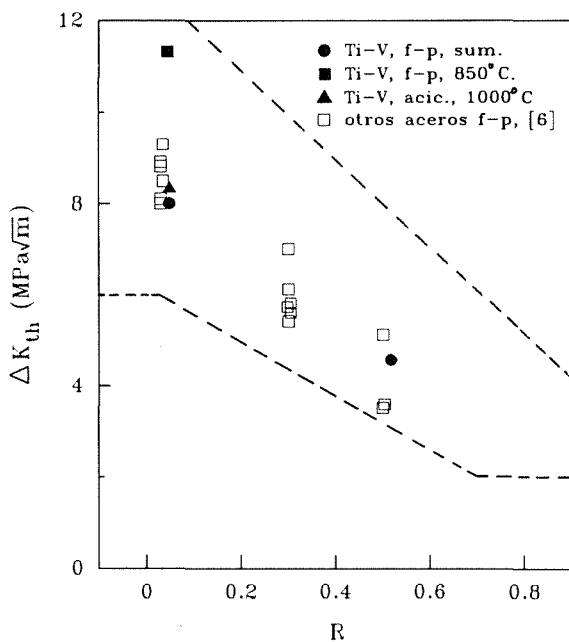


Fig. 8. Variación de  $\Delta K_{th}$  en función de R

6. AGRADECIMIENTOS

M. A. Linaza agradece al Gobierno Vasco-Eusko Jaurlaritza y J. L. Romero al Ministerio de Educación y Ciencia la concesión de becas de investigación.

7. REFERENCIAS

[1] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola J.J., "Comportamiento a Fatiga y Fractura de Aceros Microaleados de Forja con Estructuras Ferrito-Perlíticas", Anales de Mecánica de la Fractura, 10, 1993.

[2] Bhadeshia, H.K.D.M., "Bainite in Steels", The Institute of Materials, 1992, p.252.

[3] Knott, J.F., "Micromechanisms of Fracture. The Role of Microstructure", en ECF9: Realibility and Structural Integrity of Advanced Materials", S. Sedmak , A. Sedmak y D. Ruzic eds., EMAS, vol. 2, 1375-1400, 1992.

[4] Echarri, J.A., Romero, J.L. y Urcola, J.J., Informe CECA (nº 2, Julio 1991). Proyecto nº 7210 MA/938.

[5] Tweed, J.H y Knott, J.F., "Micromechanisms of Failure in C-Mn Weld Metals", Acta Metall, 35, 1401-1414, 1987.

[6] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., Informe Final CECA, nº 7210/KE/933.

**CORRELACION ENTRE LA LOCALIZACION DE LA DEFORMACION Y LA  
MICROESTRUCTURA EN COBRE POLICRISTALINO SOMETIDO A  
FATIGA: INFLUENCIA EN EL MODO DE FRACTURA.**

L. Llanes y C. Laird\*

Depto. de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.I.I.B.,  
Universidad Politécnica de Cataluña, 08028 Barcelona.

\*Dept. of Materials Science and Engineering, University of Pennsylvania,  
Philadelphia, PA 19104.

**Resumen.** En este trabajo se analizan resultados experimentales previamente reportados sobre la influencia del tamaño de grano en el modo de fractura de cobre de alta pureza sometido a fatiga. La discusión es llevada a cabo en términos de deformación localizada e incluye un parámetro microestructural tradicionalmente no tomado en cuenta en trabajos previos: la textura. Se propone que, a bajas amplitudes de deformación, la existencia de diferentes grados de localización de deformación asociados a volúmenes de material con distintas orientaciones, con respecto al eje tensil, es la clave para interpretar la transición en el modo de fractura, de transgranular a intergranular, observado en el cobre al incrementar el tamaño de grano y el grado de la textura  $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$  correspondiente, implícita en el tratamiento térmico. La localización de la deformación es descrita en términos de la existencia o no de las bandas de deslizamiento persistentes (BDPs), los agentes de localización de la deformación en cobre. La correlación entre la nucleación y multiplicación de las BDPs y la microestructura (tamaño de grano-textura) es obtenida de resultados experimentales encontrados recientemente por los autores y sus colaboradores.

**Abstract.** Experimental results previously reported on the effect of grain size on the failure mode of cycled high-purity copper are here analyzed. Discussion is carried out in terms of localized deformation and includes a microstructural parameter often overlooked: texture. It is proposed that, at low strain amplitudes, the existence of different levels of strain localization associated with differently oriented grains is the key for explaining the transition in the failure mode, from transgranular to intergranular, observed in copper with increasing grain size and the corresponding multi-slip annealing texture. Localization of deformation is described in terms of whether or not Persistent Slip Bands (PSBs) are present. The correlation between nucleation and multiplication of PSBs and microstructure (expressed as a complex factor grain size/texture) is given from recent experimental findings by the authors and coworkers.

## I. INTRODUCCION

Debido a que los sitios de iniciación de las grietas son importantes en el entendimiento de los mecanismos de fractura en fatiga, varios artículos de revisión han sido publicados en esta línea de investigación (por ejemplo, refs. [1,2]). De estos trabajos puede ser concluido que las grietas durante el proceso de fatiga generalmente nuclean en puntos de discontinuidad o singularidad en la superficie de los materiales metálicos. Estas singularidades pueden ser de carácter estructural (tales

como inclusiones o partículas de segunda fase), geométrico (tales como irregularidades por un mal acabado superficial durante el mecanizado del componente) o fenomenológico (tales como las intrusiones y extrusiones ocasionadas por las Bandas de Deslizamiento Persistente, BDPs, durante el proceso de ciclado).

Nucleación de las grietas en inclusiones o partículas de segunda fase es típico en aleaciones comerciales donde la cantidad de elementos aleantes e impurezas

son significativos. En el caso de metales puros la nucleación de la grieta es relacionada con sitios donde existen concentraciones de esfuerzos. Estas concentraciones de esfuerzos traen implícita una localización de la deformación y por tanto favorecen la nucleación de las grietas. En el marco microestructural tres regiones presentan estas características: las BDPs, los bordes de grano y los bordes de macla.

En el caso de materiales metálicos caracterizados por deslizamiento no-planar (energía de defecto de apilamiento alta), del cual cobre puro es un caso modelo, la nucleación de las grietas a altas amplitudes de deformación plástica es frecuentemente encontrada en los bordes de grano, por lo que la fractura se dice tener un carácter intergranular [1,3]. En el otro extremo, a bajas amplitudes de deformación plástica, la nucleación de las grietas ha sido generalmente reportada como transgranular, en otras palabras, iniciada en las BDPs [1]. Sin embargo, investigaciones llevadas a cabo en los últimos años en el modo de fractura de cobre policristalino fatigado a bajas amplitudes de deformación muestran que tamaños de grano mayores favorecen la nucleación de grietas de carácter intergranular [4,5]. Observaciones similares han sido reportadas en otros trabajos donde el estudio del efecto de la microestructura en el modo de fractura no era el objetivo primario [6,7]. En los trabajos de Liang y Laird [4] y Llanes [5] el mecanismo de nucleación de las grietas ha sido asociado a la localización de la deformación en las BDPs en las muestras de tamaño de grano pequeño y a la homogenización de la deformación en las de tamaño grande, pero la relación intrínseca tamaño de grano-localización de la deformación no ha sido descrita satisfactoriamente. Es el foco de este trabajo clarificar esta correlación, tomando como base fundamental resultados experimentales recientes en el efecto de la microestructura en el comportamiento cíclico de cobre [8,9].

## 2. LOS AGENTES DE LA LOCALIZACION DE LA DEFORMACION

Las Bandas de Deslizamiento Persistentes mencionadas en la sección anterior son los agentes activos de la localización de la deformación por fatiga en cobre. Entonces, cualquier análisis en que se desea describir la localización de la deformación por fatiga, debe ser

dado en términos del fenómeno de nucleación y propagación de estas BDPs.

Estudios de las estructuras de dislocaciones asociadas a ensayos cíclicos de cobre mono- y policristalino muestran, en general, una evolución subestructural gradual. Inicialmente, a muy bajas amplitudes de deformación, se forma la llamada "estructura matriz", la cual puede ser descrita como enmarañamientos densos de dislocaciones de borde primarias en configuración multipolar. Cuando la amplitud es aumentada, la "estructura matriz" degenera en arreglos energéticamente más eficientes: las BDPs, también llamadas "estructuras de escalera". Estos arreglos son igualmente asociados a deslizamiento exclusivamente primario, pero muy localizado. Cuando deslizamiento secundario se hace necesario y prominente, por un incremento de la deformación (o de la carga) que se le impone al material, las estructuras de laberinto (deslizamiento doble) y de celda (deslizamiento múltiple) se promueven y la deformación vuelve a homogeneizarse. Es importante señalar, dentro del contexto de ideas que se pretende exponer en este trabajo, que en regiones donde condiciones de deslizamiento múltiple son intrínsecas, existe evidencia experimental que la evolución descrita no es tan gradual y la nucleación de BDPs parece ser suprimida. Ejemplos de estas regiones son los volúmenes de material orientados para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple o regiones adyacentes a los bordes de grano. Entonces, parece válido afirmar que la existencia de condiciones de deslizamiento simple es una condición necesaria y restrictiva para la formación y promoción de BDPs, en otras palabras, para la existencia de deformación localizada.

## 3. EFECTO TEORICO DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA LOCALIZACION DE LA DEFORMACION

En todo material policristalino se generan esfuerzos internos para satisfacer las condiciones de compatibilidad entre granos vecinos. En general estos esfuerzos son un factor de influencia significativa en la evolución de los arreglos de las dislocaciones cuando el material es sometido a deformación, tanto bajo condiciones monotónicas como cíclicas. Para observar esta influencia con claridad, en el caso que aquí interesa, se puede utilizar un modelo basado en la descripción de cada grano como compuesto de dos

regiones: el interior del grano y la región adyacente a los bordes de grano (Figura 1). Para mayor simplicidad se consideraran granos orientados de tal manera con respecto al eje tensil para que se favorezca condiciones de deslizamiento simple. En un policristal ideal, en otras palabras, en un material cuyos granos esten orientados al azar, la proporción de granos orientados bajo estas condiciones representan una fracción volumétrica próxima a la unidad. Las regiones adyacentes al borde de grano conllevan de por sí deslizamiento múltiple para satisfacer las condiciones de compatibilidad entre los granos vecinos, y por tanto favorecen la formación de estructuras de deslizamiento doble (por ejemplo, Figura 2) y múltiple, a amplitudes de deformación plástica donde BDPs y estructura matriz "primaria" son observadas en el interior de los granos [8,10]. Entonces, dado que un tamaño de grano pequeño implica una fracción mayor de borde de grano por unidad de volumen que un tamaño de grano grande, se esperaría que el primero tuviera un efecto homogeneizador sobre la deformación, en términos de las estructuras de dislocaciones que se promueven bajo condiciones de deslizamiento múltiple. Esto no es observado experimentalmente [4,9].

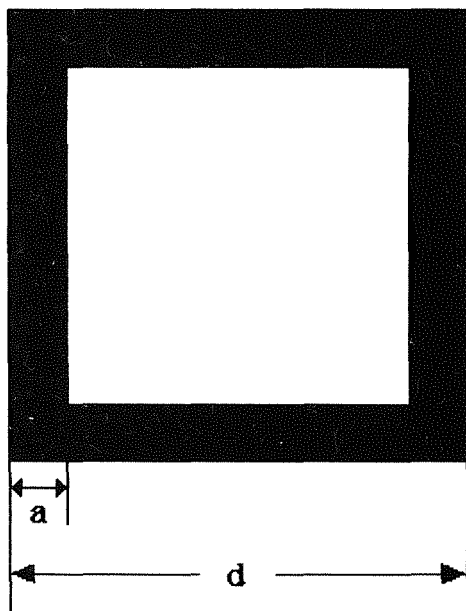


Fig. 1. Modelo de grano cristalino, de tamaño de grano  $d$ , como compuesto de dos regiones: una adyacente al borde de grano (de profundidad  $a$ ) y otra correspondiente al interior del grano.

#### 4. LA TEXTURA COMO PARAMETRO MICROESTRUCTURAL Y SU INFLUENCIA EN EL COMPORTAMIENTO CICLICO DEL COBRE

La mayoría de las investigaciones acerca de los efectos de la microestructura en el comportamiento mecánico de materiales metálicos han sido llevadas a cabo en términos del tamaño de grano. En estos estudios los tamaños de grano grandes son obtenidos a través del aumento de la temperatura de recocido, y por ello la textura del material recocido se hace más marcada cuanto mayor es el tamaño de grano que se desea obtener [9,11,12]. Esta relación intrínseca entre textura y tamaño de grano hace difícil distinguir los efectos de cada uno de ellos sobre la propiedad en estudio. Basados en esto Llanes *et al.* [9] han estudiado el efecto de la microestructura, en términos de un factor complejo donde las variables tamaño de grano y textura son combinadas, en el comportamiento cíclico y la evolución subestructural de cobre de alta pureza. Los resultados experimentales obtenidos en ese trabajo se comentan a continuación y se utilizan en la próxima sección para explicar la correlación de la microestructura con el modo de fractura en la fatiga del cobre a bajas amplitudes de deformación.

Cobre puro de tres tamaños de grano diferentes: grande ( $300 \mu\text{m}$ ), mediano ( $171 \mu\text{m}$ ) y pequeño ( $64 \mu\text{m}$ ), siguiendo la nomenclatura usada en [9], fueron ensayados bajo condiciones de deformación total controlada. La respuesta cíclica de los materiales estudiados mostró diferencias significativas a amplitudes de deformación intermedias (Figura 3), rango de amplitudes donde se esperaría que las BDPs estuvieran presentes. En general, el comportamiento cíclico del cobre de tamaño de grano grande mostró un endurecimiento cíclico más prominente y valores de esfuerzo mayores que el de tamaño de grano pequeño. Estudios de la textura de los materiales mostraron que los procesos convencionales de recristalización y crecimiento de grano, utilizados en cobre trabajado en frío para obtener las distintas microestructuras, dio como resultado una textura implícita  $\langle 111 \rangle - \langle 100 \rangle$ . La textura fue bastante suave en el material de tamaño de grano pequeño (tratado térmicamente a  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  por 3,5 horas), y muy pronunciada en el de tamaño grande (tratado térmicamente a  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  por 4,5 horas). Entonces, el comportamiento observado se asoció a la existencia en el cobre de tamaño de grano grande de esta textura

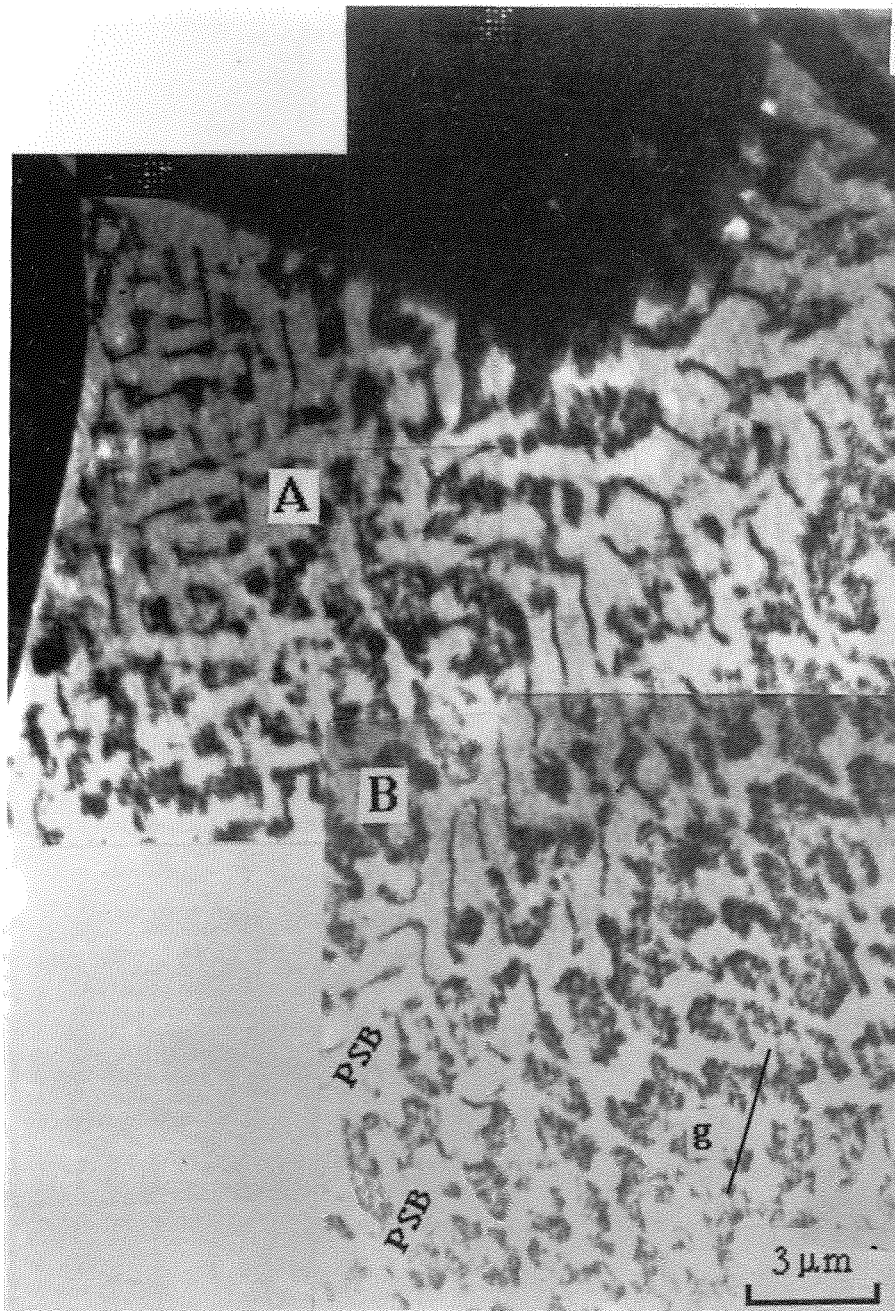


Fig. 2. Bandas de Deslizamiento Persistente (PSBs, región B) y estructura matriz laberintica (deslizamiento doble, región A adyacente al borde de grano) en cobre de grano pequeño, sometido a una deformación plástica de  $2,7 \times 10^{-4}$ ,  $g = [002]$ , de Ref. [8].

muy bien definida correspondiente a orientaciones  $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ , bien conocidas por favorecer condiciones de deslizamiento múltiple. Evidencia experimental de esta conclusión son las observaciones llevadas a cabo por microscopía electrónica de transmisión de los arreglos de dislocaciones observados. Estas observaciones mostraron que en granos orientados para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple, los cuales representaban una fracción volumétrica muy significativa en el cobre de tamaño de grano grande estudiado, se promueven estructuras de dislocaciones asociadas a deslizamiento doble y múltiple (Figura 4). Estos arreglos actúan para homogeneizar la deformación, ya a bajas amplitudes de deformación. Finalmente, este deslizamiento múltiple homogéneo inicial fue considerado por los autores como el responsable de la observación de una evolución relativamente rápida de la estructura matriz a estructura de celda, la cual se refleja en los bajos niveles de deformación localizada observada en la Curva Esfuerzo-Deformación Cíclica del cobre de tamaño de grano grande y textura pronunciada (Figura 3).

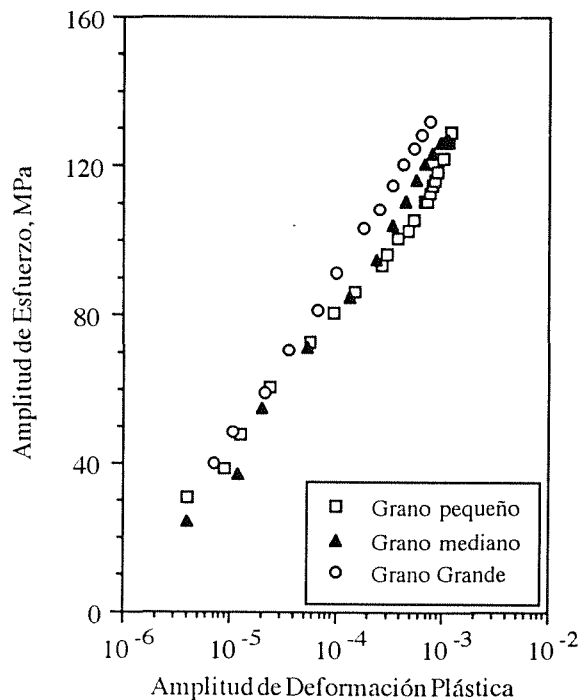


Fig. 3. Curva Esfuerzo-Deformación Cíclica de cobre puro de tamaños de grano diferentes, de la Ref. [9].

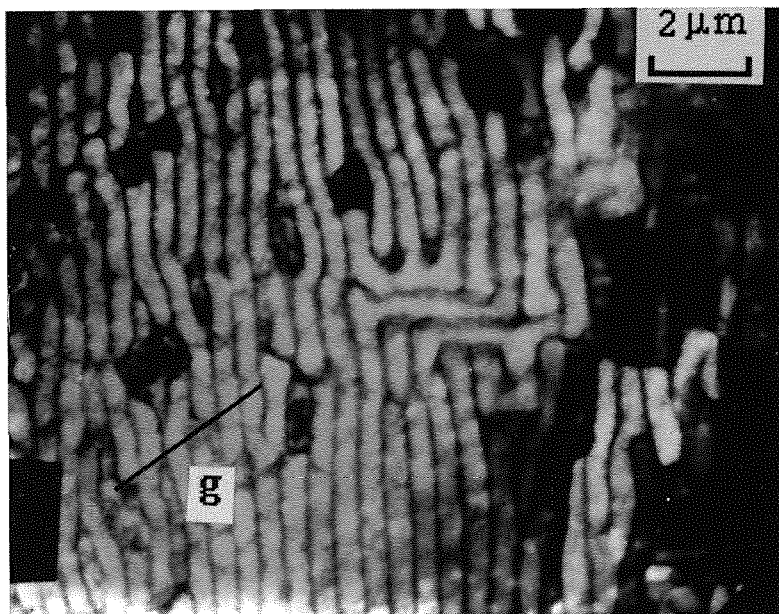


Fig. 4. Paredes dipolares definidas y estructura laberintica en estado de desarrollo en cobre de grano grande, sometido a una deformación plástica relativamente pequeña ( $1,2 \times 10^{-4}$ ),  $g = [11\bar{1}]$ . La imagen corresponde a un grano orientado tal que condiciones de deslizamiento múltiple son favorecidas (eje tensil paralelo a la dirección  $\langle 011 \rangle$ ), de Ref. [9].

## 5. DISCUSION FINAL Y CONCLUSIONES

Tomando en cuenta lo dicho en la sección anterior los resultados experimentales obtenidos por Liang y Laird [4] y Llanes [5] pueden ser reinterpretados en términos de tamaño de grano, textura y la localización de la deformación en cobre policristalino sometido a fatiga. Para darle mayor validez al punto de vista que se expone a continuación cabe destacar que los cobres usados en las investigaciones referidas en [4], [5], y [9] fueron obtenidos del mismo proveedor y los tratamientos térmicos a los materiales fueron llevados a cabo en el mismo laboratorio (Sección de Procesamiento de Materiales, University of Pennsylvania), con el mismo equipo experimental.

Los resultados de Llanes *et al.* [9] muestran que la existencia de fracciones volumétricas significativas de granos orientados para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple es la clave para explicar diferencias en el comportamiento cíclico del cobre. Si se modifica el modelo de grano presentado anteriormente, tal que un grano orientado para favorecer deslizamiento múltiple sea descrito como una región única de deslizamiento múltiple, la comparación cualitativa entre el volumen de material orientado para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple de los materiales de grano pequeño y grande no se limitaría a la fracción volumétrica de regiones adyacentes a los bordes de grano (por unidad de volumen), sino también a la fracción volumétrica de granos orientados para favorecer éstas.

Entonces, considerando que:

1.- El cobre policristalino estudiado en las referencias [4] y [5] no satisface las condiciones de un policristal ideal, ya que los materiales utilizados presentan una textura de recocido  $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ ;

2.- Esta textura es mucho más definida en el material de tamaño de grano grande que en el de tamaño de grano pequeño, y por tanto implica una fracción volumétrica elevada y muy significativa de granos orientados para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple en el primero; y

3.- Condiciones de deslizamiento múltiple promueven homogeneización de la deformación;

Se puede concluir lo siguiente:

1.- La fractura transgranular frecuentemente encontrada en cobre de tamaño de grano pequeño fatigado a bajas amplitudes de deformación debe estar

intimamente asociada con la existencia prominente de bandas de deslizamiento persistentes (agentes de localización de la deformación en cobre) en la elevada fracción volumétrica de granos orientados para favorecer condiciones de deslizamiento simple; y

2.- En el otro extremo, el alto porcentaje volumétrico de material orientado para favorecer condiciones de deslizamiento múltiple en el cobre de tamaño de grano grande debe promover la homogeneización de la deformación y por lo tanto se propone como la causa del modo intergranular de fractura generalmente observado en este material.

Finalmente, y en términos del modelo descrito, a mayores amplitudes de deformación, el volumen de material donde condiciones de deslizamiento simple es prominente, sería cada vez menor y la transición en el modo de fractura de cobre de tamaño de grano pequeño de transgranular a intergranular sería esperado. Resultados experimentales demuestran que dicha transición existe [5], y la observación de estructuras de celda, como los arreglos de dislocaciones prominentes en este rango de amplitudes [8,9], independientemente del tamaño de grano, confirma la correlación entre homogeneización de la deformación y el modo intergranular de fractura descrita.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Departamento de Energía de los Estados Unidos de América la financiación del presente trabajo mediante el proyecto DE-FG02-85ER45188. Igualmente agradecen al Laboratory for Research on the Structure of Matter (LRSM) por su colaboración en el uso de sus Servicios de Ensayos Mecánicos y Microscopía Electrónica.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Laird, C. y Duquette, J., "Mechanisms of Fatigue Crack Nucleation", en "Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure" (Ed. Devereaux, O.J., McEvily, A.J. y Staehle, R.W.), pp. 88-117 (1972).
- [2] Klesnil, M. y Lukás, P., "Fatigue of Metallic Materials", Mater. Sci. Monographs 7, pp. 9-80 (1980).

- [3] Laird, C. y Feltner, C.E., "The Coffin-Manson Law in Relation to Slip Character", *Trans. Metall. Soc. AIME* **239**, pp. 1074-1083 (1967).
- [4] Liang, F.L. y Laird, C., "Control of Intergranular Fatigue Cracking by Slip Homogeneity in Copper. I: Effect of Grain Size", *Mater. Sci. Eng.* **A117**, pp 95-102 (1989).
- [5] Llanes, L., "Influencia del Tratamiento Mecánico Previo y el Tamaño de Grano en el Comportamiento Cíclico del Cobre", Tesis de Maestría, Universidad Simón Bolívar (1990).
- [6] Mughrabi, H. y Wang, R., "Cyclic Strain Localization and Fatigue Crack Initiation in Persistent Slip Bands in Face-Centred Cubic Metals and Single-Phase Alloys", en "Proc. 1st. Int. Symp. on Defects and Fracture" (Ed. Sih, G.C. y Zorski, H.), pp. 15-28 (1982).
- [7] Figueroa, J.C. and Laird, C., "Crack Initiation Mechanisms in Copper Polycrystals Cycled under Constant Strain Amplitude and in Step Tests", *Mater. Sci. Eng.* **60**, pp. 45-58 (1983).
- [8] Llanes, L. y Laird, C., "Substructure Evolution of Copper Polycrystals under Different Testing Conditions: Conventional Strain Control and Ramp-Loading", enviado a *Mater. Sci. Eng.* (1992).
- [9] Llanes, L., Rollett, A.D., Bassani, J.L. y Laird, C., "Effect of Grain Size and Annealing Texture on the Cyclic Response and the Substructure Evolution of Polycrystalline Copper", enviado a *Acta Metall. Mater.* (1993).
- [10] Figueroa, J.C., Bhat, P., De La Veaux, R., Murzenski, S. y Laird, C., "The Cyclic Stress-Strain Response of Copper at Low Strains. I: Constant Amplitude Testing", *Acta Metall.* **29**, pp. 1667-1678 (1981).
- [11] Mughrabi, H. y Wang, R., "Cyclic Stress-Strain Response and High-Cycle Fatigue Behaviour of Copper Polycrystals", en "Basic Mechanisms in Fatigue of Metals" (Ed. Lukás, P. y Polák, J.), pp. 1-13 (1988).
- [12] Jensen, D.J., Thompson, A.W. y Hansen, N., "The Role of Grain Size and Strain in Work Hardening and Texture Development", *Metall. Trans. A* **20A**, pp. 2803-2810 (1989).



## INFLUENCIA DE LA PRESION DE VAPOR DE AGUA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE FISURAS POR FATIGA EN LA ALEACION DE ALUMINIO 7017-T651

J. Ruiz y M. Elices

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

**Resumen.** En el presente artículo se ha estudiado el efecto de la presión de vapor de agua en la propagación de grietas por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651. Para ello se ha medido la velocidad de propagación en función de  $\Delta K$  en diversos ambientes con distintos contenidos de vapor de agua y a diferentes frecuencias. Los experimentos se han realizado en el interior de una cámara de ultra alto vacío que permite un control muy preciso de las condiciones ambientales en que se desarrolla el ensayo. Los resultados ponen de manifiesto que el vapor de agua provoca una aceleración en la velocidad de propagación de las fisuras, incluso para valores muy pequeños de presión parcial, con respecto a una atmósfera de alto vacío o de oxígeno seco, aunque muestran una tendencia distinta a los obtenidos por R. P. Wei para otra aleación de la misma serie (7075-T651) en las mismas condiciones experimentales.

**Abstract.** In this paper, the effect of water vapour pressure on fatigue crack growth in AA7017-T651 has been studied. Crack propagation rate as a function of  $\Delta K$  was measured in environments with different water vapour contents and at different frequencies. Crack growth experiments were performed inside an ultrahigh vacuum chamber that allows a precise control of the environment during the test. The results show that water vapour enhances crack growth rate as compared to dry oxygen or high vacuum atmospheres, even for very small concentrations, although they display a different behaviour that it was found by R. P. Wei for another series 7000 aluminium alloy (7075-T651) in the same experimental conditions.

### 1. INTRODUCCION

Aunque el fenómeno de la corrosión fatiga en las aleaciones de aluminio de la serie 7000 ha sido ampliamente estudiado por diversos autores [1-5] no se ha podido aclarar de manera definitiva su naturaleza. Se sabe que la presencia de vapor de agua en la atmósfera que rodea a la muestra provoca una aceleración en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga con respecto a un ambiente inerte, como por ejemplo una atmósfera de alto vacío [1,3,6]. Sin embargo ni se sabe con certeza cuál es el papel del vapor de agua en el proceso, ni existe una explicación global del fenómeno.

Algunos investigadores, como Wei y col. [1,7], han realizado estudios minuciosos sobre la influencia de la presión de vapor de agua en el proceso de fatiga en dos aleaciones de aluminio, una de la serie 2000 (2219-

T851) y otra de la serie 7000 (7075-T651). Según sus resultados, existe una región (entre 1 y 10 Pa de vapor de agua cuando se ensaya a 5 Hz) en que la velocidad de propagación aumenta monótonamente con la concentración de vapor de agua. Por encima de 10 Pa existe una región de saturación en que la velocidad de propagación es independiente de la presión, aunque se vuelven a detectar aumentos posteriores de la velocidad en aire atmosférico y agua líquida. Los mismos autores han desarrollado un modelo para explicar estos resultados [8], en el que se supone que en la región entre 1 y 10 Pa la velocidad de propagación está controlada por el transporte del vapor de agua a la punta de la fisura por flujo molecular. Según este modelo, el hidrógeno producido por la reacción del vapor de agua con las superficies frescas de fatiga fragiliza el material y es el responsable de la corrosión fatiga en estas aleaciones en ambientes gaseosos.

Dado que los resultados anteriormente expuestos se reproducen en dos aleaciones de aluminio de diferente composición y microestructura y son razonablemente explicados a la luz del modelo propuesto, se ha tratado de comprobarlos en otra aleación de aluminio de la serie 7000, la 7017-T651, para verificar si se trata de un fenómeno de naturaleza general, lo que puede darnos una pista para explicar el fenómeno de la corrosión fatiga en esta aleación.

En este artículo se han realizado ensayos de propagación de grietas por fatiga en diversos ambientes variando la presión parcial de vapor de agua y la frecuencia. Para ello ha sido necesario desarrollar un sofisticado sistema de ensayos con el que poder reproducir las condiciones experimentales de los estudios de Wei de una forma fiable. Los ambientes estudiados incluyen: alto vacío, vapor de agua de alta pureza, oxígeno y argón seco, y agua líquida.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Material empleado

En la presente investigación se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651 (máxima resistencia) suministrada en forma de plancha de 30 mm. de espesor. Se trata de una aleación AlZnMg de media resistencia endurecible por precipitación. Los elementos aleantes, Zn (4,9%) y Mg (2,4%) modifican el parámetro de la red F.C.C. del aluminio: el Mg expande el retículo cristalino, mientras que el Zn provoca una contracción del mismo [9]. Su composición química está descrita de forma detallada en [6].

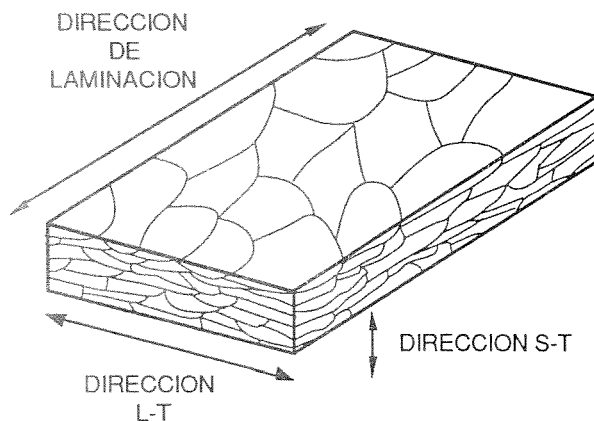


Fig. 1. Microestructura de la aleación AA7017-T651.

Como consecuencia del proceso de conformado la estructura del material es altamente anisótropa, con los granos muy alargados en la dirección de laminación y muy aplanados en las otras dos direcciones, tal como puede verse en la figura 1. Esta anisotropía condiciona las propiedades mecánicas del material. En concreto la

dirección transversal corta (S-T) es la que peor resiste la propagación de las fisuras por corrosión bajo tensión en presencia de ambientes agresivos. Por este motivo en todos los ensayos de la presente investigación el plano de propagación de la grieta es perpendicular a la dirección S-T.

Las propiedades mecánicas, correspondientes a la media de tres ensayos, se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 7017-T651 en la dirección S-T.

E (Gpa)	$\sigma_{0.2}$ (Mpa)	$\sigma_S$ (Mpa)	$\epsilon_r$ (%)	$K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
66,3	447	463	8.0	26,3

### 2.2 Procedimiento experimental

Los ensayos de propagación de fisuras por fatiga se hicieron en control de carga con amplitud de carga ( $\Delta\sigma$ ) constante en una máquina servohidráulica, siguiendo las recomendaciones de la norma americana ASTM-E647. En todos los casos se empleó una onda sinusoidal de carga con una relación de cargas  $R = 0,1$ . Se usaron probetas compactas (CTS) con  $W=25$  mm. y una anchura  $B=4$  mm. con la entalla paralela a la dirección de laminación y perpendicular a la dirección transversal corta (S-T). Antes de comenzar el ensayo se prefisuraban por fatiga las muestras, disminuyendo las cargas aplicadas de una forma escalonada. Al menos el último escalón de prefisuración se realizaba con la muestra introducida en el ambiente de ensayo.

Para medir la longitud de la fisura se utilizó una lupa con un ocular micrométrico, que permitía una resolución de 0,01 mm. en la medida. Al terminar el ensayo se examinaban las superficies de fractura, para efectuar la corrección debida a la curvatura de la fisura en las medidas realizadas en la superficie de la muestra con la lupa, tal como recomienda la norma. En algunas probetas, para verificar los resultados de las medidas visuales, se midió la longitud de la fisura de forma indirecta, a través del cambio de flexibilidad que experimenta la muestra a medida que progresa la grieta. Para medir el desplazamiento en función de la carga aplicada se empleaba un extensómetro acoplado a la muestra por delante de la entalla. La medida se realizaba previa interrupción del ensayo haciendo un ciclo de fatiga muy lento (0,01 Hz) en el caso del método indirecto, o bien directamente con la lupa. Las interrupciones eran en todo caso muy breves para evitar efectos transitorios debidos al medio ambiente en la velocidad de propagación. Para el cálculo de la velocidad de propagación ( $da/dN$ ) se utilizó el método secante. Tanto la fórmula que relaciona la flexibilidad de la probeta con la longitud de la fisura como la fórmula usada para el factor de intensidad de tensiones fueron obtenidas de Saxena y Hudak [10].

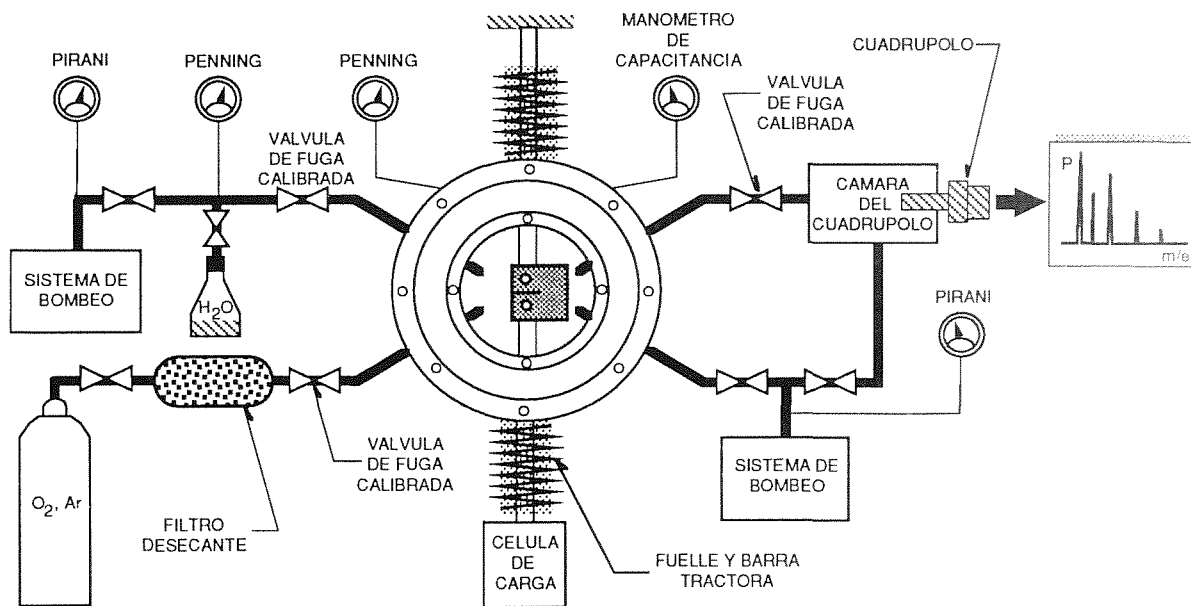


Fig. 2. Esquema de la cámara de ensayos utilizada en la experimentación.

### 2.3 Ambientes de ensayo

Para estudiar el efecto de la presión de vapor de agua en el proceso de fatiga de este material, se seleccionaron diversas atmósferas gaseosas con diferentes contenidos de humedad. Todos los experimentos se hicieron a temperatura ambiente. Se realizaron ensayos en alto vacío a presiones menores de  $10^{-5}$  Pa. También se llevaron a cabo experimentos en argón, oxígeno y vapor de agua de alta pureza con distintas presiones parciales de vapor de agua y a diferentes frecuencias. Además se hizo un ensayo en agua líquida desionizada, con el fin de obtener una curva de referencia suplementaria.

Los experimentos en ambientes gaseosos se desarrollaron en el interior de una cámara de ultra alto vacío. Se trata de una cámara diseñada y construida expresamente para esta investigación, con objeto de cumplir las especificaciones más exigentes en cuanto a pureza y precisión en la manipulación de los gases usados en los ensayos, que puede llegar a una presión menor de  $10^{-9}$  Pa en condiciones adecuadas. La cámara está íntegramente construida en acero inoxidable al que se ha aplicado un tratamiento superficial de electropulido para reducir al mínimo la desgasificación del material y mejorar así la presión final. La estanqueidad entre los distintos componentes se consigue por medio de uniones con juntas de cobre.

Como se observa en la figura 2, la cámara incorpora una serie de tomas para conectar diversos elementos, tales como ventanas de observación, vástagos para transmitir la carga a la probeta, medidores de presión, sistemas de bombeo, líneas de entrada de gases y otros. La composición de la atmósfera que rodea a la probeta

se analiza por medio de un espectrómetro cuadrupolar (cuadrupolo) situado en una cámara aneja a la cámara de ensayo, en la que se toman muestras del gas para proceder al estudio de sus componentes. Este analizador es una herramienta muy poderosa que permite apreciar variaciones de presión parcial inferiores a  $10^{-8}$  Pa en el ambiente que rodea a la muestra.

La presión total en la cámara de ensayos se midió con un manómetro de capacitancia. Las técnicas de manipulación y purificación de los gases empleados se describen a continuación.

#### 2.3.1 Vapor de agua de alta pureza.

Para conseguir una fuente de vapor de agua de alta pureza se partía de una pequeña cantidad de agua desionizada contenida en una ampolla de vidrio. Sin embargo, el agua líquida contiene en su interior una gran cantidad de gases disueltos procedentes del contacto con el aire atmosférico, tales como  $N_2$ ,  $O_2$ ,  $CO_2$  y otros. Por este motivo es preciso eliminar estos gases por medio de un proceso de destilación en vacío.

El proceso de destilación en vacío del vapor de agua consta de varias etapas. En primer lugar, el agua de la ampolla se congelaba hasta  $-70^\circ C$  por medio de una mezcla de  $CO_2$  sólido y alcohol. A esta temperatura sólo quedaban en forma gaseosa dentro de la ampolla los gases que condensan a una temperatura inferior, tales como el nitrógeno, el oxígeno y otros. En este instante se abría la válvula que aislaba la ampolla y se hacía vacío en ella con objeto de eliminar estos gases. Posteriormente se aislaba de nuevo la ampolla y se aumentaba la temperatura hasta conseguir la fusión del

hielo y la salida del líquido de los gases que pudieran quedar disueltos. Este proceso de congelación-bombeo-descongelación se repetía al menos tres veces, hasta que llegaba un momento en que al abrir la válvula de la ampolla con el agua congelada, no se notaba un aumento en la presión de sistema. En este instante se daba por concluido el proceso de destilación y lo que teníamos en la ampolla era prácticamente sólo agua líquida en equilibrio con su vapor que ya podíamos introducir en la cámara de ensayo.

### 2.3.2 Gases secos

En los ensayos en argón y oxígeno se partía de gases de pureza 50 (99,999%). Las impurezas, según el fabricante, estaban por debajo de 3 ppm. de vapor de agua. Para reducir aún más este contenido de humedad se conducían los gases a través de un filtro desecante. A la salida del filtro, el contenido de humedad se reducía hasta aproximadamente 1 ppm.

Antes de introducir los gases en la cámara de ensayo se evacuaba la línea de entrada de gases hasta llegar a una presión por debajo de  $10^{-5}$  Pa. En ese momento se introducía el gas en la campana a través de una válvula de fuga calibrada haciendo subir la presión hasta aproximadamente 10 Pa. De nuevo se vaciaba la campana y la línea de gases hasta una presión por debajo de  $10^{-5}$  Pa y se comenzaba a introducir gas. Este proceso de barrido-vaciado se repetía al menos tres veces para asegurar la presencia de una atmósfera de alta pureza del gas desecado. Una vez alcanzada la presión de ensayo, que se medía como en el caso del vapor de agua con un manómetro de capacitancia, se aislaba la campana dejando la atmósfera estática durante el transcurso del experimento.

## 3. RESULTADOS

### 3.1 Efecto de la frecuencia.

En la figura 3 se representan los resultados de los ensayos de propagación de grietas por fatiga en aire atmosférico ( $H_r = 50\%$ ) a distintas frecuencias. Al comparar los resultados obtenidos a 10 Hz con los obtenidos a frecuencias más bajas (5 Hz y 1 Hz), no se observa un efecto de la frecuencia en la velocidad de propagación.

Para tratar de comprobar si existía un efecto de la frecuencia a presiones de vapor de agua inferiores, se realizaron algunos ensayos en los que tras propagar la grieta a una cierta frecuencia durante un tramo, se cambiaba la frecuencia de ensayo y se continuaba el experimento. En las figuras 4 y 5 se observa el efecto de cambiar la frecuencia de 1 a 10 Hz en dos probetas ensayadas en vapor de agua a 1 Pa y 10 Pa. El hecho de cambiar la frecuencia durante el ensayo de fatiga en una misma probeta no tiene una influencia apreciable en la

velocidad de propagación, como se puede observar. En el rango de presiones estudiado (1-1330 Pa), los resultados a 10 Hz y 1 Hz siguen prácticamente la misma tendencia, independientemente del valor de la presión de vapor de agua del ambiente que rodea a la muestra.

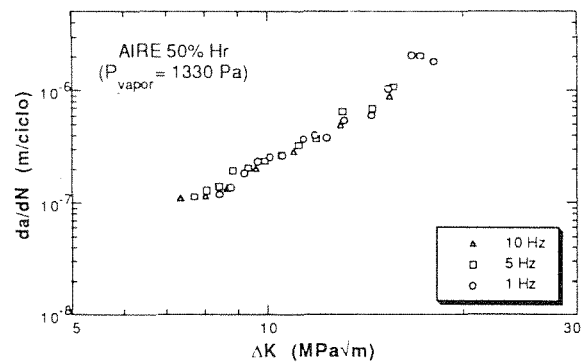


Fig. 3. Ensayos de fatiga en aire atmosférico a diferentes frecuencias ( $H_r = 50\%$ ).

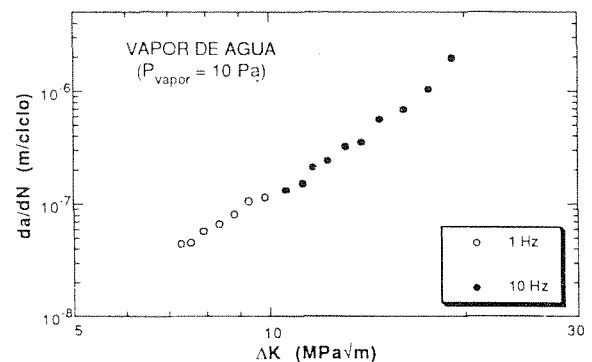


Fig. 4. Efecto de aumentar la frecuencia de 1 a 10 Hz en un ambiente de 10 Pa de vapor de agua.

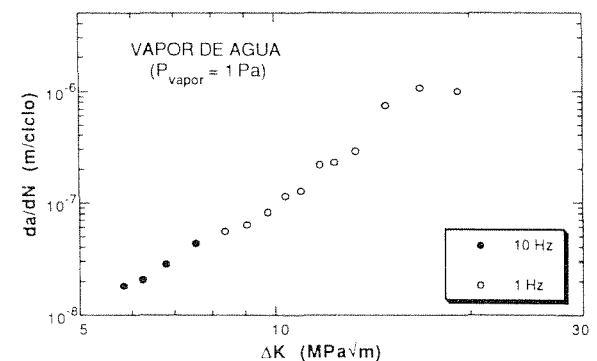


Fig. 5. Efecto de reducir la frecuencia de 10 a 1 Hz en un ambiente de 1 Pa de vapor de agua.

### 3.2 Efecto de la presión de vapor de agua.

En primer lugar, vamos a comenzar con la descripción

de los resultados en los ambientes inertes. En la figura 6 se representan los resultados de los ensayos de fatiga en alto vacío, oxígeno y argón. Según se aprecia, los resultados en argón están muy cerca de los resultados en alto vacío, mientras que los resultados en oxígeno están generalmente por debajo de los obtenidos en vacío. Estos resultados coinciden con los obtenidos por Wei y col. [1] en la aleación 7075-T651.

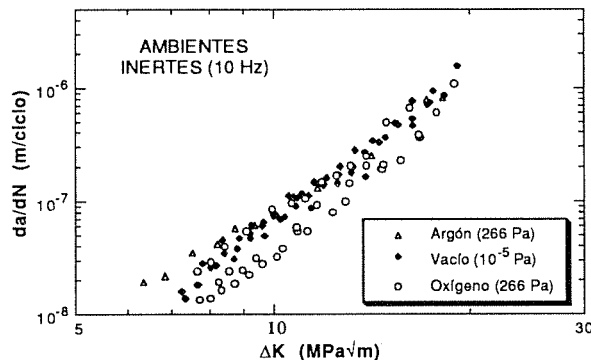


Fig. 6. Resultados de fatiga en alto vacío, oxígeno y argón seco.

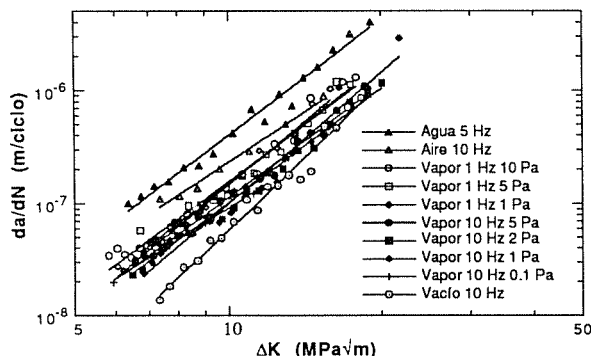


Fig. 7. Velocidad de propagación de la grieta en ambientes con distintas presiones parciales de vapor de agua.

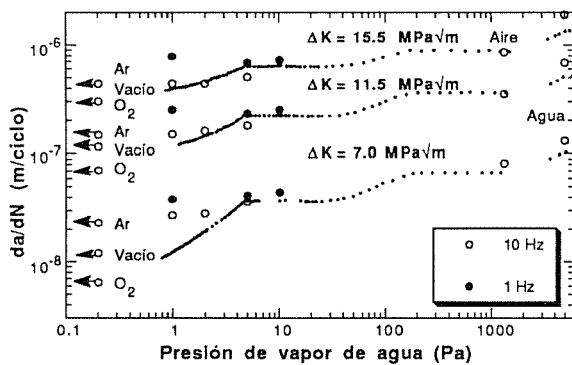


Fig. 8. Influencia de la presión parcial de vapor de agua en el proceso de fatiga en AA7017-T651.

En la figura 7, por otra parte, están dibujados los resultados de los ensayos en atmósferas con distintas presiones de vapor de agua ajustados cada uno de ellos por una función del tipo  $Y = A X^m$ . Si en esas rectas de ajuste se toman los valores de  $da/dN$  correspondientes a tres valores de  $\Delta K$ , en concreto, 7, 11.5 y 15.5  $MPa\sqrt{m}$ , se obtienen los resultados de la figura 8. En este gráfico, las tres líneas discontinuas de puntos corresponden a las predicciones del modelo de Wei para la aleación 7075-T651 [1].

En las figuras 7 y 8 se puede comprobar que los resultados de los ensayos en atmósferas de vapor de agua están contenidos entre los correspondientes a aire atmosférico y alto vacío. Todos los resultados se unen para valores altos de  $\Delta K$ , donde la influencia del medio ambiente es muy pequeña, como cabía esperar. También parece observarse un ligero aumento de velocidad en los ensayos de vapor de agua realizados a una frecuencia de 1 Hz, respecto a los correspondientes a 10 Hz para valores de  $\Delta K$  por debajo de unos 10  $MPa\sqrt{m}$ , aunque el efecto no es excesivamente notorio.

Sin embargo, como se puede apreciar en la figura 8, a diferencia de los resultados de Wei, en nuestro caso no se aprecia un aumento claro de la velocidad de propagación al aumentar la presión de vapor de agua entre 1 y 10 Pa ni a 1 Hz ni a 10 Hz. Este hecho es muy importante, pues impide aplicar el modelo semiempírico desarrollado por estos autores para tratar de explicar el fenómeno en la aleación 7017-T651.

#### 4. DISCUSION

##### 4.1 Efecto de la frecuencia.

Los resultados de los ensayos son concluyentes: no se nota un efecto claro de la frecuencia -entre 1 y 10 Hz- en la velocidad de crecimiento de las grietas en el intervalo de presiones de vapor de agua estudiado (1-1330 Pa). A este respecto, son muy demostrativos los resultados obtenidos al cambiar la frecuencia de las oscilaciones en dos tramos distintos de la fisura en la misma probeta y bajo las mismas condiciones experimentales (figuras 4 y 5).

Este hecho va en contra de lo que suele suceder en corrosión fatiga, pues al disminuir la frecuencia de las oscilaciones aumenta el tiempo para que se produzcan interacciones entre las superficies frescas creadas en la región del extremo de la grieta y el medio agresivo, lo que provoca un aumento significativo en la velocidad de propagación, como ha sido comprobado por Holroyd y Hardie [4] y Green y Knott [5] en aleaciones de la serie 7000 ensayadas en soluciones acuosas de cloruros. Se podría argumentar que este efecto sólo se produce en presencia de ambientes muy agresivos, generalmente en soluciones acuosas de cloruros. Los autores no han encontrado en la literatura ningún efecto de la frecuencia

en el proceso de fatiga en aleaciones de aluminio ni en aire atmosférico ni en atmósferas de vacío con un pequeño contenido de vapor de agua.

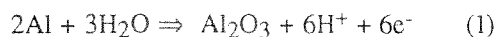
De los dos procesos considerados por Wei y col. [8] como posibles factores determinantes de la velocidad de propagación, a saber, el transporte del medio agresivo al fondo de la fisura y la velocidad de reacción superficial, este último quedaría automáticamente descartado, pues al aumentar el tiempo disponible para la reacción no se produce un incremento acorde en la velocidad de la grieta. En cuanto al transporte del medio agresivo a la región del extremo de la fisura, también está afectado por la frecuencia, aunque de una forma más compleja, dado que una disminución en la frecuencia de las oscilaciones produce un aumento del tiempo en que la fisura permanece abierta, lo que mejora el transporte, pero sin embargo lleva aparejada una disminución en la acción de bombeo del medio gaseoso a la punta de la fisura, que puede contrarrestar el efecto anterior, lo que deja una puerta abierta a la interpretación de Wei.

Los resultados de Dicus [11] en una aleación de aluminio de la serie 7000 confirman los resultados del presente estudio, pues tampoco este investigador ha encontrado ningún efecto de la frecuencia (entre 1 y 10 Hz) en la velocidad de crecimiento de la grieta en ambientes con distintos contenidos de vapor de agua.

#### 4.2 Efecto de la presión de vapor de agua.

Los resultados obtenidos en ambientes inertes muestran que la velocidad de propagación en oxígeno seco suele ser inferior a la correspondiente a un vacío elevado o a una atmósfera de argón seco, como se observa en la figura 6. Este efecto ha sido también observado por Wei y col. [1] en la aleación 7075-T651. Según dichos autores existen diferencias entre las superficies de fractura en oxígeno y en alto vacío, que podrían indicar un micromecanismo de propagación diferente en ambos ambientes.

La explicación más plausible de este hecho parece estar en la reacción química que provoca la fragilización en estas aleaciones. Muchos autores atribuyen la fragilización producida por el ambiente en aleaciones de aluminio [1,2] y compuestos intermetálicos de aluminio [12] a la siguiente reacción química:



Según esta reacción las moléculas de vapor de agua reaccionan con las superficies frescas de aluminio creadas por fatiga en la punta de la fisura, y se genera hidrógeno atómico que penetra en el material y lo fragiliza. El oxígeno actúa como un competidor del vapor de agua en esta reacción, puesto que puede combinarse con el aluminio para dar  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . De este modo, en presencia de una atmósfera de oxígeno seco se reduce la generación de hidrógeno por medio de la

reacción (1) y consiguientemente la fragilización, lo que explica la disminución en la velocidad de propagación de la grieta observada.

Los resultados obtenidos en ambientes con distintos contenidos de vapor de agua, a diferencia de los datos de Wei y col. [1,7], no exhiben un incremento claro y sistemático en la velocidad de propagación al aumentar la presión de vapor de agua entre 1 y 10 Pa para las dos frecuencias usadas, como se puede ver en la figura 8. Sin embargo, si se aprecian incrementos más claros en aire y sobre todo en agua desionizada (figuras 7 y 8).

El hecho de que en la aleación 7017-T651 no se repita el comportamiento observado en dos aleaciones de aluminio diferentes (2219-T851 y 7075-T651) bajo las mismas condiciones experimentales, nos lleva a pensar en las diferencias existentes entre estos tres materiales. La composición química de la aleación 2219 es completamente distinta de la correspondiente a la 7075. Sin embargo, ambas tienen un elemento en común: el cobre (6,3% en la 2219 y 1,6% en la 7075 [13]). Este elemento se encuentra presente en la aleación 7017 en una proporción muy pequeña (0,12%), lo que podría explicar la diferencia de comportamiento. Aunque no se puede afirmar categóricamente que el aumento en la velocidad de la grieta (entre 1 y 10 Pa) sea debido a la presencia de cobre en la aleación, existen algunas evidencias que parecen indicar la influencia de este elemento en el fenómeno. Lin y Starke [14] han demostrado que la proporción de cobre en una aleación de Al-Zn-Mg-Cu influye en el proceso de corrosión fatiga. Según sus datos, al aumentar el contenido en cobre disminuye la velocidad de la grieta en agua destilada para valores intermedios de  $\Delta K$  ( $\Delta K > 7,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). Este efecto se observa de una forma más aguda para los tratamientos térmicos de máxima resistencia ("peak aged"), que son precisamente los que tienen las tres aleaciones. Según la explicación de los autores, la fragilización se debe a la interacción entre el hidrógeno absorbido y el deslizamiento planar localizado en la zona plástica cíclica del extremo de la grieta. A medida que aumenta el contenido en cobre del material los precipitados se vuelven más incoherentes con la matriz, lo que hace que disminuya el deslizamiento planar al distribuirse de una forma más homogénea la deformación plástica.

## 5. CONCLUSIONES

En el presente artículo se ha estudiado el efecto de la presión de vapor de agua en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 y se ha comparado con otros resultados obtenidos por técnicas similares para otras aleaciones de aluminio.

Las conclusiones principales del trabajo son las que siguen:

1. No existe un efecto claro de la frecuencia en la velocidad de la grieta para valores de la presión de

vapor de agua entre 1 y 1330 Pa. Al disminuir la frecuencia, la velocidad de propagación no cambia apreciablemente.

2. Al aumentar la presión de vapor de agua, aumenta la velocidad de propagación, aunque no se observa un incremento claro y sistemático en la velocidad de propagación al aumentar la presión de vapor de agua entre 1 y 10 Pa para las dos frecuencias usadas (1 y 10 Hz). Este hecho impide la aplicación del modelo desarrollado por Wei y col. [8] a esta aleación.
3. Parece probado que el vapor de agua es el responsable del proceso de fragilización, pues en presencia de gases secos (argón, oxígeno) no se produce un incremento apreciable en la velocidad de la grieta. Sin embargo, en cuanto aumenta el contenido en vapor de agua del gas, se produce una aceleración inmediata en la velocidad de propagación.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer los valiosos comentarios y sugerencias recibidos durante la elaboración de este trabajo de los Drs. Andrés Valiente, Javier Llorca y Luis Caballero, así como la ayuda de D. José Miguel Martínez en la elaboración de las figuras. Este agradecimiento se hace extensivo a la Dra. Consuelo García, que proporcionó el material para esta investigación a través de la generosa colaboración de INESPAL, S.A. El presente trabajo ha sido financiado mediante el programa BRITE-EURAM BREU-075-C.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Gao M.; Pao S. P. y Wei R. P., "Chemical and metallurgical aspects of environmentally assisted fatigue crack growth in 7075-T651 aluminum alloy", Metall. Transactions A vol.19A, (1988) pp. 1739-1750
- [2] Speidel M. O., "Corrosion fatigue crack growth in high strength aluminum alloys with and without susceptibility to SCC", 5th Inter. Congress on Metallic Corrosion (1974) pp. 439-442.
- [3] Lankford, J. y Davidson, D. L., "Fatigue crack micromechanisms in ingot and powder metallurgy 7XXX aluminum alloys in air and vacuum", Acta Metallurgica, vol. 31 no. 8 (1983) pp. 1273-1284.
- [4] Holroyd, N.J.H. y Hardie, D., "Factors controlling crack velocity in 7000 series aluminium alloys during fatigue in an aggressive environment", Corrosion Science, vol. 23 no. 6 (1983) pp. 527-546.
- [5] Green, A.M. y Knott, J.F., "Effects of environment and frequency on the long fatigue crack growth of aluminium alloy 7475", ICF7 Proceedings (1989) pp. 1747-1756.
- [6] Ruiz, J. y Elices, M., "Corrosión-fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651", Anales de Mecánica de la Fractura, vol. 8 (1991) pp. 155-160.
- [7] Wei, R.P.; Pao, P.S.; Hart, R.G.; Weir, T.W. y Simmons, G.W., "Fracture mechanics and surface chemistry studies of fatigue crack growth in an aluminum alloy", Metall. Transactions A, vol. 11A (1980) pp. 151-158.
- [8] Weir, T.W.; Simmons, G.W.; Hart, R.G. y Wei, R.P., "A model for surface reaction and transport controlled fatigue crack growth", Scripta Metallurgica, vol. 14 (1980) pp. 357-364.
- [9] Mondolfo, L.F., "Structure of the aluminium : magnesium : zinc alloys", Metals and Materials, vol. 5 (1971) pp. 95-124.
- [10] Saxena, A. y Hudak, Jr., S.J., "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", Int. Journal of Fracture, vol. 14, No 5, (1978) pp. 453-468.
- [11] Dicus, D.L., "Environment sensitive fracture: evaluation and comparison of test methods", ASTM STP 821, (1984) pp. 513-533.
- [12] Liu, C. T., "Environmental embrittlement and grain-boundary fracture in Ni<sub>3</sub>Al", Scripta Metall. et Mater. vol. 27, (1992) pp. 25-28.
- [13] Metals Handbook 9th Edition vol. 2, ASM (1979), p. 45
- [14] Lin, F. S. y Starke, E. A. Jr., "The effect of copper content and degree of recrystallization on the fatigue resistance of 7XXX-type aluminum alloys", Materials Sci. and Eng. 43 (1980) pp. 65-76.

COMPORTAMENTO À FADIGA E O EFEITO DOS CICLOS DE EXTENSÃO NA TENACIDADE À FRACTURA  
DO AÇO A515 Gr. 70

E.M. Branco\*, J.M. Ferreira\*\* e J. Bastos Fernandes\*

\* CEMUL, Instituto Superior Técnico, 1096 Lisboa Codex, Portugal

\*\* SAEM, Universidade de Coimbra, 3000 Coimbra, Portugal.

**Resumo.** Na primeira parte da comunicação apresentam-se resultados do comportamento à fadiga oligocíclica do aço A515 Grade 70. Obtiveram-se as curvas tensão-deformação monotónica e cíclica e as curvas da extensão elástica, plástica e total em função da vida de fadiga. Obtiveram-se assim à temperatura ambiente os parâmetros de resistência e ductilidade cíclica do material. Na segunda parte da comunicação apresentam-se os resultados dum estudo experimental sobre a influência na tenacidade à fractura J e COD e respectivas curvas de R, do nível do valor do factor de intensidade de tensão K no ensaio para a obtenção da pré-fissura de fadiga (efeito dos ciclos de extensão prévios).

**Abstract.** In the first part of the paper low cycle fatigue data is presented for cylindrical specimens of A515 Grade 70 steel tested at room temperature. The monotonic and cyclic stress-strain curves are presented and also the strain against life plots. The values of the cyclic ductility and strength parameters are presented. The second part of the paper is an experimental study of the influence of the prior level of K (prior level of strain cycling) in the CTOD and J-R curves. A test series was carried out with K levels at precracking within the limits of the european specifications of fracture toughness and in the second series of tests extensive strain cycling was introduced with final values of K at fatigue precracking 40 to 50% above the K limits of the specifications referred above.

## INTRODUCTION

O aço A515 Grade 70 é um aço ao C-Mn largamente utilizado no fabrico de reservatórios sob pressão. Neste tipo de construções os principais tipos de ruína são a rotura dúctil e a fadiga oligocíclica, esta última causada por períodos de paragem

e arranque e diferenciais de temperatura que induzem tensões de origem térmica no reservatório. Os locais preferenciais para a nucleação das fissuras de fadiga são os pés dos cordões de soldadura das tubuladuras ao corpo principal do reservatório.



reservatório. As fissuras de fadiga crescem inicialmente na zona afectada pelo calor e em seguida propagam-se no metal de base. A rotura dúctil pode verificar-se mesmo atendendo aos valores elevados de tenacidade à fractura característicos destes aços. Um caso importante de rotura dúctil num reservatório sob pressão de uma central térmica foi investigado por um dos autores em 1987 (1,2).

O comportamento à fractura foi estudado em detalhe no âmbito de um projecto de investigação anterior financiado pela CECA cujo relatório final foi recentemente publicado (3). Nesse projecto obtiveram-se uma grande quantidade de curvas R, J e CIOD para fissuração ocorrida no metal de base, metal depositado e zona afectada pelo calor. Os provetes ensaiados foram de flexão em três pontos de secção quadrada 12x12 mm ou 50x50 mm e dotados de entalhes laterais para promover condições propícias a um estado plano de deformação. Os ensaios foram realizados seguindo estritamente as recomendações das normas europeias (4,5) e americanas (6,7) sobre tenacidade à fractura. Nos vários casos em que não foi possível validar os resultados de acordo com as recomendações das normas utilizou-se como parametro de tenacidade à fractura a energia específica de deformação absorvida,  $U/A_0$  em que  $U$  é a area definida abaixo da curva carga-deslocamento do provete e  $A_0$  a area do ligamento não fendido do provete.

Nesse extenso trabalho (3) fez-se uma análise comparativa dos resultados de tenacidade à fractura considerando não só a forma da curva de resistência mas também os valores de tenacidade de iniciação ou de 0.2 mm de crescimento lento consoante o que fosse aplicável. Apresentou-se ainda um estudo experimental da localização do centro de rotação,  $r$ , usado na expressão de cálculo do CIOD para provetes com uma relação  $a/W$  0.20 a 0.25 menor que os limites definidos na norma. Verificou-se que a posição do centro de rotação é alterada e portanto esse aspecto tem que ser tomado em linha de conta no cálculo do CIOD na ponta da fenda.

A Fig.1 ilustra o modo como os provetes foram retirados a partir de discos cortados na parede do reservatório e com a mesma espessura deste. Os discos possuem por sua vez uma soldadura longitudinal de topo idêntica à do reservatório em serviço. Deste modo todos os provetes possuíam

o mesmo nível de deformação que encontrariam no reservatório em serviço. (metal de base, metal depositado e zona afectada pelo calor).

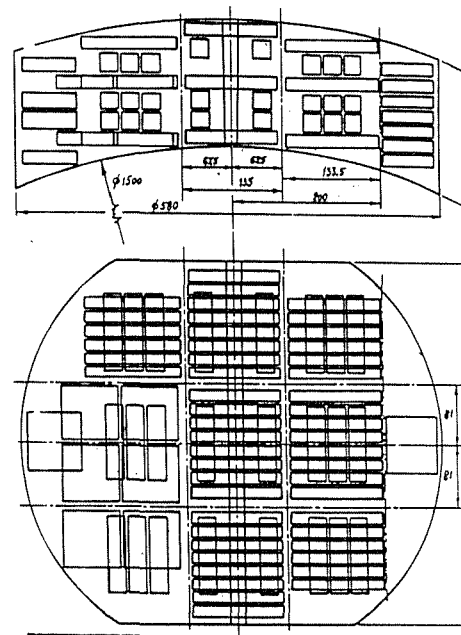


Fig.1 - Implantação de provetes num dos discos da virola do reservatório.

No presente trabalho, que é a continuação do trabalho anterior (3) usa-se a mesma metodologia para a extracção dos provetes (Fig.1).

O presente projecto contempla agora os aspectos do comportamento à fadiga oligocíclica tendo como objectivo principal o desenvolvimento de técnicas de melhoria do comportamento à fadiga de juntas soldadas a trabalhar no domínio da fadiga oligocíclica como é o caso das juntas soldadas em reservatórios sob pressão (1). As técnicas que irão ser consideradas neste projecto são o afagamento dos pés dos cordões e a técnica da passagem suplementar TIG. O projecto é internacional envolvendo a colaboração do Welding Institute em Inglaterra. Para além do programa de ensaios comparativos da resistência à fadiga de juntas como executadas e com tratamentos de melhoria estão ainda previstos no projecto outros quatro aspectos fundamentais:

- modelação da fase de iniciação da fissura usando o método da aproximação local (9,10)
- previsão da fase de propagação da fenda aplicando a Mecânica da Fractura (11,12)
- estabelecimento de soluções apropriadas para o factor de intensidade de tensoes  $K$  nas soldadur

uras críticas dos reservatórios e aplicando métodos já desenvolvidos pelos autores para estruturas tubulares (13,14).

- análise mais detalhada do problema da fratura dúctil que pode surgir após uma fissuração extensa de fadiga com ciclos de extensão excedendo os limites recomendados nos ensaios de tenacidade à fratura para o ensaio de pré-fissura de fadiga.

Este aspecto é particularmente importante no caso dos reservatórios sob pressão em que a ruptura dúctil pode ocorrer após fissuração lenta de fadiga oligocíclica com elevadas amplitudes de ciclos de extensão. O programa experimental está previsto para as temperaturas ambiente e de 360°C em que esta última é a temperatura estabilizada de serviço no reservatório.

A modelação da fase de iniciação da fissura que tem grande importância porque ocupa uma parte muito significativa da vida de fadiga nas juntas melhoradas, requer a realização de ensaios de fadiga oligocíclica a amplitude de extensão constante alternada e pulsante para assim se obterem todos os parâmetros representativos da ductilidade e resistência e de relaxação do material. Para a fase de propagação da fenda estão previstos ensaios em provetes CT e em provetes de flexão em três pontos (em flexão) essencialmente no metal de base e na zona afectada pelo calor. Destes ensaios retiram-se as leis de propagação de fendas adequadas no material. As soluções para o factor K necessárias para prever a vida de propagação da fenda, serão obtidas com códigos de elementos finitos tridimensionais calculando os factores de intensidade de tensão ou pelo integral J ou com o método das funções de peso (13,14).

Finalmente em relação à influência dos ciclos de extensão ou de pré-fissura de fadiga estão previstos séries de ensaios comparativos de tenacidade à fratura em que na primeira série de ensaios os valores de K na fissura de fadiga estão dentro dos limites definidos nas normas europeias de tenacidade à fratura enquanto que numa segunda série os valores de K na fissura de fadiga resultam de ciclos de extensão prolongados e excedem de 40 a 50% os limites dos valores de K fixados nas normas.

Nesta comunicação apresentam-se resultados de

ensaios de fadiga oligocíclica à temperatura ambiente e para ciclos de amplitude de extensão constante alternada. Na segunda parte apresenta-se os resultados da influência na tenacidade à fratura dos limites do factor K na pré-fissura de fadiga (influência na tenacidade à fratura dos níveis dos ciclos prévios de extensão).

## 2. EXPERIMENTAL

### 2.1 Ensaios de fadiga oligocíclica

Estes ensaios foram realizados em metal de base do aço A515 nas orientações TL e LT. Os provetes de secção cilíndrica com diâmetro mínimo de 7mm foram retirados numa das zonas da virola da Fig. 1. As proporções dos provetes obedeceram às recomendações da norma ASIM sobre ensaios de fadiga oligocíclica.

Os ensaios de fadiga foram executados numa máquina de ensaios servohidráulica em controlo de extensão alternada aplicando ciclos de extensão a  $R = -1$  com uma frequência de 0.5Hz. Utilizou-se o método do provete individual para cada nível de carga e registaram-se os circuitos de histerese ao longo do ensaio num registador x-y. Mediu-se a extensão axial com um extensómetro de elevada precisão com 25 mm de comprimento de deformação e  $\pm 10\%$  de gama de extensão. A partir dos circuitos de histerese estabilizados determinaram-se as curvas cíclicas tensão-extensão. Obtiveram-se também a partir dos circuitos de histerese a curva de Coffin-Manson e a lei de Basquin do material.

Os ensaios foram dados por concluídos quando surgiram na superfície do material as primeiras fissuras com comprimento perto de 0.5 mm.

### 2.2 Ensaios de tenacidade à fratura

Estes ensaios foram realizados em provetes de flexão em três pontos também retirados da virola da Fig.1. Escolheu-se o provete de secção quadrada 12x12 mm e 50x50 mm. Os provetes 12x12 mm foram ensaiados no metal de base e na zona afectada termicamente enquanto que os de 50x50 mm apenas foram ensaiados no metal de base. A geometria dos provetes obedeceu às normas de tenacidade à fratura(4,5).

Em todos os provetes foram abertos entalhes laterais depois da fissuração de fadiga ter sido

realizada. O ângulo do entalhe foi de 60° na ponta e a profundidade do entalhe foi suficiente para deixar uma espessura mínima nos provetes de 10 e 42 mm respectivamente. Os entalhes foram maquinados de modo a ter a fenda de fadiga o mais perto possível da raiz (centro) do entalhe. Todos os ensaios de abertura da pré-fissura de fadiga foram realizados em ar a 20°C numa máquina servohidráulica de ensaios de fadiga. O crescimento da fenda foi acompanhado em ambos os lados do provete com um microscópio deslizante com ampliação 25x e dotado de luz estroboscópica. Os ensaios foram concluídos quando a leitura da fenda superficial atingiu 55% da altura do provete (B=W=12 mm).

Os ensaios CTOD e J foram realizados numa máquina de ensaios electromecânica controlada por microcomputador e com 100KN de capacidade de carga.

Para o cálculo da área abaixo das curvas carga-deslocamento nos ensaios J aplicou-se uma correcção considerando a deformação do sistema de carga e as indentações. Essa correcção foi feita com uma barra do mesmo material e geometria da peça a ensaiar mas sem fenda. Esta técnica de correcção está descrita em pormenor em (15). Com este procedimento é possível reduzir substancialmente os erros experimentais e registar apenas a deformação do provete de ensaio porque todas as restantes deformações não pretendidas são obtidas e deduzidas aos valores totais das deformações. As curvas de R, CTOD e J foram obtidas para ambas as séries de ensaios usando uma média de dez provetes para cada curva. Utilizou-se a técnica dos provetes múltiplos solicitando os diversos provetes até valores diferentes de deformação plástica. O crescimento lento da fenda foi medido nas superfícies de fractura dos provetes após o ensaio fazendo um tingimento a quente dos provetes num forno a aproximadamente 400°C durante 30 minutos. Finalmente os provetes foram partidos com uma carga súbita de impacto.

Com este procedimento é possível distinguir a fissura de fadiga da zona de crescimento lento (ver secção 3) que foi medida com um microscópio estereoscópio montado numa mesa x-y com micrómetros digitais com precisão de 1 µm. As características mecânicas básicas do material obtido em ensaios de tracção em provetes cilíndricos (DIN

50125) com comprimento de deformação de 25 mm são as seguintes

	MB	MD	ZAC	
$\sigma_{0.2}$	365	370	604	MPa
$\sigma_R$	515	521	762	MPa
$\epsilon_R$	21	21	14	%

### 3. RESULTADOS E DISCUSSAO

#### 3.1 Ensaios de fadiga oligocíclica

A Fig.2 representa as curvas cíclica e monotona do aço A515 Grade 70 (metal de base).

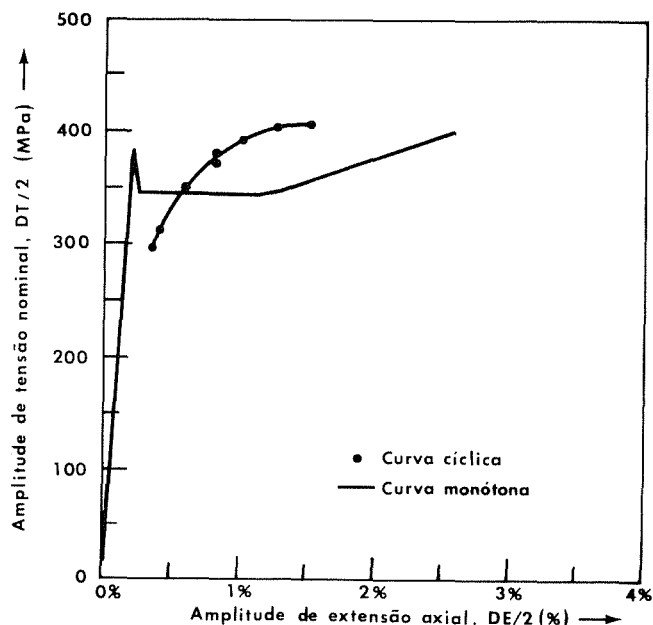


Fig.2 - Curvas cíclica e monotona do aço A515 Grade 70. T=20°C.

Os resultados obtidos não mostram diferença entre as direcções BIS e BIL quer para o comportamento cíclico quer para o monotono. Com excepção das zonas de deformação plástica inferiores a 0.5% a curva cíclica tensão-extensão está acima da curva monotona sendo as diferenças significativas. O material apresenta assim endurecimento cíclico.

A Fig.3 apresenta o conjunto de curvas da variação da amplitude da tensão dos circuitos de histerese em função do número de ciclos gastos no

ensaio que demonstram que efectivamente não é possível atingir um circuito de histerese verdadeiramente estabilizado embora se tenda para essa situação nas pequenas deformações plásticas. Nas deformações plásticas mais elevadas a tendência é para uma subida inicial da amplitude de tensão seguindo-se a estabilização do circuito.

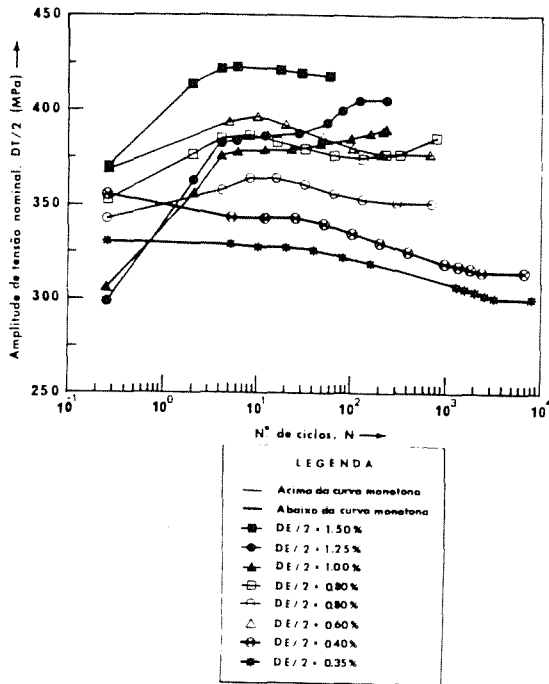


Fig.3 - Curvas da amplitude da tensão nominal em função do nº de ciclos durante os ensaios de fadiga oligocíclica. Aço A515 Grade 70. T=20°C.

A Fig.4 representa a curva da amplitude da extensão total (elástica + plástica) obtida nos ensaios obedecendo às leis de Coffin e de Basquin cujas equações são

Lei de Basquin

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = 0.00351 (2N_f)^{-0.0896} \quad (1a)$$

em que  $\Delta \epsilon_e$  é a gama da extensão elástica e  $(2N_f)$  o numero de reversões até a rotura.

Lei de Coffin-Manson

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0.036 (2N_f)^{-0.506} \quad (1b)$$

em que  $\Delta \epsilon_p$  é a gama de extensão plástica, 0.306 é o coeficiente de ductilidade ciclica e (-0.506) o expoente de ductilidade ciclica.

Notar a reduzida dispersão dos resultados obtidos como consequência do número de provetes

ensaiados e do método escolhido (um provete para cada nível de tensão). O ponto de transição da figura (46054 ciclos) define a transição entre a fadiga de longa duração ( $\Delta \epsilon_e > \Delta \epsilon_p$ ) e a fadiga oligocíclica ( $\Delta \epsilon_p > \Delta \epsilon_e$ ).

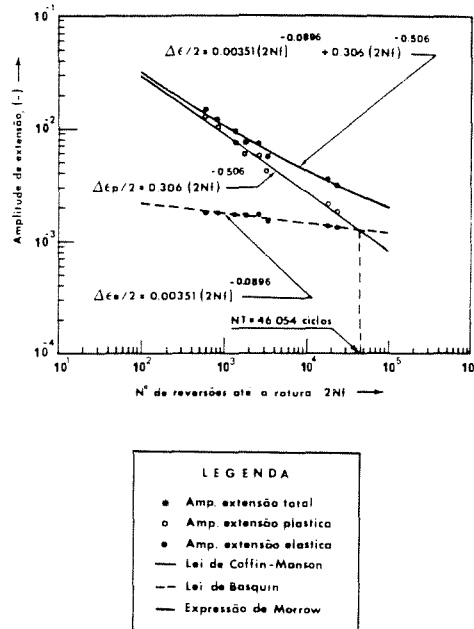


Fig.4 -  $\Delta \epsilon_e$ ,  $\Delta \epsilon_p$  e  $\Delta \epsilon_t$  em função de  $N_f$ . Aço A515 Grade 70. T=20°C.

Os valores dos parâmetros de resistência e ductilidade obtidos são típicos para um aço ac C-Mn com um expoente da lei de Coffin perto de (-0.5) e o expoente de resistência ciclica perto de (-0.1) (equações 1a, b).

Estão em fase de arranque ensaios semelhantes a 360°C e ainda ensaios de relaxação.

### 3.2 TENACIDADE À FRACTURA CURVAS DE R, J E CTOD.

#### Influência do nível do factor K na pré-fissura de fadiga

O valor máximo de K atingido na primeira série de ensaios em que foram respeitados os limites variou entre 23.8 e 26.9 MPa/m, para os provetes B=W=12 mm e 22.5 e 36.0 MPa m para os provetes com B=W=50 mm. Nos restantes ensaios permitiu-se que o valor de K ultrapassasse-se de 40 a 50% os limites de K da especificação o que origina ciclos de extensão elevados na ponta da fissura de

fadiga com a correspondente formação de uma zona plástica de grandes dimensões no domínio da fadiga oligocíclica. Este procedimento foi feito para os provetes com a fissura a crescer no metal de base e na zona afectada térmicamente. Como era de esperar na segunda série de ensaios com K a ultrapassar os limites das normas o número de ciclos necessário para atingir um crescimento da fenda de 1.5 mm a partir do entalhe foi bastante menor. Os resultados detalhados destes ensaios de pré-fissura de fadiga assim como os resultados completos dos ensaios de tenacidade á fractura encontram-se na Ref. (16).

O conjunto dos ensaios corresponde a doze condições de ensaio e a outras tantas curvas de R, CTOD e J. Todas as curvas de resistência incluem quatro linhas: a linha de encurvamento (blunting line); a linha paralela a esta para 0.2 mm de crescimento lento da fissura ( $J_{0.2}$  e  $\delta_{0.2}$ ) e as linhas de validação para  $\Delta a_{max}$ ,  $J_{max}$  e  $\delta_{max}$ . Nestes ensaios para a determinação destes

parâmetros aplicou-se apenas estritamente o critério europeu da ESIS (5). As equações das linhas de encurvamento foram obtidas calculando primeiramente o parâmetro de encruamento  $d_n^*$  (5) que surge na equação

$$\Delta a_B = 0.4 \frac{d_n^* J}{E} \quad (2)$$

em que  $\Delta a_B$  é o encurvamento da fenda (deformação plástica local na ponta da fenda que antecede ao rasgamento ou descoesão no material no crescimento lento, e E é o módulo de elasticidade do material. Os valores J e CTOD foram também calculados com as equações do método ESIS que se revelaram com maior precisão que a norma inglesa do ensaio CTOD e as normas americanas do ensaio J (3,8).

Aplicaram-se correlações lineares e exponenciais aos resultados das curvas de R mas escolheu-se como válidas aquelas que produziram os valores mais elevados para o coeficiente de correlação, r.

A título exemplificativo e para a espessura de B=12 mm ( $B_n=10$  mm) a Tabela 1 dá os valores obtidos para ambas as condições de ensaio e para o metal de base.

Resultados semelhantes aos da Tabela 1 foram obtidos para a espessura de 12 e para a ZAC e para a espessura de 50 mm ( $B_n=42$  mm) apenas no metal de base. As equações das curvas de R foram

B=12 mm ( $B_n=10$  mm) e ZAC

$$\delta = 1.26\Delta a + 0.08 \quad (r=0.93) \quad (3a)$$

$$\delta = 0.69\Delta a^{2.020} \quad (r=0.82) \quad (3b)$$

$$J = 865.34\Delta a^{0.64} \quad (r=0.95) \quad (3c)$$

$$J = 592\Delta a + 180.1 \quad (r=0.79) \quad (3d)$$

As equações indicadas em segundo lugar referem-se aos provetes com valores de K na fissura de fadiga a exceder os limites da norma ( $K=1.4$  a  $1.5 K_f$ ).

Finalmente o conjunto de quatro curvas de R para o metal de base e espessura de 50 mm ( $B_n=42$  mm) foram as seguintes:

$$\delta = 0.9\Delta a^{0.5} \quad (r=0.95) \quad (4a)$$

$$\delta = 0.97\Delta a^{0.53} \quad (r=0.99) \quad (4b)$$

$$J = 444.5\Delta a + 147.8 \quad (r=0.92) \quad (4c)$$

$$J = 685.5\Delta a^{0.57} \quad (r=1.0) \quad (4d)$$

Estão em curso observações ás superfícies de fractura com o microscópio electrónico de varrimento (MEV) mas cujos resultados não são aqui apresentados. Verificou-se no entanto uma maior rugosidade na superfície de fractura e uma maior dificuldade de definição da fenda  $\Delta a$  de crescimento lento nos ensaios de tenacidade á fractura, realizados nos provetes com as fissuras de fadiga obtidas com valores K acima dos limites da especificação. Para a espessura de 12 mm e no metal de base verificou-se uma ligeira subida da curva de R nos provetes testados com valores de K na pré-fissura de fadiga 40 a 50% acima dos limites da norma.

Este efeito ainda é mais acentuado nos provetes em que a fissura se propagou no metal de base (cerca de 10%). Comparar as Figs. 5 e 6 para as curvas de R,  $J \cdot \Delta a$ .

Contudo na região de encurvamento e para valores de crescimento lento,  $\Delta a=0.2$  mm os resultados de tenacidade á fractura na curva de R praticamente não mostram diferença entre os dois níveis de pré-fissuração de fadiga. Para a espessura de 50 mm os valores de crescimento lento obtidos nos provetes ensaiados com elevados ciclos de extensão (valores de K na fissura de fadiga acima dos limites da norma) são consideravelmente maiores que os valores de  $\Delta a$  obtidos nos provetes testados com valores de K de acordo com a norma (comparar as Figs. 7 e 8). Esta diferença é consistentemente

Tabela 1 - Tenacidade à fractura. Metal de base. Aço A515 Grade 70. T=20°C.

$\delta_{max}$ (mm)	$J_{max}$ N/mm	$\Delta a_{max}$ (mm)	$\delta_{(BL)}$ (mm)	Equação $\delta_{0.2}$	curva CTOD- $\Delta a$	$J_{(BL)}$ N/mm	
				Equação $J_{0.2}$	Curva $J-\Delta a$		
0.108	99.14	0.54	2.43 $\Delta a$	2.43 $\Delta a$ -0.486	0.76 $\Delta a^{0.59}$	1943.6 $\Delta a$	$\sigma_{ys}$ = 400 MPa $\sigma_R$ = 518 MPa
				1943.6 $\Delta a$ -388.7	(r=0.96)		
					632.16 $\Delta a^{0.62}$ (r=0.95)		
0.108	99.14	0.54	2.43 $\Delta a$	2.43 $\Delta a$ -0.486	0.83 $\Delta a^{0.63}$	1943.6 $\Delta a$	Valores K 40-50% acima dos limites da norma para a pré-fi- ssura de fadiga.
				1943.6 $\Delta a$ -388.7	523.4 $\Delta a^{0.44}$		
					(r=0.98)		

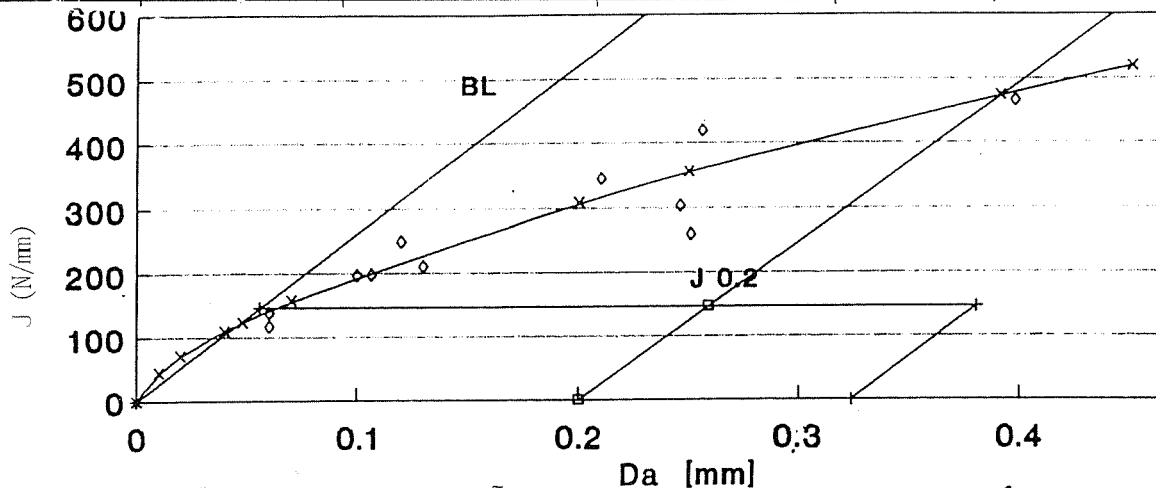


Fig. 5- Curva de R, J- $\Delta a$ . B=12 mm. Flexão em três pontos. ZAC. Valor de K na pré-fissura de fadiga nos limites da norma. Aço A515 Grade 70.

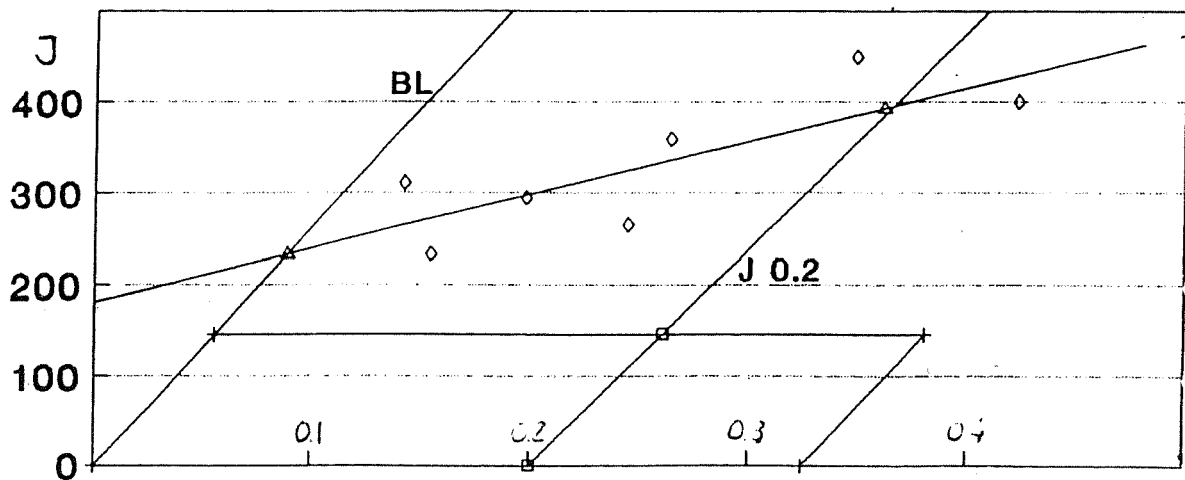


Fig.6- Curva de R, J- $\Delta a$ . B=12 mm. Flexão em três pontos. ZAC. Valor de K na pré-fissura de fadiga 40-50% acima dos limites da norma. Aço A515 Grade 70.

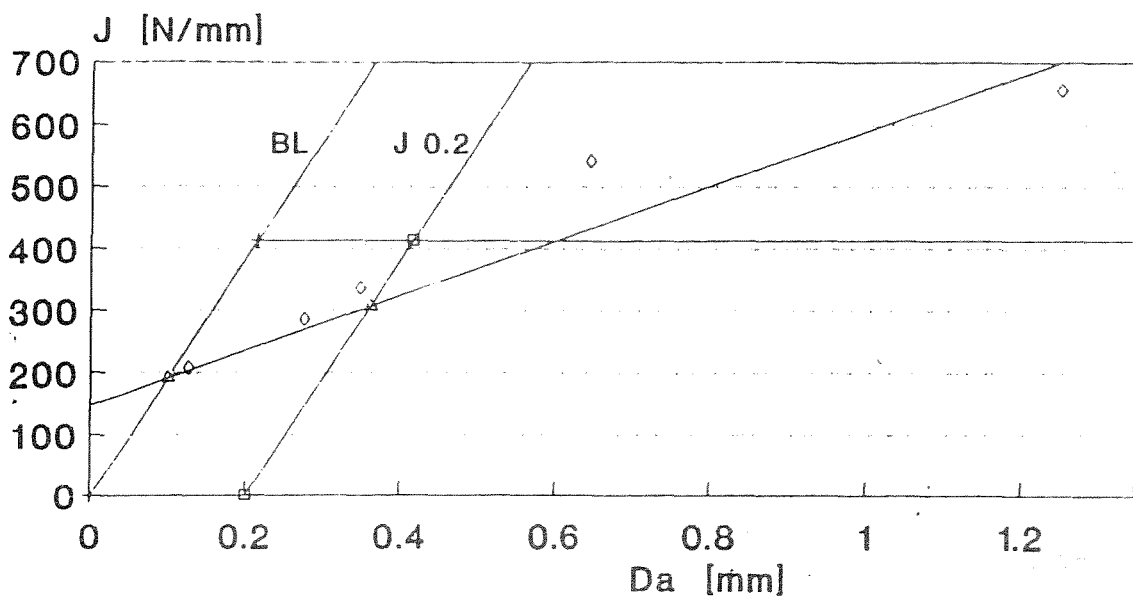


Fig. 7 - Curva de R,  $J-\Delta a$ . B=50 mm. Metal de base. Flexão em três pontos. Valores de K na fissura de fadiga nos limites da norma. Aço A515 Grade 70.

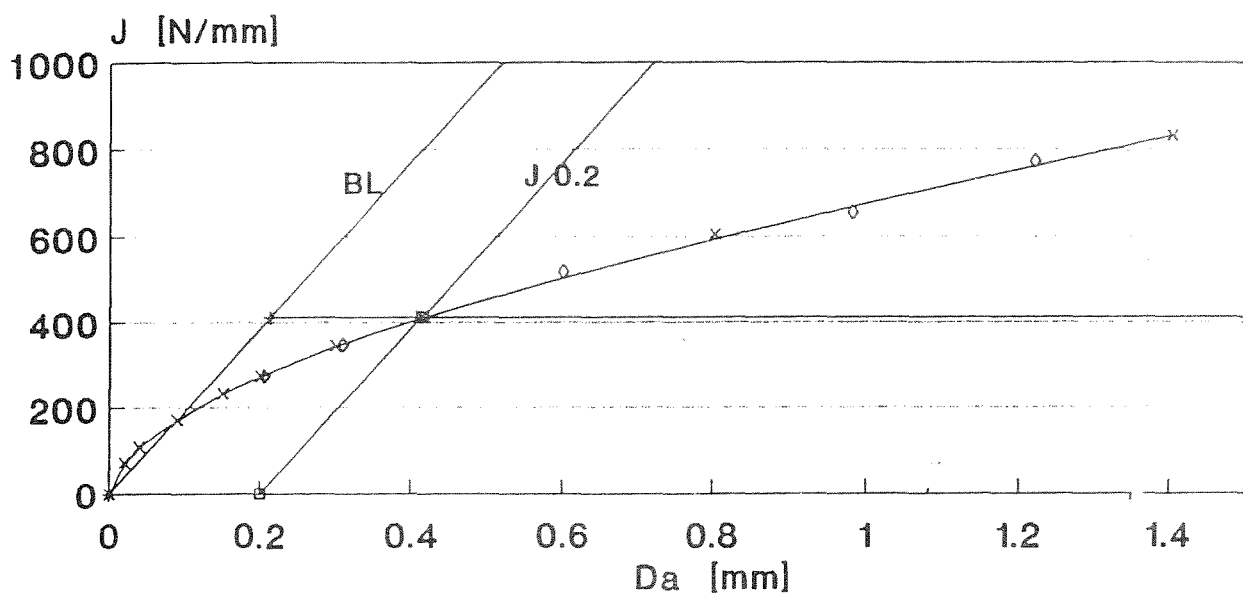


Fig. 8 - Curva de R,  $J-\Delta a$ . B=50 mm. Metal de base. Flexão em três pontos. Valores de K na fissura de fadiga 40-50% fora dos limites da norma. Aço A515 Grade 70.

mais elevada para os provetes preparados fora da especificação e cobre toda a curva de resistência.

Verifica-se também que a grande maioria dos resultados ( $J, \Delta a$ ) e ( $\delta, \Delta a$ ) ficam fora das normas embora tenham sido considerados na análise.

4. Conclusões

1. O número de resultados válidos nas curvas de

resistência  $J, \Delta a$  e  $\delta, \Delta a$  é o maior na espessura de 50 mm do que na espessura 12 mm porque na espessura de 50 mm os entalhes laterais contribuem em maior escala para a criação de um estado plano de extensões nos provetes.

2. A análise comparativa apresentada neste trabalho é apenas de ordem qualitativa. Está em curso um trabalho mais detalhado sobre este assunto.

3. Como primeira aproximação os resultados obtidos neste aço de elevada tenacidade indicam que a tenacidade à fractura CTOD e J são afectadas pelos valores anteriores das extensões de fadiga antes de se dar o crescimento lento e dúctil da fenda de fadiga. Verificou-se que a tenacidade à fractura tem tendencia a aumentar com o valor de K atingido na pré-fissura de fadiga.

4. Os resultados indicados em 3 indicam que haverá então uma margem de segurança adicional contra o risco de fractura dúctil depois da fissura de fadiga ter crescido em condições de fadiga oligocíclica com valores relativamente elevados de K.

#### AGRADECIMENTOS

Este trabalho é financiado pela Comissão CECA Subcomité F5 de acordo com a Convenção 7210-MC/931 F5.0.3 a "Weld improvement methods for low cycle fatigue applications".

#### REFERENCIAS

1. Branco, C.M., L. Guerra Rosa, "Análise da tenacidade à fractura de um reservatório sob pressão de vapor sobressaturado", fabricado pela MAGUE para uma central térmica, Relatório CEMUL, IST, Março 1987.
2. Branco, C.M., Alves, J.T., "Determinação da tenacidade à fractura do aço A515 Grade 70". Actas das 3<sup>as</sup> Jornadas da Fractura, Lisboa, IST, Novembro 1989..
- (3). Branco, C.M., "Fracture toughness of A515 Grade 70 Steel", Relatório final da Convenção CECA 7210/KE/932, F5 com o mesmo nome, Março 1992.
- (4). BS5762, "Methods for crack opening displacement testing", British Standards Institution, 1979.
- (5). ESIS P2-91D, "Draft proposal for the determination of fracture resistance of metallic materials", European Structural Society, 1991.
- (6). ASIM E813-87, "J<sub>ic</sub> a measure of fracture toughness, American Society for Testing and Materials, 1990.
- (7). ASTM E1152, "Standard test method for determining J-R curves, American Society for testing and Materials, 1990.
- (8). Branco, C.M., 1<sup>o</sup> relatório de progresso da Convenção CECA 7210-MC/931 F503a, "Weld improvement methods for low cycle fatigue applications", CEMUL/IST, Setembro 1992.
- (9). Skorupa, M., "Fatigue crack for initiation life prediction in welded joints by low cycle fatigue approach", Fat.Fract.Eng.Mater Struct., 13,6,597, 1990.
- (10). Radaj, D., "Chap.8 in Design and analysis of fatigue resistant welded structures, Ed. Abington Publishing, Cambridge, UK, 1991.
- (11). Maddox, S., "Fatigue strength of welded structures", Ed. Abington Publishing, Cambridge, UK, 1991.
- (12). Maddox, S., "Fatigue life prediction in welded joints: case studies". Proc. NATO ASI Advances in Fatigue Science and Technology, Alvor, Portugal, 1988.
- (13). Ferreira, J.M., Branco, C.M., "Influence of fillet welded joint geometry on fatigue crack growth", Fract.Mech.Tech., 15,1, pp. 135-142, 1991.
- (14). Branco, C.M. and Ferreira, J.M., "Comparisons of fatigue life predictions in Welded joints using 2D and 3D solutions", accepted for publication in Fat.Fract.Eng.Mat. Struct. 1993.
- (15). Saxena, A., Hudak, S.J., "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", Int.J.Fract., 14, 5, pp.453-468, 1978
- (16). Branco, C.M., 2<sup>nd</sup> Progress report of CECA Contract 7210 MC-931, F5 03a. CEMUL/IST, September 1992.



## ANALISE DA RESISTÊNCIA À FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 5083

J.D. Costa\*, C. M. Branco\*\* e J.C. Radon\*\*\*

\* DEM, Universidade de Coimbra, 3000 Coimbra, Portugal

\*\* CEMUL, Instituto Superior Técnico, UTL, 1096 Lisboa Codex

\*\*\* Imperial College, London SW7, United Kingdom

**Resumo.** Efectua-se uma análise global sobre o comportamento à fadiga da liga de alumínio 5083. O objectivo é estudar as influências da tensão média, da geometria da fenda e do tipo de solicitação, com vista ao desenvolvimento de um programa de cálculo automático, que permita a previsão da vida em ligas de alumínio.

As curvas de propagação  $da/dN$ - $\Delta K$  obtidas em provetes CT (fendas penetrantes) e em provetes com fenda superficial para várias razões de tensão mostram uma forte influência da tensão média e uma influência menos importante da forma da fenda na velocidade de propagação. Porém, quando a velocidade de propagação é correlacionada em função de  $\Delta K_{ef}$ , através do parâmetro de fecho da fenda  $U$  obtido experimentalmente, não são observadas influências significativas daqueles parâmetros.

Faz-se também uma análise da forma multilinear das curvas  $da/dN$  que foi observada, através da análise por microscopia electrónica de varrimento SEM e da medição da rugosidade das superfícies de fadiga.

**Abstract.** This paper presents a global analysis of the fatigue behaviour of the AL-alloy 5083. Results are presented of the influence of mean stress, crack geometry and loading mode with the objective of developing a fatigue life computer program for this type of aluminium alloys.

A study is presented of the crack closure effect both for corner and semielliptical cracks.  $da/dN$  is correlated with the effective values of  $\Delta K, \Delta K_{ef}$ . A detailed study is also given of the observed multilinear shape of the  $da/dN; \Delta K$  curves. The shape of the curve is interpreted in terms of SEM observations and measurements of roughness in the crack surfaces.

## 1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio da série 5000 são materiais muito atraentes para aplicações estruturais, pois além de possuírem valores elevados do índice resistência/peso, apresentam valores adequados de ductilidade, mesmo a baixas temperaturas [1], boa soldabilidade e boa resistência à corrosão, em particular, em ambientes marinhos. Por estas razões, a liga de alumínio 5083 apresenta uma larga utilização em aplicações origénicas e, mais recentemente, também em plataformas "off-shore" [2].

As propriedades de resistência à propagação de fendas por fadiga são normalmente determinadas em provetes normalizados com fendas penetrantes (por exemplo, provetes CT), para os quais a caracterização do campo de tensões na extremidade da fenda é feita através de um simples parâmetro da Mecânica da Fractura, normalmente  $\Delta K$ . No entanto, a ruína de componentes e estruturas por fadiga é frequentemente devida à iniciação e propagação de fendas superficiais cuja forma é

frequentemente semielíptica. Nesta geometria o factor de intensidade de tensões varia ao longo da frente da fenda e essa variação é dependente do modo de solicitação e da forma de fenda. Por conseguinte, a previsão de vida de fadiga em componentes com fendas superficiais, usando resultados obtidos em provetes com fendas penetrantes, requer a disponibilidade de soluções rigorosas do factor de intensidade de tensões para essa geometria.

Por outro lado, nos estudos de previsão de vida admite-se, frequentemente, que a resistência à fadiga é independente da geometria da fenda, isto é, que as velocidades de propagação de fendas semielípticas e penetrantes são idênticas para o mesmo valor de  $\Delta K$ . Alguns autores [3] apresentam resultados concordantes com esta hipótese, enquanto outros [4,5] indicam que a correlação da velocidade de propagação da fenda para ambas as geometrias não é boa. As razões atribuídas para esta fraca correlação referem-se ao uso de soluções para o factor da intensidade de tensões pouco rigorosas, [4] e ao efeito do fecho da fenda [5].

Neste trabalho, procura-se obter uma caracterização completa da resistência à fadiga da liga de alumínio 5083, utilizando provetes com duas formas de fenda (penetrantes e semielípticas) solicitados para várias razões de tensão em tracção e em flexão. São medidos experimentalmente os valores de fecho da fenda para as três razões de tensão. O parâmetro  $U$ , inicialmente proposto por Elber [6] foi usado para determinar os valores efectivos de  $\Delta K$ ,  $\Delta K_{ef}$ . O objectivo é tentar explicar as discrepâncias observadas nas velocidades de propagação devida às influências da forma da fenda, tensão média e do tipo de solicitação.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química e as propriedades mecânicas da liga de alumínio 5083 estão indicadas nas tabelas 1 e 2 [1], respectivamente.

**Tabela 1.** Composição química da liga de alumínio 5083-O

Elemento	Mg	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
% em peso	4,5	0,55	0,37	<0,5	0,12	0,10
Elemento	Si	Sn	Pb	Ti	Al	
% em peso	<0,10	<0,05	<0,05	<0,05	Rest.	

**Tabela 2.** Propriedades mecânicas da liga de alumínio 5083

	Dir. Longitud.	Dir. Transv.
$\sigma_c$ [MPa]	179,7	159,0
$\sigma_T$ [MPa]	320,8	314,1
$\epsilon_T$ [%]	18,2	24,0

As curvas de propagação da fenda foram obtidas em provetes CT (fendas penetrantes) e SC CT ou SCB (fendas semielípticas). A espessura da placa de onde foram retirados os provetes era de 13 mm e os tipos de solicitação foram tracção e flexão.

Nos ensaios de tracção utilizou-se uma máquina servohidráulica em controlo de carga. A onda de carga era do tipo sinusoidal e de amplitude constante com uma frequência compreendida entre 20 e 50 Hz. Três valores de  $R$  foram analisados:  $R=0,05$ ,  $0,5$  e  $0,8$ .

Nos ensaios conduzidos em flexão utilizou-se uma máquina de flexão plana de funcionamento electro-mecânico. O provete é submetido à flexão simples, por aplicação de uma carga na sua extremidade livre e que é regulável através de um excêntrico variável. A frequência usada nestes ensaios foi de 25 Hz.

Na medição do comprimento das fendas utilizaram-se métodos óptico e eléctrico (ACPD). Assim, nos provetes CT utilizaram-se duas lunetas ópticas de 30X (suportadas em mesas micrométricas), para assim

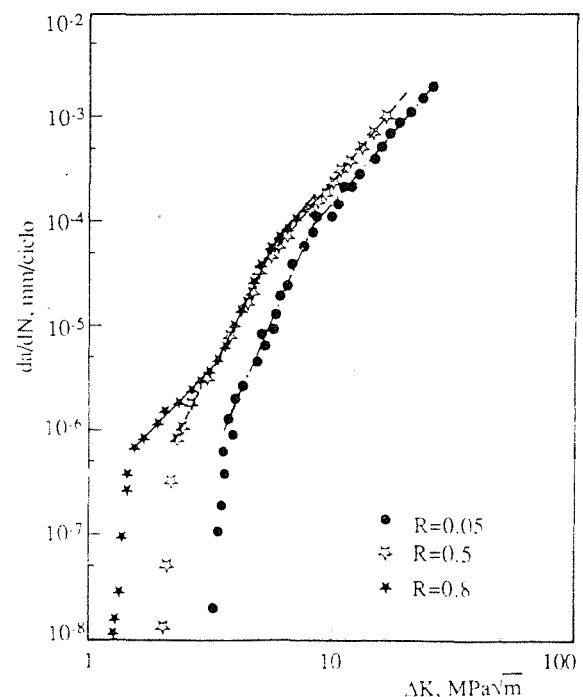
permitir a medição do comprimento da fenda em ambas as faces do provete. Nos provetes com fenda semielíptica utilizou-se também o método óptico para medir o comprimento da fenda segundo a largura (dimensão  $2c$  da fenda) e o método ACPD para medir a profundidade (dimensão  $a$  da fenda).

As medições do fecho da fenda foram obtidas através da utilização de um transdutor de pequenas dimensões do tipo Elber, posicionando os seus pinos de contacto com o provete acima e abaixo das superfícies da fenda, junto à sua extremidade. Nos registos de carga versus deslocamento de abertura da fenda utilizou-se a técnica de supressão da componente linear  $\delta-P$  [7], fazendo-se o registo  $\delta^2-P$ , sendo  $\delta^2 = \delta \cdot \alpha P$  e em  $\alpha$  que é uma constante de proporcionalidade.

A determinação da velocidade de propagação foi feita através do método polinomial que é referido na norma E647 [8]. O factor de intensidade de tensões  $K$  foi calculado através da solução indicada nesta norma para os provetes CT e a solução de Raju e Newman [9] para os provetes CCT.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos com provetes CT são mostrados na figura 1 na forma de um gráfico velocidade de propagação versus  $\Delta K$  para  $R=0,05$ ,  $0,5$  e  $0,8$ .



**Fig. 1.** Velocidade de propagação versus  $\Delta K$  em provetes CT, com  $R=0,05$ ,  $0,5$  e  $0,8$ .

Os resultados cobrem o regime II, regime de validade da lei de Paris (em ensaios de amplitude de carga constante)

e o regime I, junto ao limiar de fadiga, utilizando o método das reduções sucessivas da amplitude de carga. Pode observar-se, também, a ausência do regime III de propagação.

Verifica-se que a velocidade de propagação  $da/dN$  aumenta com a razão de tensão, especialmente para valores baixos de velocidade de propagação. Também o limiar de fadiga,  $\Delta K_{II}$ , é fortemente dependente da tensão média, ou seja,  $\Delta K_{II}$  diminui com o aumento da razão de tensão.

$$r_c^{90^\circ} = \alpha_c^{90^\circ} \left( \frac{\Delta K_{ef}}{\sigma_c} \right)^2 \quad (2)$$

deformação, estão também indicados na tabela 4, tendo sido calculados através equações 1 e 2, tomando para  $\alpha_c^{90^\circ}$  e  $\alpha_c^{90^\circ}$  valores colhidos de literatura [13] para uma liga de alumínio semelhante. Como explicação para este comportamento, que também tem sido

**Tabela 3.** Leis de Paris para a liga de alumínio 5083-O obtidos em provetes CT com 12 mm de espessura ( $da/dN$  em mm/ciclo e  $\Delta K$  em MPa $\sqrt{m}$ ).

R	Regime	m	C	Limites de validade	Coefficiente de correlação
0.05	Ila	5.59	$6.80 \times 10^{-10}$	$3.70 < \Delta K < 8.23$	0.981
	Ile	2.73	$2.77 \times 10^{-7}$	$8.23 < \Delta K < 37.5$	0.968
0.5	Ila	4.35	$2.57 \times 10^{-8}$	$2.20 < \Delta K < 5.80$	0.994
	Ile	2.8	$3.96 \times 10^{-7}$	$5.80 < \Delta K < 19.8$	0.984
0.8	Ila	2.36	$2.69 \times 10^{-7}$	$1.50 < \Delta K < 3.29$	0.988
	Ilb	4.7	$1.66 \times 10^{-8}$	$3.29 < \Delta K < 6.14$	0.981
	Ile	2.51	$8.80 \times 10^{-7}$	$6.14 < \Delta K < 7.90$	0.997

Os parâmetros da lei de Paris estão indicados na tabela 3 para as três razões de tensão analisadas. O regime II foi subdividido em duas partes (IIa e Ile) para  $R=0.05$  e  $0.5$  e em três partes (IIa, IIb e Ile) para  $R=0.8$ .

Da análise desta tabela observa-se que para  $R=0.05$  e  $R=0.5$  o valor do expoente  $m$  no regime IIa é quase duplo do valor de  $m$  em Ile, devido provavelmente à existência de diferentes mecanismos de propagação nos dois estágios. Para  $R=0.8$ , a existência dos pontos de transição T2 e T3 implicam a existência de três valores distintos do expoente  $m$  no regime de propagação de Paris.

Pode também observar-se que as curvas  $da/dN-\Delta K$  apresentam um aspecto multilinear com vários pontos de transição.

Para  $R=0.05$  e  $0.5$ , as curvas  $da/dN-\Delta K$  apresentam dois pontos de transição e o regime II apresenta um aspecto multilinear, formado por duas rectas com inclinações distintas. Para  $R=0.8$  podem observar-se três pontos de transição, sendo o regime II constituído por três rectas distintas. Na tabela 4 os pontos de transição para as várias razões de tensão estão caracterizados em termos dos valores de  $\Delta K$ ,  $K_{m\acute{a}x}$ ,  $\Delta K_{ef}$  e  $da/dN$ , para os quais estes ocorrem. Os valores das alturas das zonas plásticas monótona  $r_p^{90^\circ}$  e cíclica  $r_c^{90^\circ}$ , em estado plano de

$$r_p^{90^\circ} = \alpha_c^{90^\circ} \left( \frac{K_{m\acute{a}x}}{\sigma_c} \right)^2 \quad (1)$$

observado em outros materiais tem sido sugerido [11] a relação entre a dimensão da zona plástica cíclica e a dimensão de certas características microestruturais, nomeadamente o espaçamento inter-partículas de dispersão "dispersoid spacing", o tamanho de sub-grão e o tamanho de grão.

Na figura 2 mostra-se uma representação esquemática da forma multilinear das curvas  $da/dN-\Delta K$  para  $R=0.8$  com indicação dos pontos de transição e a sua relação com as dimensões relativas da zona plástica cíclica e do tamanho de grão.

O ponto T1 corresponde à transição entre o regime I de propagação e o regime II, enquanto que os pontos T2 e T3 dizem respeito a transições entre as várias curvas do regime II, com expoentes  $m$  e constantes  $C$  diferentes. Para  $R=0.05$  e  $R=0.5$  apenas se observa um ponto de transição (T3) neste regime.

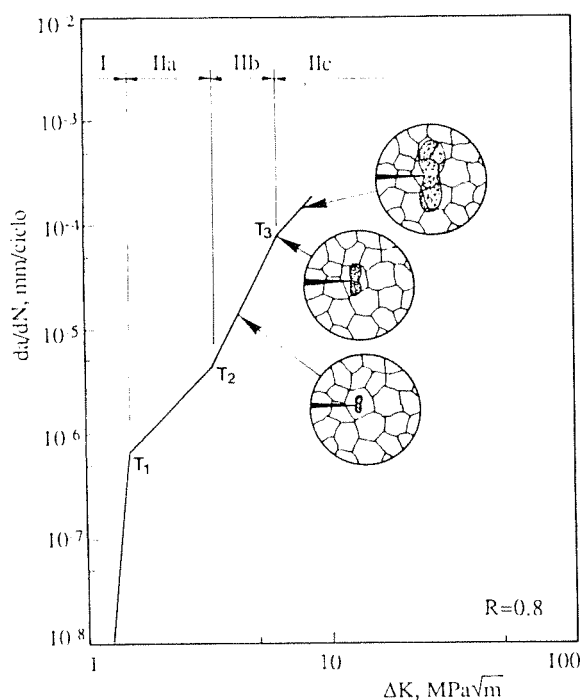
Os valores indicados na tabela 4 indicam uma boa concordância entre o tamanho da zona plástica cíclica,  $r_c^{90^\circ}$ , e o tamanho de grão ( $d_g \approx 20 \mu m$ ), medido experimentalmente, para o terceiro ponto de transição, nas três razões de tensão analisadas.

A análise para os outros dois pontos de transição não é estabelecida em virtude de não ter sido feita a caracterização da liga em termos dos outros dois parâmetros microestruturais referidos.

As variações de inclinação das curvas  $da/dN-\Delta K$  sugerem

Tabela 4. Caracterização dos pontos de transição nas curvas  $da/dN-\Delta K$ .

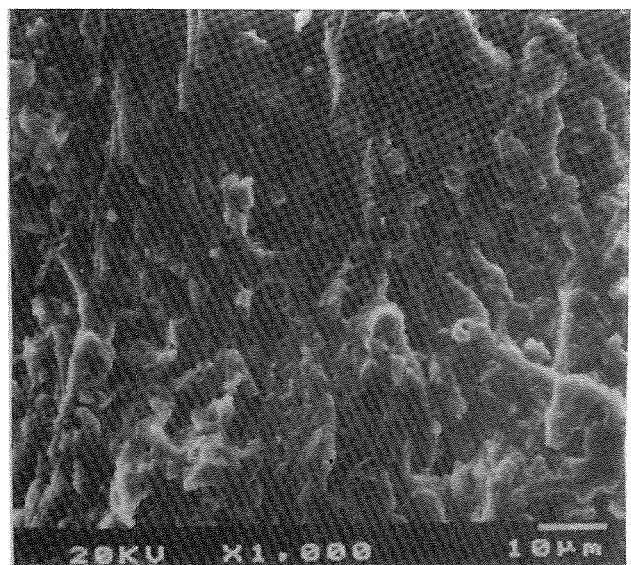
Ponto	R	$\Delta K$ MPa $\sqrt{m}$	$\Delta K_{ef}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{max}$ MPa $\sqrt{m}$	$da/dN$ mm/ciclo	$r_p^{90^\circ}$ $\alpha=0,08$ $\mu m$	$r_c^{90^\circ}$ $\alpha=0,015$ $\mu m$	$r_p^{90^\circ}$ $\alpha=0,129$ $\mu m$	$r_c^{90^\circ}$ $\alpha=0,032$ $\mu m$
T1	0,05	3,7	1,6	3,9	$10^{-6}$	34	1,1	55	2,34
T3	0,05	8,23	6,14	8,66	$8,7 \times 10^{-5}$	167	17,5	269	37
T1	0,5	2,2	1,5	4,4	$8 \times 10^{-7}$	48	1	77	2,13
T3	0,5	5,8	5,8	11,6	$5,4 \times 10^{-5}$	332	15,5	534	33
T1	0,8	1,5	1,5	7,5	$7 \times 10^{-7}$	132	1	212	2,13
T2	0,8	3,3	3,3	16,4	$4,2 \times 10^{-6}$	662	5	1065	10,6
T3	0,8	6,14	6,14	30,7	$8,4 \times 10^{-5}$	2312	17,5	3722	37,3

Fig. 2. Representação esquemática da forma multilinear das curvas  $da/dN-\Delta K$  para  $R=0,8$ .

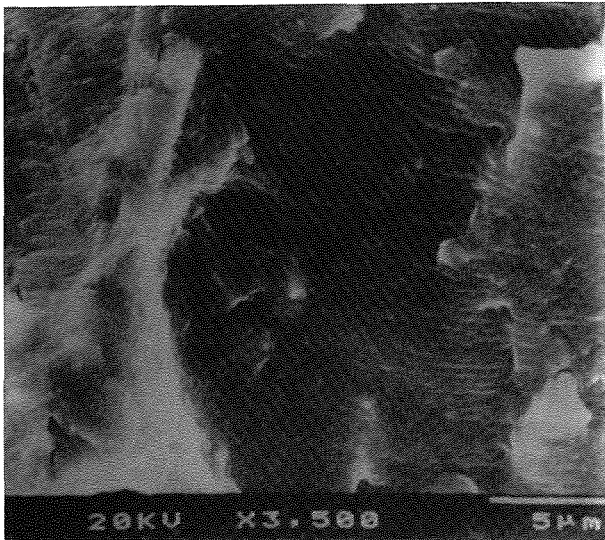
a existência de diferentes mecanismos de propagação para os vários estágios: I, IIa, IIb e IIc. Nas figuras 3 e 4 apresentam-se duas das fotografias obtidas por microscopia electrónica de varrimento para uma das razões de tensão analisadas ( $R=0,5$ ), respectivamente para  $da/dN=8 \times 10^{-6}$  mm/ciclo e  $6,6 \times 10^{-4}$  mm/ciclo.

Verificou-se que a razão de tensão não apresentou influência significativa nos mecanismos de propagação observados para os vários regimes de propagação, o que está de acordo com a ausência relativa de mecanismos de natureza estática. De acordo com a discussão anterior, a gama efectiva do factor de intensidade de tensões é o que

melhor se correlaciona com os pontos de transição. Assim, as superfícies de fadiga apresentaram um aspecto muito rugoso para baixos valores de  $\Delta K_{ef}$ , e à medida que  $\Delta K_{ef}$  aumenta, a rugosidade vai diminuindo até atingir um mínimo para o terceiro ponto de transição (T3). Os mecanismos de propagação nos estágios I, IIa e IIb não parecem ser diferentes, propagação cristalográfica transcrystalina, o que justifica a elevada rugosidade observada. No estágio IIc, o mecanismo de propagação principal parece ser a estriação dúctil, figura 3. À medida que  $\Delta K_{ef}$  aumenta, a ocorrência de estrias de fadiga é cada vez mais numerosa.

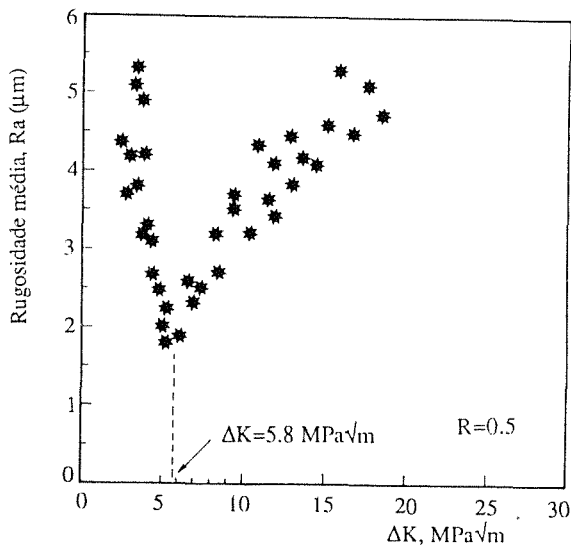
Fig. 3. Observações por MEV das superfícies da fadiga, ligas de alumínio 5083-O. Regime IIa ( $\Delta K=3,65$  MPa $\sqrt{m}$ ;  $da/dN=8 \times 10^{-6}$  mm/ciclo;  $R=0,5$ ).

A rugosidade das superfícies de fractura foi também medida através dum rugosímetro marca Perth, segundo a direcção de propagação de fenda. O curso da sonda de apalpação foi de 1,25 mm, fazendo-se corresponder o valor da rugosidade média  $Ra$  obtido ao valor de  $\Delta K$  calculado para o comprimento de fenda cuja extremidade



**Fig. 4.** Observações por MEV das superfícies da fadiga, ligas de alumínio 5083-O. Regime IIc ( $\Delta K=14.03 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ;  $da/dN=6.6 \times 10^{-4} \text{ mm/ciclo}$ ;  $R=0.5$ ).

se situava a meio do referido curso. Os valores da rugosidade média,  $Ra$ , estão representados nas figura 5 em função de  $\Delta K$ , para  $R=0.5$ . As representações para as outras duas razões de tensão tinham evoluções semelhantes. Conforme se pode observar, a rugosidade é muito elevada para valores de  $\Delta K$  próximos de  $\Delta K_{II}$ . À medida que  $\Delta K$  aumenta, a rugosidade diminui até atingir um mínimo para um determinado valor de  $\Delta K$ ,  $\Delta K_T$ .

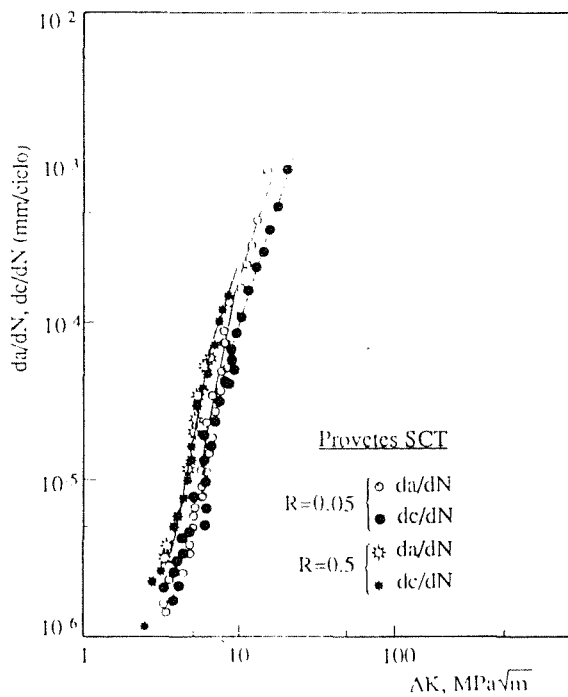


**Fig. 5.** Variação da rugosidade média  $Ra$  versus  $\Delta K$ , observada nas superfícies de fractura de provetes CT. Liga de alumínio 5083-O,  $R=0.5$

Acima deste valor, a rugosidade aumenta com a gama do factor de intensidade de tensões. Os valores de  $\Delta K_T$ , para os quais se observa o mínimo na rugosidade, foram aproximadamente de 8, 5.8 e 5.8  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , respectivamente para  $R=0.05, 0.5$  e  $0.8$ .

Comparando estes valores com os valores de  $\Delta K$  associados aos pontos de transição T3, indicados na tabela 4, pode verificar-se haver uma boa concordância, o que vem confirmar a alteração de mecanismos de propagação no ponto de transição T3 para as três razões de tensão. Nos regimes I, IIa e IIb o aumento da rugosidade com a redução de  $\Delta K$  é devida à redução da zona plástica cíclica, fazendo com que os mecanismos de propagação sejam preferencialmente de natureza cristalográfica transcrystalina. No regime IIc, o aumento da rugosidade com o aumento de  $\Delta K$ , parece dever-se ao aumento do espaçamento inter-estrias de fadiga.

Na figura 6, representam-se as velocidades de propagação  $da/dN$  e  $dc/dN$  em função de  $\Delta K_a$  e  $\Delta K_c$ , respectivamente, calculados a partir dos resultados obtidos nos ensaios de tracção para ambas as razões de tensão analisadas,  $R=0.05$  e  $0.5$ .



**Fig. 6.** Velocidade de propagação  $da/dN$  e  $dc/dN$  versus  $\Delta K_a$  e  $\Delta K_c$ , respectivamente. Provetes CCT com fenda superficial solicitados à tracção,  $R=0.05$  e  $0.5$ .

Os resultados obtidos cobrem apenas o regime II de propagação. O comportamento multilinear da curva de propagação que foi observado nos provetes CT, é também observado para estes provetes e, portanto, a geometria da fenda não influencia o comportamento observado, que, como já foi referido, resulta da alteração de mecanismos de propagação. Os valores de  $\Delta K$  para os

quais se observa a transição na inclinação da curva são aproximadamente iguais aos indicados para os provetes CT na tabela 4, pontos T3.

Verifica-se que tanto a velocidade de propagação  $da/dN$  como  $dc/dN$  aumentam com a razão de tensão. Para  $R=0.05$ , pode observar-se também que, para  $\Delta K > 8.5$  MPa $\sqrt{m}$  (ponto de transição T3), a velocidade para o ponto de máxima profundidade,  $da/dN$ , é mais elevada do que a velocidade para os pontos de intercepção com a superfície,  $dc/dN$ , enquanto que abaixo deste ponto não é visível uma diferença apreciável entre  $da/dN$  e  $dc/dN$ . Como se viu anteriormente, para  $\Delta K > \Delta K_{T3}$ , o mecanismo de propagação principal é a estriação dúctil. Neste mecanismo é de esperar que o fecho da fenda seja essencialmente induzido por plasticidade, a qual é diferente em estado plano de tensão (pontos junto à superfície) e em estado plano de deformação (ponto de máxima profundidade). Por conseguinte, o ponto de máxima profundidade deverá apresentar um menor fecho da fenda do que os pontos à superfície, ou seja, o valor efectivo do factor de intensidade de tensões será mais elevado no ponto da máxima profundidade, o que explica a velocidade de propagação mais elevada nesta gama de valores de  $\Delta K$ . Para  $R=0.5$ , o parâmetro de fecho da fenda  $U$  é próximo da unidade e, portanto, não difere muito para os pontos de máxima profundidade e da superfície, o que explica que as velocidades de propagação sejam aproximadamente iguais para ambas as direcções de propagação.

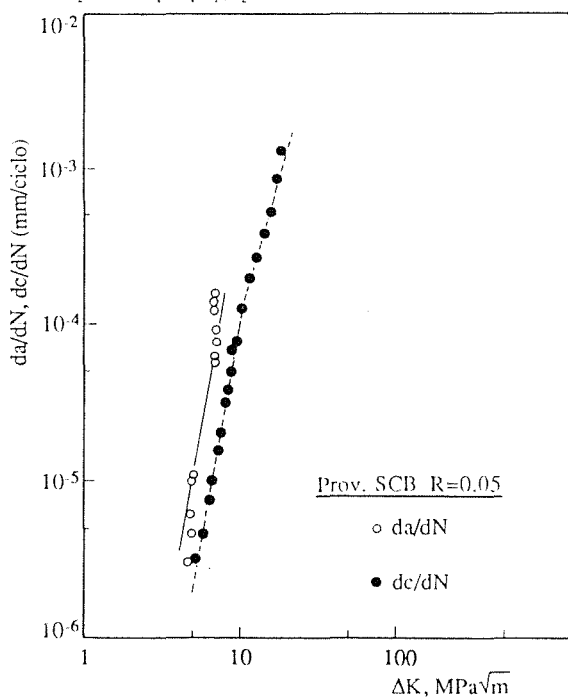


Fig. 7. Velocidade de propagação  $da/dN$  e  $dc/dN$  versus  $\Delta K_a$  e  $\Delta K_c$ , respectivamente. Provetes SCB com fenda superficial solicitados à flexão,  $R=0.05$ .

Na figura 7 apresentam-se os resultados obtidos nos ensaios de flexão para  $R=0.05$ . As velocidades de

propagação  $da/dN$  e  $dc/dN$  estão representadas em função de  $\Delta K_a$  e  $\Delta K_c$ . A velocidade de propagação  $dc/dN$  apresenta o comportamento multilinear anteriormente referido, enquanto que a velocidade de propagação  $da/dN$  para o ponto de máxima profundidade além de ser mais elevada do que  $dc/dN$ , apresenta uma gama de valores muito reduzida durante a propagação total da fenda em cada provete.

Uma comparação das curvas de propagação para as duas geometrias de fendas analisadas é indicada na figura 8, onde se representam apenas as rectas ajustadas aos resultados experimentais obtidos para  $R=0.05$  e  $0.5$ . Apenas a velocidade de propagação  $dc/dN$  é apresentada para a geometria com fenda superficial semi-elíptica

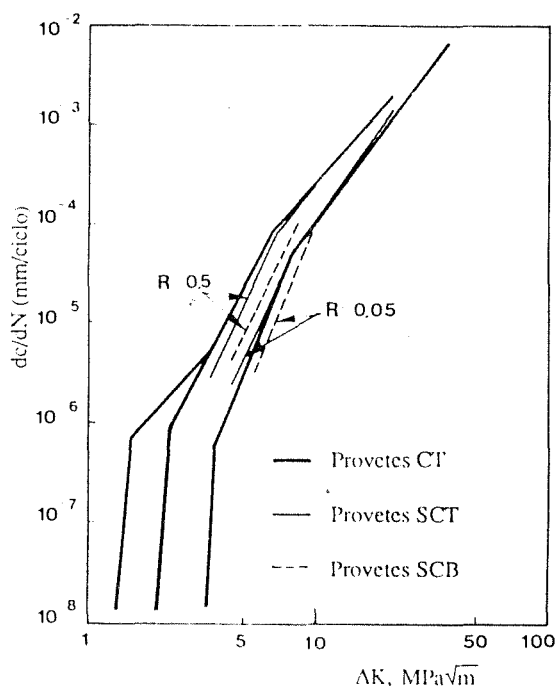
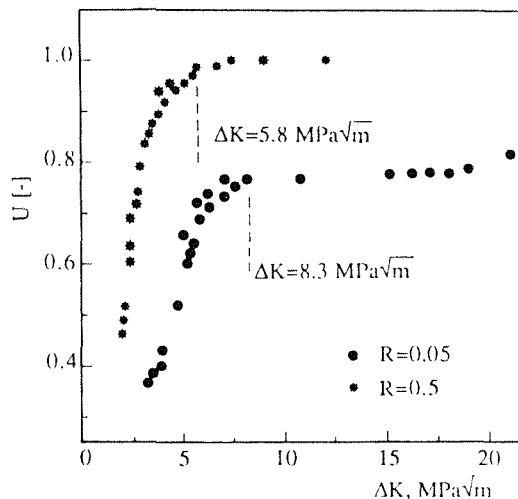


Fig. 8. Comparação das curvas de propagação obtidas em fendas penetrantes e fendas superficiais.

Da análise da figura pode observar-se que a velocidade de propagação da fenda,  $dc/dN$ , para a solicitação de flexão é inferior à que se verifica para a solicitação de tracção para ambos os valores da razão de tensão. Para a solicitação de tracção, as curvas obtidas com fenda penetrante (provetes CT) e com fenda superficial semi-elíptica (provetes SCT e SCB), não diferem apreciavelmente. Porém, a velocidade de propagação para o ponto de máxima profundidade é mais elevada do que para os pontos da superfície e, portanto, a previsão da evolução da forma da fenda baseado nas curvas  $da/dN$ - $\Delta K$ , obtidas com provetes CT, não parece correcta.

O parâmetro  $U$ , definido por Elber, está representado na figura 9 em função da gama do factor de intensidade de tracções  $\Delta K$ , para  $R=0.05$  e  $0.5$  para as diversas geometrias de provetes utilizados. Para  $R=0.8$  não foi

observado fecho da fenda, ou seja,  $P_{ab} > P_{min}$  para qualquer valor de  $\Delta K$  e, por conseguinte, os valores de  $\Delta K$  determinados podem ser considerados valores efectivos e, ou seja,  $U=1$ .



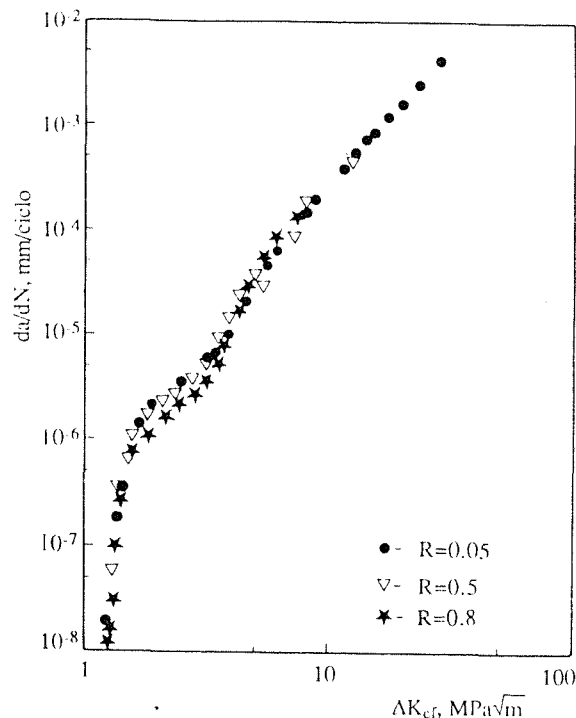
**Fig. 9.** Variação do parâmetro de fecho de fenda  $U$  em função de  $\Delta K$ , para  $R=0.05$  e  $R=0.5$  em provetes CT.

A elevada dependência do parâmetro  $U$  com a razão de tensão explica a influência da tensão média na velocidade de propagação, anteriormente referida. Pode também observar-se que o parâmetro  $U$  depende fortemente do valor de  $\Delta K$  para valores de  $\Delta K$  inferiores a 8,3 e 5,8 MPa√m, respectivamente para  $R=0.05$  e 0,5.

Acima destes valores, o parâmetro  $U$  apresenta-se quase independente de  $\Delta K$ :  $U=0.75-0.8$  para  $R=0.05$  e  $U=0.95-1$  para  $R=0.5$ . Para  $R=0.8$ ,  $U=1$  em todo o intervalo de valores de  $\Delta K$  analisados. Os valores de  $\Delta K$  acima referidos (8,3 e 5,8 MPa√m) são também os valores para os quais se observou a alteração do mecanismo de propagação, acima e abaixo dos quais as leis de Paris se apresentam com expoentes  $m$  muito diferentes e, ainda, os pontos para os quais a rugosidade da superfície de fractura era mínima.

A forte redução do parâmetro  $U$  quando  $\Delta K$  diminui, para valores inferiores aos referidos, ajuda a compreender a alteração de inclinação da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . No entanto, e como se pode ver na figura 10, onde se representa a velocidade de propagação  $da/dN$  em função de  $\Delta K_{ef}$ , mantém-se o comportamento multilinear das curvas de propagação. O que corrobora a afirmação anterior, segundo a qual, a responsabilidade deste comportamento era atribuída a uma mudança de mecanismo de propagação. Na figura 10 pode observar-se que os pontos experimentais para as três razões de tensão caem numa banda relativamente estreita e, portanto, o efeito de tensão média não é visível. Portanto, pode afirmar-se que o parâmetro que controla a propagação da fenda de fadiga nesta liga é  $\Delta K_{ef}$  e não  $\Delta K$ .

Pode também ser observado o ponto de transição T2 para  $R=0.05$  e 0,5 quando a velocidade de propagação  $da/dN$  é representada em função de  $\Delta K_{ef}$ , figura 10. Portanto, o comportamento multilinear das curvas de propagação com três regimes distintos (IIa, IIb e IIc) existe para as três razões de tensão, embora para  $R=0.05$  e 0,5 as curvas no regime IIa e IIb numa representação  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , apareçam como se se tratasse de uma única recta devido ao fecho da fenda.



**Fig. 10.** Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K_{ef}$  para  $R=0.05$ , 0,5 e 0,8, obtida com provetes CT com 12 mm de espessura.

Os valores do parâmetro  $U$  calculados a partir dos valores de fecho da fenda medidos nos provetes com fenda superficial semi-elíptica são inferiores aos valores obtidos nos provetes CT, para ambas as razões de tensão. A dispersão é também muito superior à que foi verificada nos resultados obtidos nos provetes CT e, portanto, os valores do fecho de fenda obtidos nos provetes SCT e SCB, em termos do parâmetro  $U$ , não apresentam uma variação consistente que permita tirar conclusões comparativas. Assim, o fecho da fenda parece ser mais elevado em fendas superficiais do que em fendas penetrantes, o que ajuda a compreender a menor velocidade  $dc/dN$  obtida nestas para a solitação de flexão.

No que se refere à velocidade de propagação para o ponto de máxima profundidade,  $da/dN$ , o qual se encontra em estado plano de deformação, sabe-se que o fecho da fenda é menor no ponto de máxima profundidade do que para os pontos à superfície, [4,12] o que explica ter sido obtida uma maior velocidade de propagação para essa direcção. Em virtude de neste trabalho não ter sido medido o fecho da fenda para o ponto de máxima

profundidade, apenas a velocidade de propagação para os pontos de intercepção com a superfície,  $dc/dN$ , estão representados na figura 11 em função da gama efectiva do factor de intensidade de tensões,  $\Delta K_{ef}$ , para as solicitações de tracção e flexão. Está também representada a curva  $da/dN$   $\Delta K_{ef}$  obtida com os provetes CT.

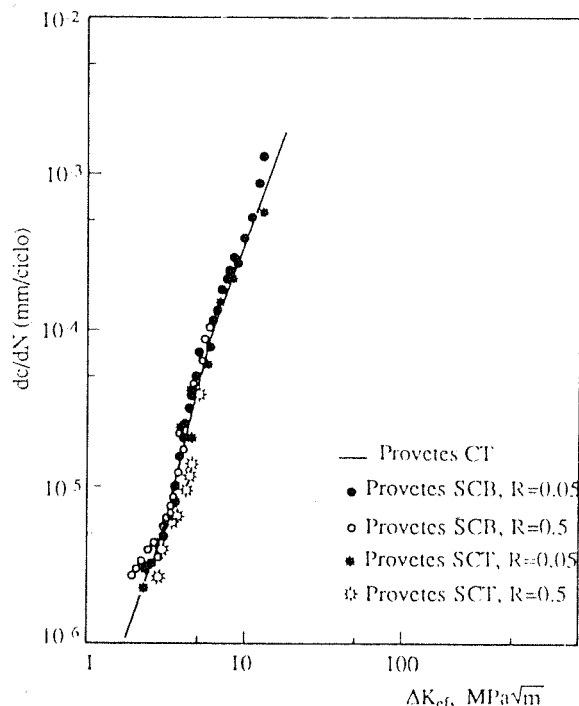


Fig. 11. Curva  $dc/dN$  versus  $\Delta K_{ef}$  correspondente aos ensaios realizados em provetes  $\leq$ CT e  $\leq$ CB. Comparação com a curva obtida com provetes CT.

Os valores de  $\Delta K_{ef}$  foram calculados utilizando os valores do parâmetro de fecho da fenda  $U$ . Pode observar-se uma concordância bastante boa entre os resultados obtidos nos ensaios conduzidos com provetes CB e  $\leq$ CT, para os dois modos de solicitação, tracção e flexão e, também, entre estes e os resultados expressos através da curva média obtida com provetes CT. Por conseguinte, as velocidades de propagação para fendas superficiais e fendas penetrantes são iguais quando correlacionados com  $\Delta K_{ef}$ , independentemente do modo de solicitação. O fecho da fenda explica, portanto, não só a influência da tensão média na velocidade de propagação, mas também a influência da geometria da fenda, modo de solicitação e direcção de propagação, em fendas semi-elípticas.

#### 4. CONCLUSÕES

1. A tensão média apresentou uma forte influência na velocidade de propagação da fenda quando correlacionada em função de  $\Delta K$ , tanto no regime I como no regime II.

2. A curva de propagação  $da/dN$ - $\Delta K$  apresentou uma forma multilinear descrita por vários equações da lei de Paris com expoentes  $m$  diferentes. Os valores de  $\Delta K$  onde se observa a transição correspondem aproximadamente à condição de igualdade entre a altura da zona plástica cíclica,  $r_c^{90^\circ}$ , e o tamanho médio de grão desta liga. A rugosidade das superfícies de fractura também apresenta um mínimo para estes valores de  $\Delta K$ . A observação das superfícies da fractura através de microscopia electrónica de varrimento revelou a existência de diferentes mecanismos de propagação acima e abaixo destes pontos explicando assim o comportamento multilinear das curvas de propagação.

3. A velocidade de propagação quando correlacionada em função da gama efectiva do factor de intensidade de tensões,  $\Delta K_{ef}$ , calculado através do parâmetro de fecho da fenda  $U$ , não apresentou influência significativa da tensão média, modo de solicitação e geometria da fenda. Portanto,  $\Delta K_{ef}$  é o parâmetro que controla a propagação de fendas em fadiga para a liga de alumínio 5083-O.

4. A velocidade de propagação para o ponto de máxima profundidade,  $da/dN$ , é mais elevada do que a velocidade para os pontos de intercepção com a superfície,  $dc/dN$ , quando correlacionadas com  $\Delta K$ . Esta diferença foi explicada em virtude dos diferentes estados de tensão que existem para os dois pontos. Em estado plano de tensão o fecho da fenda induzido por plasticidade é mais elevado do que em estado plano de deformação. Porém, quando a velocidade de propagação é correlacionada em função de  $\Delta K_{ef}$ , não é observada diferença significativa para as velocidades de propagação, segundo as duas direcções,  $da/dN$  e  $dc/dN$ .

#### 5. AGRADECIMENTOS

This work was financed by the Structures and Materials Panel of AGARD/NATO under the Program Additional Support to Portugal (Project P64-Short crack studies).

#### 6. REFERENCIAS

- [1] Stannard, D.M. e Smith, B.L. - "Recent Advances for Use of Aluminum Offshore", Proc. da Conf. "Eighth International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering", The Hague, pgs. 299-307, 19-23 de Março de 1989.
- [2] Costa, J.D., Branco, C. M. e Radon, J.C. - "Fracture Toughness Evaluation in a Medium Strength Al-Mg Alloy", apresentada na 6ª Conferência Europeia de Fractura, Amsterdão, Holanda, pgs. 537-548, Junho de 1986.
- [3] Thorpe, T.W., Scott, P.M., Rance, A. e Silvester, D. - "Corrosion fatigue of BS



4360:50D Structural Steel in Sea Water", Int. J. of Fatigue, vol. 5, N° 3, pgs. 123-133, 1983.

- [4] Foroughi, R. - "Fatigue Resistance of Structural Steel under Random Loading", PHD tese, Imperial College, Universidade de Londres, 1985.
- [5] Lee, K.S, Yu, L. J., Jin, Z. H. e Lieng, K. Z. - "Experimental Research on Surface Crack Propagation Laws for Low Alloy Steel.", Engng. Fract. Mech., vol. 16, N° 1, pgs. 105-113, 1982.
- [6] Elber, W. - "The Significance of Fatigue Crack Closure", ASTM, STP 486, pgs. 230-240, 1971.
- [7] Kikukawa, M., Jono, M. Tanaka, K., Proc. 2nd Conference Mechanical Behavior of Materials, Boston (1976) p. 254.
- [8] American Society for Testing and Materials - "Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above  $10^{-5}$  m/cycle", Annual Book of ASTM Standards, Part. 10, E 647-82, 1982.
- [9] Newman, J.C. e Raju, I.S. Jr. - "An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for the Surface Crack", Engng. Fract. Mech., vol. 15, N° 1-2, pgs. 185-192, 1981
- [10] Wilkins, M.A. e Smith, G.C. - "Dislocation Structures Near a Propagating Fatigue Crack in an Aluminium-0.5% Magnesium Alloy", Acta Met., vol. 18, pgs. 1035-1043, 1970
- [11] Yoder, G. R., Cooley, L.A. e Crooker, T.W. - "On the Role of Microstructure in the Growth of Fatigue Cracks", Proc. da conf. "Fatigue 84 - Int. Conf. on Fatigue and Fatigue Thresholds", edição de C. J. Beevers, EMAS Ltd., Warley, Reino Unido, pgs. 351-360, 1984.
- [12] Fleck, N.A., Smith, I.C.F. e Smith, R.A. - "Closure Behaviour of Surface Cracks", Fat. of Engng. Mat. and Struct., vol. 6, N° 3, pgs. 225-239, 1983.

## TENACIDAD DE CHAPAS DE ACERO MICROALEADO DE DIFERENTE ESPESOR OBTENIDAS SEGUN DIFERENTES PROGRAMAS DE LAMINACION

F.J.Belzunce\*,E.Arraiza\*\*,C.Rodriguez\* y C.Arce\*\*\*

\*Instituto Tecnológico de Materiales.Parque Tecnológico de Asturias.33428 Llanera

\*\*E.T.S.Ingenieros Industriales(Universidad de Oviedo).Carretera de Castiello s/n.33204 Gijón

\*\*\*Dto.Investigación Chapa Gruesa.ENSIDESA.33400 Avilés

**Resumen.** Se ha determinado la tenacidad al impacto en un amplio rango de temperaturas en dos lotes de chapas de acero de diferente espesor obtenidos respectivamente por laminación controlada intensa y laminación convencional y normalizado. Asimismo, se han obtenido las correspondientes curvas de variación del CTOD con la temperatura. Finalmente se ha tratado de obtener algún tipo de correlación entre los ensayos de impacto y el CTOD en esta familia de aceros.

**Abstract.** The low temperatures impact toughness of two steel sheet batches of different thicknesses have been obtained. One of them had been produced by intensified controlled rolling and the other by means of conventional rolling and normalizing. Also, the variation of the CTOD parameter with the temperature have been evaluated. Finally, we have look for some kind of correlation between the impact values and the CTOD results.

### 1. INTRODUCCION

En este trabajo se presentan los resultados obtenidos en diferentes ensayos de determinación de la tenacidad a baja temperatura en aceros microaleados con niobio y vanadio de bajo carbono y alto límite elástico, que se emplean en la fabricación de elementos de estructuras tipo "off-shore".

En este tipo de aplicaciones se requieren aceros fácilmente soldables (carbono equivalente inferior a 0,4), con buenas características mecánicas y muy bajas temperatura de transición, con el fin de soportar las agresivas condiciones de servicio que deben soportar las mencionadas estructuras.

En estos casos, en los que se exige un control de calidad de los materiales muy exhaustivo, que implica la ejecución de un amplio programa de ensayos mecánicos entre los que se incluyen ensayos de CTOD, resultaría

igualmente muy útil la obtención de alguna correlación que permitiera predecir, aunque fuera de modo aproximado, el comportamiento de estas estructuras en presencia de grietas a partir de los convencionales ensayos de impacto (tenacidad Charpy).

### 2. ACEROS

La Empresa Nacional Siderúrgica ENSIDESA ha elaborado dos coladas correspondientes a un acero para aplicaciones en estructuras "off-shore" tipo TLP50 AZ. Con la primera de ellas, denominada LC, se llevó a cabo un programa de laminación controlada para fabricar chapas de 20, 24 y 30 mm de espesor. La segunda colada, identificada como LN, se utilizó para obtener, tras laminación convencional seguida de un tratamiento térmico de normalizado, chapas de similares características de 30, 50 y 70 mm de espesor.

La composición química de las dos coladas se reflejan en la Tabla 1. Destacamos el superior contenido en manganeso y la adición de vanadio necesarios para obtener mediante laminación convencional unas características mecánicas similares a las de las chapas sometidas a tratamiento termomecánico.

**Tabla 1.** Composición química de los aceros.

	LC	LN
% C	0.11	0.11
% Mn	1.48	1.60
% P	0.011	0.018
% S	0.005	0.003
% Si	0.32	0.26
% Ni	0.28	0.01
% Cr	0.02	0.04
% Nb	0.033	0.029
% V	-	0.057
% N	0.0004	0.011
% Al	0.030	0.035

### 3. PROPIEDADES MECANICAS

La Tabla 2 muestra los resultados de los ensayos de tracción realizados con todas estas chapas. Los valores presentados son valores medios correspondientes tanto a probetas extraídas longitudinalmente como transversalmente de la cabeza y también del pie de las chapas, dado que estos productos no mostraron diferencias significativas en relación a la situación de extracción de las muestras en estos ensayos.

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas a tracción y dureza

	$\sigma_{ys}$ (MPa)	R (MPa)	A (%)	HV30
LC-20	462	558	26	164
LC-24	427	545	26	161
LC-30	409	530	26	162
LN-30	372	509	30	151
LN-50	364	508	33	151
LN-70	315	502	33	145

Se observa que el lote de chapas obtenido por laminación controlada muestra unos niveles de resistencia mas altos que las chapas sometidas a laminación convencional y normalizado, e igualmente se hace notar una influencia significativa del espesor final del producto en ambos lotes.

También se ha realizado la valoración de la tenacidad al impacto en una amplia gama de temperaturas (desde temperatura ambiente hasta -80°C), determinándose tanto la energía absorbida como el porcentaje de fractura dúctil y la expansión lateral.

Los resultados que se exponen en la Tabla 3 corresponden a probetas transversales extraídas de la cabeza y del pie de la chapa. Esta tabla recoge las temperaturas de transición definidas para una energía absorbida en el impacto de 40J y para un 50% de fractura dúctil, junto con los valores de la tenacidad a -60°C. Todos estos datos han sido deducidos de las curvas de variación de la tenacidad con la temperatura obtenidas en los ensayos de impacto.

**Tabla 3.** Temperaturas de transición y energía de impacto a -60° C

	40 J (°C)	FATT 50% (°C)	KCV-60 (J)
LC-20	-80	-47	75
LC-24	-83	-50	108
LC-30	-105	-56	128
LN-30	-98	-60	188
LN-50	-76	-36	104
LN-70	-52	-2	24

Los resultados del ensayo de impacto de las seis chapas estudiadas son bastante similares a excepción de la de mayor espesor (LN-70), que muestra claramente unos niveles de tenacidad muy inferiores.

La microestructura de todas estas chapas era ferrito-perlítica de grano fino, y únicamente la chapa de mayor espesor mostraba un grano ferrítico superior al de las demás.

### 4. ENSAYOS CTOD

Finalmente hemos efectuado ensayos sobre probetas transversales agrietadas con el fin de determinar la abertura crítica del frente de grieta (CTOD). Los ensayos se han realizado según las correspondientes normas BS y ASTM [1,2], habiéndose utilizado la probeta estándar con las chapas de laminación controlada y probetas subsidiarias (con un ancho igual al espesor) en las demás.

Estos ensayos se ejecutaron en una máquina oleohidráulica de ensayos dinámicos MTS 810 de 250 kN de capacidad máxima de carga. Se utilizaron temperaturas de ensayo comprendidas entre temperatura ambiente y -110°C, para lo que se incorporó a la máquina de ensayos una cámara frigorífica, utilizándose nitrógeno líquido como medio de enfriamiento.

La velocidad de desplazamiento del pistón de carga en el curso del ensayo fue de 0,01 mm/s. Todos los ensayos se ejecutaron hasta la rotura total de la probeta, salvo en aquellos casos de comportamiento muy tenaz en los que se continuó el ensayo hasta sobrepasar holgadamente la carga máxima del registro fuerza-abertura de la boca de la entalla.

Los parámetros críticos CTOD se obtuvieron en el punto de inestabilidad en el que ocurría la rotura catastrófica de la probeta, y solo cuando ésta no tenía lugar, se utilizó el punto correspondiente a la carga máxima del registro gráfico del ensayo.

La Tabla 4 refleja el valor del CTOD de todas estas chapas a  $-10^{\circ}\text{C}$  y también la temperatura de transición determinada para un valor del CTOD de 0,25 mm. Estos parámetros han sido obtenidos de las correspondientes representaciones gráficas del CTOD frente a la temperatura.

**Tabla 4.** Resumen de los resultados de los ensayos CTOD.

	CTOD 0.25 ( $^{\circ}\text{C}$ )	CTOD $-10^{\circ}\text{C}$ (mm)
LC-20	-66	1,0
LC-24	-65	1,1
LC-30	-67	1,1
LN-30	-100	1,4
LN-50	-90	1,7
LN-70	-20	0,4

El hecho mas significativo es el superior comportamiento de las chapas obtenidas mediante laminación convencional y normalizado, si se exceptua la chapa mas gruesa (LC-70), que experimenta un enorme descenso de la tenacidad.

## 5. DISCUSION

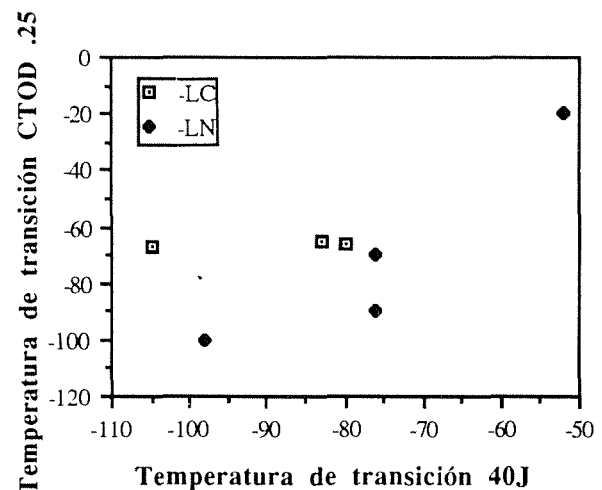
Los dos lotes de chapas evaluados en este trabajo se habían fabricado con el fin de cumplir la norma API SPEC 2W [3] en productos de diferente espesor. Las chapas de menor espesor se conformaron utilizando programas de laminación controlada intensos, es decir realizando la última fase de la laminación por debajo de la temperatura  $A_{r3}$  del acero [4]. Por otro lado, el resto de las chapas se obtuvieron, previa modificación de la composición química, tras laminación convencional y tratamiento térmico de normalizado, ya que no es posible realizar en las instalaciones actuales de ENSIDESA la laminación controlada en chapas de gran espesor. La chapa de 30mm se tomó como referencia.

Las características mecánicas de los productos finales no son exactamente idénticas: el lote de chapas procedentes de laminación controlada muestran una mayor resistencia mecánica y menor ductilidad y tenacidad que las demás, sin duda debido a que la microestructura de estas chapas muestra una distribución granulométrica diferente como consecuencia de haber realizado las últimas pasadas de la laminación en la región de ferrita mas austenital [5]. Sin embargo los valores de la tenacidad medidos en los ensayos CTOD no son muy diferentes en el conjunto de todas las chapas a excepción de la de 70 mm de espesor.

La chapa de 70 mm de espesor muestra un límite elástico muy bajo y un comportamiento fragil, que se justifica porque en este espesor el enfriamiento del normalizado no fue lo suficientemente enérgico y no se obtuvo el afino deseado de grano que se busca en estos productos.

### 5.1. Correlación entre la tenacidad al impacto y el parámetro CTOD

Otro de los objetivos de este estudio era buscar en esta familia de aceros algun tipo de correlación entre la tenacidad medida en ensayos convencionales de impacto y los parámetros elastoplásticos de fractura. Otros investigadores ya han obtenido este tipo de correlaciones con otras familias de acero [6,7]. La Figura 1 es la representación conjunta de las temperaturas de transición para un CTOD de 0,25 mm y una energía absorbida en el impacto de 40J. Es necesario destacar que la dispersión de los resultados es bastante grande a pesar de que los aceros comparados habían mostrado características muy similares.



**Fig. 1.** Comparación de temperaturas de transición, medidas de ensayos de impacto y CTOD en los aceros estudiados.

Finalmente la Figura 2 muestra también los resultados de las temperaturas de transición medidas en ensayos de impacto y CTOD junto a datos bibliográficos [7] de aceros de características mecánicas bastante similares a los analizados en este trabajo. Es preciso destacar ahora que nuestros resultados están muy alejados de las correlaciones que mostraban los datos mencionados.

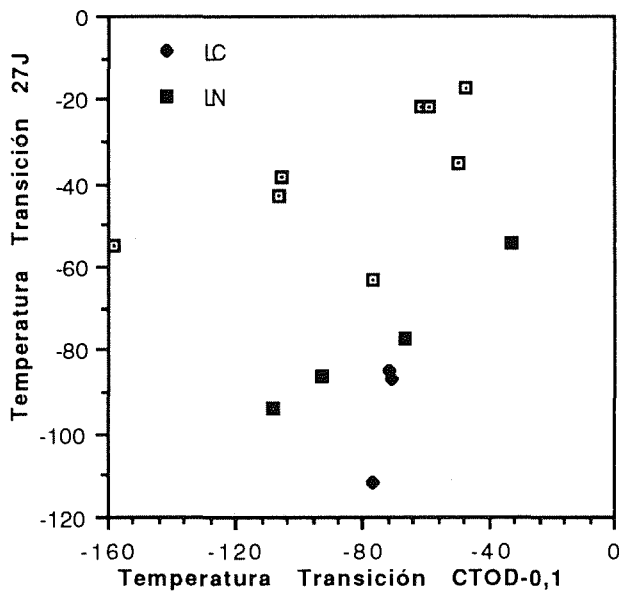


Fig. 2. Correlaciones de tenacidad de los aceros estudiados con datos bibliográficos.

### 6. CONCLUSIONES

Los aceros microaleados obtenidos mediante técnicas de laminación controlada y laminación convencional mas normalizado han mostrado tenacidades altas y temperaturas de transición muy bajas, tanto en los ensayos de impacto como en los de CTOD, a excepción de la chapa de 70 mm de espesor. Además, con la citada excepción, las diferencias de comportamiento en los casos analizados no eran especialmente significativas.

Por otro lado, el intento de correlacionar las tenacidades medidas en ensayos de impacto con los datos de los ensayos CTOD no han fructificado, dado que la dispersión encontrada ha sido muy grande y además los resultados obtenidos con nuestros aceros se alejan de manera apreciable de las correlaciones que habían encontrado otros autores con materiales parecidos.

### 7. AGRADECIMIENTOS

Todos los autores de este trabajo agradecen la financiación concedida por la Fundación para el Fomento en Asturias de la Investigación Científica Aplicada y la Tecnología (FICYT) para la ejecución de este Proyecto de Investigación.

### 8. REFERENCIAS

- [1] British Standard Institution, "Methods for crack opening displacement (COD) testing", BS 5762 (1982).
- [2] American Society for Testing and Materials, "Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurements", ASTM E1290, (1989).
- [3] American Petroleum Institute, "Specification for steel plates for offshore structures produced by thermo-mechanical control processing", API Specification 2W, 2ª Edition (Julio, 1990).
- [4] De Ardo A.J. et al., "Thermomechanical processing of steels", ASM Handbook, volume 4, Heat Treating, 237-255 (1991).
- [5] Tamura I. et al., "Thermomechanical processing of high strength low alloy steels", Butterworths, Londres (1988).
- [6] Rolfe S.T. y Barsom J.M., "Fracture and fatigue control in structures", Prentice-Hall Inc., New Jersey (1977).
- [7] Dolby R., "COD and Charpy test data correlation", Welding Institute, Reino Unido (1981)

## COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LA FUNDICIÓN ESFEROIDAL AUSTEMPLADA (ADI).

J.M Prado, A. Pujol, J. Cullell, J. Tartera

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. UPC, Barcelona.

**Resumen.** En el presente trabajo se ha efectuado un estudio sobre el comportamiento a fatiga de una fundición de grafito esferoidal con un tratamiento de austemplado a 270 °C, 300 °C, 340 °C y 370 °C. Para ello se han realizado ensayos de fatiga a flexión rotativa en probetas con y sin entalla, obteniendo las curvas de Wöhler para cada una de las temperaturas. A continuación se intenta explicar como afectan los diferentes parámetros del material (tamaño y forma de los grafitos, dureza del material,...) en el límite de fatiga. Finalmente se contrastan los resultados que se han obtenido experimentalmente, con el modelo propuesto por otros autores, sobre el papel que desempeñan las inclusiones o defectos en el límite de fatiga de los aceros.

### 1.INTRODUCCIÓN

La fundición esferoidal ha evolucionado durante las últimas décadas para obtener mejores propiedades mecánicas de resistencia y tenacidad. El avance más reciente en este sentido lo constituye la fundición nodular austemplada (ADI) [1,2]. En esta fundición el tratamiento térmico de austemplado da lugar a una estructura que es una mezcla de ferrita bainítica y austenita retenida enriquecida en carbono. Las propiedades mecánicas obtenidas son de gran interés práctico al combinar elevada resistencia mecánica (1000-1500 MPa), aceptable ductilidad (3-15%) y tenacidad (40-90 MN·m<sup>(-3/2)</sup>) [3,4]. Por tanto, el uso de la fundición ADI ha ido aumentando

en los últimos años y muchas piezas mecánicas como bielas, cigüeñales, e incluso engranajes han sido sustituidas, o están en camino, por este material con claras ventajas económicas y energéticas.

La extensión del uso de este material a componentes mecánicos comprometidos requiere del conocimiento profundo de su comportamiento ante sollicitaciones mecánicas de distinto tipo. Es quizás la resistencia a fatiga una de las propiedades menos conocidas de este material y más necesarias en el diseño mecánico. Con la intención de tratar de contribuir a mejorar el conocimiento del comportamiento de la fundición ADI en este aspecto, se presentan en este trabajo los resultados obtenidos sobre el comportamiento

a fatiga a flexión rotativa en probeta lisa y entallada en una fundición esferoidal con diferentes tratamientos de austempleado. El comportamiento observado se explica a través de considerar los nódulos de grafito como entallas en el material cuya severidad depende de su tamaño. Otros modelos, como el Murakami [5,6], que proponen considerar los defectos internos en materiales de alta resistencia como grietas que se propagarán cuando la combinación de tamaño y esfuerzo aplicado alcance el valor umbral  $\Delta K_{th}$ , resultan no aplicables en este caso.

**2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES.**

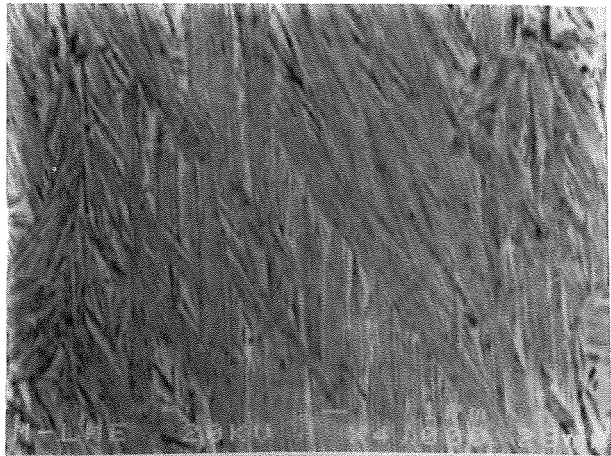
La composición química de la fundición utilizada se muestra en la tabla 1.

Ct	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo
3,52	2,60	0,01	0,01	0,20	0,03	0,41	0,73	0,2

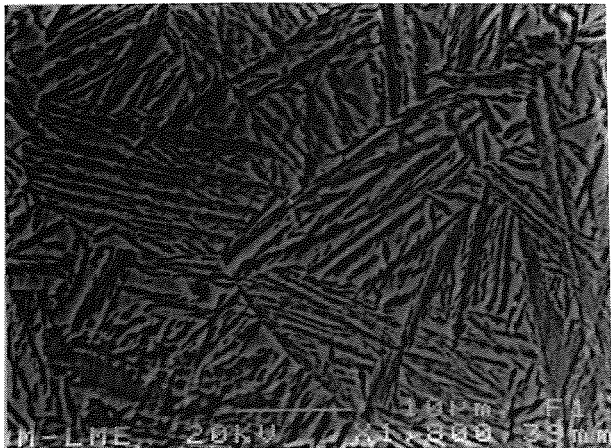
**Tabla 1. Composición química de la fundición ADI.**

El tratamiento a consistido en una austenización durante 45 minutos a 900°C seguida por un mantenimiento isoterma durante 60 minutos en un baño de sales, a cuatro temperaturas diferentes de 370°C, 340°C, 300°C, y 270°C. Las microestructuras obtenidas para estos tratamientos térmicos se estudiaron por medio de microscopia de barrido electrónico y se muestran en las figuras 1a, 1b, 1c, y 1d. Se observa en todos los casos la presencia de ferrita bainítica con contenidos menores de austenita retenida y placas de ferrita más finas a medida que la temperatura disminuye.

En la tabla 2. se muestran las propiedades mecánicas de resistencia, ductilidad, y tenacidad obtenidas con anterioridad para este material [3]



**Fig. 1a. Tª de austempleado de 270 °C.**



**Fig. 1b. Tª de austempleado de 300 °C.**



**Fig. 1c. Tª de austempleado de 340 °C**

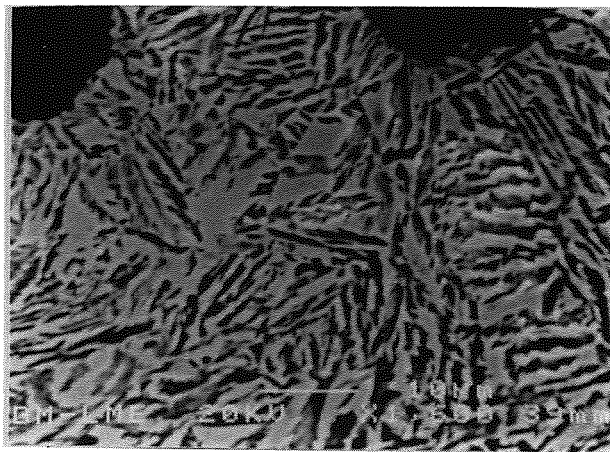


Fig. 1d. Tª de austemplado de 370 °C

	270	300	340	370	400
Rm	-	1230 MPa	1108 MPa	761 MPa	644 MPa
Re	-	1189 MPa	1063 MPa	942 MPa	970 MPa
$\alpha$	300 N/mm²	360 N/mm²	400 N/mm²	380 N/mm²	-
$\alpha_{ent}$	300 N/mm²	360 N/mm²	350 N/mm²	380 N/mm²	-
K <sub>ts</sub>	57MPavm	65 MPavm	70 MPavm	64 MPavm	-

Tabla 2. Propiedades mecánicas de la fundición ADI.

En la Figura 2. se muestra un histograma de la distribución de tamaños de nódulos de grafito, se observa que siguen una distribución log-normal con una cola que alcanza un valor máximo de 60 m.

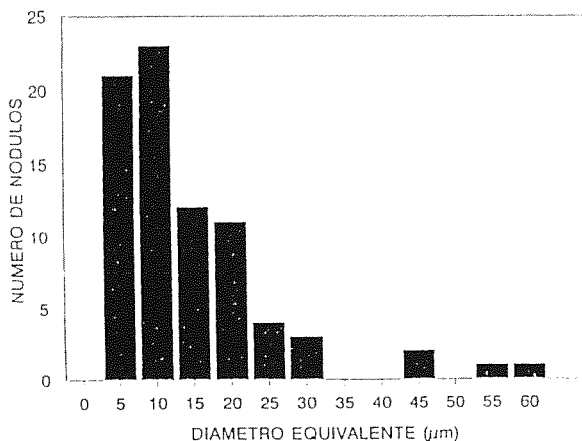


Fig. 2. Distribución del tamaño de los nódulos de grafito.

Los ensayos de fatiga a flexión rotativa se han realizado en una máquina Shenck modelo PUPN. En la probeta ensayada se mecanizo una entalla circular en el centro de su longitud con K<sub>t</sub>=1.5 y r=0.72 mm. La severidad de esta entalla es similar a la existente en el pie de diente de muchos engranajes.

### 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

En la figura 3 se muestran las curvas S-N de las probetas lisas.

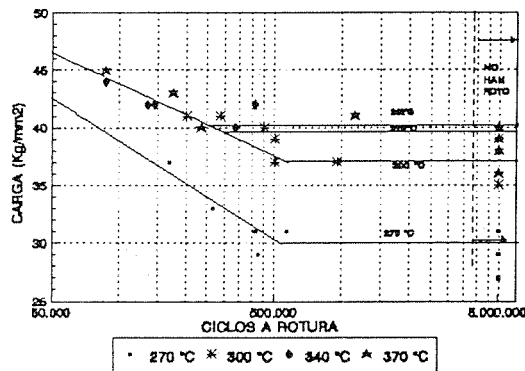


Fig. 3. Curvas S-N de las probetas lisas.

La dependencia del límite de fatiga con la temperatura de ensayo y dureza del material se muestran en las figuras 4 y 5 respectivamente. Se observa que se alcanza un máximo de la resistencia a fatiga para una temperatura de austemplado de 340 °C, a mayores temperaturas (370 °C) decrece suavemente mientras que para temperaturas superiores la disminución es mucho más acusada.

El resultado obtenido con probetas entalladas se recoge en la tabla 3 en la que también se incluyen los resultados en probeta lisa para efectos comparativos. Se puede observar como solo la probeta a 340 °C acusa los efectos de la entalla mientras que no es patente en las demás temperaturas.



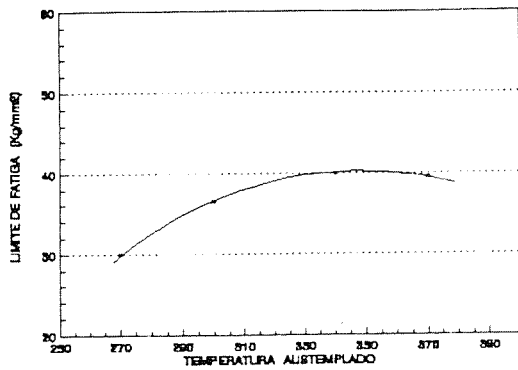


Fig. 4. Relación del límite de fatiga con la Temperatura.

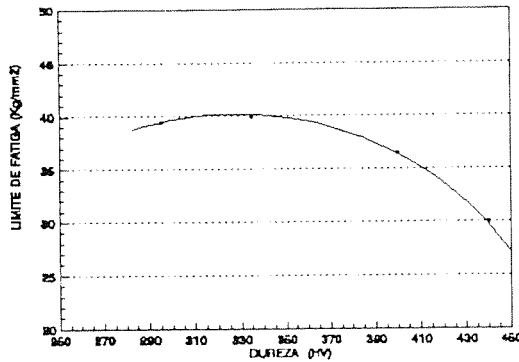


Fig. 5. Relación del límite de fatiga con la dureza.

Solo a 340 °C todas las roturas se nuclearon el la entalla, mientras que en los demás casos la nucleación de la grieta de fatiga tuvo lugar indistintamente en la entalla o fuera de ella.

	270	300	340	370	400
$\sigma_s$	300 N/mm <sup>2</sup>	365 N/mm <sup>2</sup>	400 N/mm <sup>2</sup>	395 N/mm <sup>2</sup>	-
$\sigma_{s,ent}$	290 N/mm <sup>2</sup>	355 N/mm <sup>2</sup>	355 N/mm <sup>2</sup>	385 N/mm <sup>2</sup>	-

Tabla 3. Límite de fatiga de la ADI en probetas con y sin entalla.

El valor del límite de fatiga de 400 MPa obtenido a 340 °C es comparable al de aceros bonificados entre 800 y 1000 MPa y muy superior al de las fundiciones perlíticas convencionales.

El estudio de los lugares de nucleación de las grietas de fatiga muestra que son los nódulos de grafito cercanos a la superficie y de mayor tamaño (Figura 6) los responsables del inicio de las grietas. La presencia ocasional en la superficie de microrechupes interdendríticos es también causa de nucleación preferencial de grietas de fatiga (Figura 7). Parece por tanto, claro que el control de la morfología y tamaño de los nódulos de grafito, así como de la presencia de defectos como son los poros interdendríticos es un factor de gran importancia en la mejora de las propiedades de fatiga de la fundición ADI.

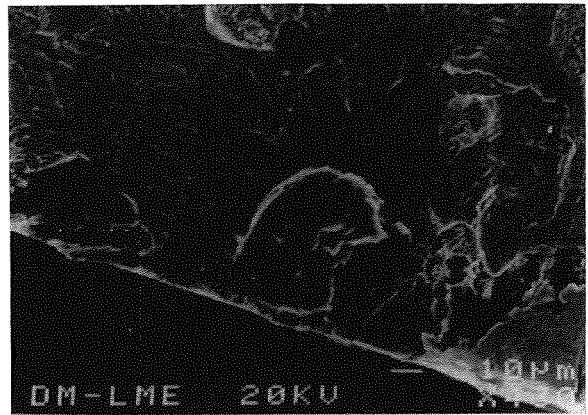


Fig. 6. Nucleación de grietas en grafitos cercanos a la superficie.

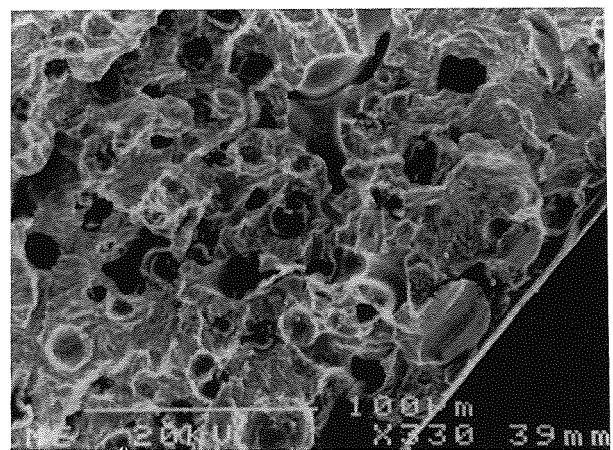


Fig. 7. Nucleación de grietas en microrechupes interdendríticos cercanos a la superficie.

#### 4. DISCUSIÓN.

Para comprender los posibles mecanismos de fatiga que operan en la fundición ADI, es importante determinar si existe una relación entre resistencia mecánica y límite de fatiga similar a la encontrada en los aceros. Esto se muestra en la figura 8 en la que se representa el límite de fatiga en función de la dureza Vickers, tanto para las fundiciones ADI estudiadas en este trabajo como para otras fundiciones ferrítico-perlíticas entresacadas de la literatura [7].

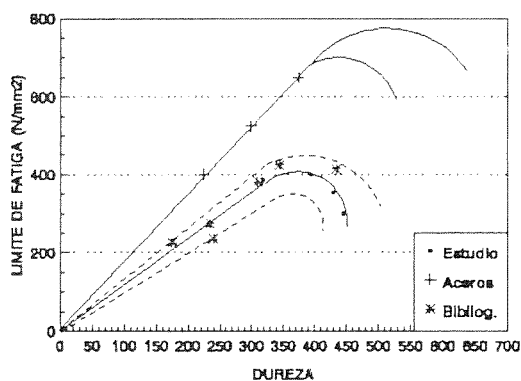


Fig. 8. Relación límite de fatiga dureza tanto para la fundición ADI como para los aceros.

Queda claro en esta figura, que en las fundiciones el límite de fatiga  $\sigma_f$  y dureza están ligados por una relación del tipo:

$$\sigma_f \approx 1,28 \text{ HV} \quad (\text{HV} < 330) \quad (1)$$

Como muestra la figura, la pendiente de la recta en las fundiciones es algo menor que en el caso de los aceros (1,6); de igual manera que en estos  $\sigma_f$  disminuye por encima de un cierto valor de la dureza ( $\sim 330$  HV). Este comportamiento es bien conocido en los aceros pero aún no ha sido explicado satisfactoriamente [5]. En líneas generales es achacado a la presencia de inclusiones no-metálicas, pero no está bien determinado el

papel que juegan. Uno de los modelos más atractivos para explicar este comportamiento es el desarrollado por Murakami [5,6]. Este autor considera inclusiones (en este caso sería los nódulos de grafito) como fisuras que se propagaran cuando su tamaño sea el crítico bajo el esfuerzo aplicado. En este caso el límite de fatiga viene determinado por el valor umbral de  $\Delta K_f$ , Para propagar las grietas y no por la nucleación de las mismas. Este autor halla una expresión para  $\Delta K_f$  del tipo:

$$\Delta K_f \approx 3,3 \cdot 10^{-3} \cdot (\text{HV} + 120) \cdot (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (2)$$

y para el límite de fatiga de:

$$\sigma_f \approx 1,43 \cdot (\text{HV} + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (3)$$

en donde  $\sigma_f$  es en MPa,  $\Delta K_f$  en  $\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ , area en  $\mu\text{m}^2$  y HV en  $\text{Kg}_f/\text{mm}^2$ . El area se refiere a la de la inclusión proyectada sobre la superficie de fractura. Este modelo podría explicar la dispersión de resultados como consecuencia de la dispersión de tamaños de inclusiones, pero no puede explicar la disminución continua de  $\sigma_f$  con la dureza pues ello requiere de la existencia de inclusiones cada vez mayores, aún para el caso de un mismo acero tratado a resistencias variables.

Los resultados encontrados en este trabajo pueden explicarse utilizando la teoría ya clásica de Neuber [8] sobre la sensibilidad a la entalla en materiales de alta resistencia. Por tanto consideramos los grafitos nodulares como entallas en el material en lugar de fisuras como hacia el modelo de Murakami.

En esta aproximación se define un factor "q" conocido como "factor de sensibilidad a la entalla" que es una medida de sensibilidad del material a la concentración de tensiones. Se define como:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (4)$$

en donde  $K_f$  es el factor de concentración de esfuerzos a fatiga y  $K_t$  el factor de concentración de esfuerzos. Peterson [9] encontró la siguiente relación para  $q$ :

$$q = \frac{1}{1 + a/r} \quad (5)$$

en donde  $r$  es el radio de la entalla y  $a$  es la llamada constante de Neuber: una constante dependiente del tamaño de grano y resistencia mecánica del material. Se le llama a veces "tamaño equivalente de grano" del material.

Al aplicar este modelo a nuestro material se debe tener en cuenta que solo muestran sensibilidad a los nódulos las fundiciones tratadas a 340°C, 300°C y 270°C, pues la de 370°C no se desvía del comportamiento general de las fundiciones esferoidales (figura 8). Los valores de  $K_f$  para cada una de las temperaturas citadas se puede deducir a partir del valor teórico de  $\sigma_f$  que se obtendría en la figura 8, prolongando la recta que relaciona el límite de fatiga con la dureza hasta el valor deseado de esta última y el valor real de  $\sigma_f$  encontrado experimentalmente. Por otro lado el valor de  $K_t$  de un nódulo de grafito es 3 al ser esférico. Según esto los valores de  $K_f$  y  $q$  hallados para las fundiciones ADI tratadas a 340°C, 300°C y 270 °C son los siguientes:

	270	300	340	370
$K_f$	1.83	1.46	1.18	-
$q$	0.46	0.23	0.09	-

La expresión (4) permite deducir la variación del parámetro "a" con la temperatura si se conoce el radio de la entalla causante de la fractura. En nuestro caso y como consecuencia del análisis de imagen y de la microscopia de barrido electrónico, se puede considerar que son los nódulos de grafito de mayor tamaño,  $r=30 \mu\text{m}$ , los responsables de la nucleación de las grietas de fatiga, según esto los valores de "a" para cada una de las temperaturas sería :

	270	300	340	370
a	0.035	0.100	0.303	-

Esta teoría debería permitir explicar también los resultados encontrados en probetas con entalla. De los resultados experimentales presentados se deduce que a 370°C no se aprecia sensibilidad a la entalla; a 340°C la entalla produce un apreciable efecto con un valor de  $K_f$  de 1.357 ( $K_t=1.5$ ) con una "q" de 0.71 y por tanto un valor de "a" de 0.288 mm que esta en buen acuerdo con el obtenido en probeta lisa en el modelo propuesto, aunque algo menor.

A 300°C el limite de fatiga en probeta entallada y lisa coinciden aproximadamente, por lo tanto en este caso  $K_f$  tiene un valor de 1.46 con una "q" de 0.92 y en consecuencia un valor de "a" de 0.062 mm también algo menor que en probeta lisa. A 270°C las probetas no muestran sensibilidad a la entalla y rompen por efecto de los nódulos de grafito, ello justifica pues que el límite de fatiga obtenido es el mismo que en probeta lisa por tanto  $K_f$  sería igual a 1.83 y "q" a 1.66 lo cual es imposible pues el máximo es 1.

La tabla 4 recoge todos los valores de  $\sigma_f$ ,  $K_f$ ,  $q$ , y  $a$  tanto en probeta entallada como lisa. El valor de "a" se ha calculado para los casos de nódulos de grafito nucleando las grietas de  $r=30 \mu\text{m}$  y  $20 \mu\text{m}$ . Se aprecia que quizás con este último valor se consigue mejor acuerdo

entre los resultados de probeta lisa y entallada. Esto sería lógico, pues la densidad de grafitos de tamaño  $r=20 \mu\text{m}$ . es mayor, y por tanto su probabilidad de encontrarlos en la superficie de la probeta.

	Probeta sin entalla				Probeta con entalla			
	370	340	300	270	370	340	300	270
$\sigma$ (MPa)	380	400	360	300	380	350	350	300
K.	-	1,13	1,46	1,83	-	1,357	1,46	-
q	-	0,03	0,23	0,46	-	0,71	0,92	-
a (30mm)	-	0,303	0,100	0,035	-	-	-	-
a (20mm)	-	-	0,06	0,023	-	-	-	-
a ent.	-	-	-	-	-	0,288	0,06	-

Tabla 4. Valores en probeta entallada y sin entallar.

## CONCLUSIONES

\* El límite a fatiga de la fundición ADI es aceptablemente buena.

\* Al igual que en los aceros mostrados, la resistencia a fatiga de la fundición ADI cae por encima de un cierto valor de dureza.

\* Esta caída es debida a la existencia de los nódulos de grafito que actúan como entallas en la resistencia del material.

- [4]. K. F. Mc Kenney, W. L. Bandle, P. G. Gerhard. AFS Trans. 92, 239, 1984
- [5]. Y. Murakami, S. Kodoma, S. Konuma. Int. J. Fatigue, 11, 291. 1989
- [6]. Y. Murakami, K. Matsuda. Trans. JSME, 52, 1492, 1986
- [7]. Metals Handbook. Vol 1, ASM pag. 36, 1990
- [8]. J. W. Provan, J. Mater. Educ. 11, 1, 1988
- [9]. R.E. Peterson. "Metal Fatigue" Ed. G. Sines, J. L. Waisman. pag. 193, Mac Graw-Hill 1959

## REFERENCIAS

- [1]. H. Morrogh, AFS Trans. 56, 72, 1948
- [2]. J.F. Janowak, R.B. Gundlach. AFS Trans. 85, 377, 1983
- [3]. J. Tartera, J. M. Prado, E. Roig, M. Marsal. Técnica Metalúrgica, 44, 11, 1989.

## MECANISMOS DE DEFORMACION PLASTICA POR FATIGA OLIGOCICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V TRATADA TERMICAMENTE.

J.M.Manero, F.J.Gil, J.J.Vázquez y J.A.Planell

Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,  
E.T.S.Ingenieros Industriales de Barcelona.  
Universidad Politécnica de Cataluña.  
Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

**Resumen.** Se ha estudiado el comportamiento a deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V tratada térmicamente a temperaturas superiores de la  $\beta$  transus. Se han realizado ensayos a diferentes deformaciones acumuladas llegando hasta fractura, observándose reblandecimiento cíclico hasta fractura después de un endurecimiento inicial de un máximo de tres ciclos. Mediante microscopía electrónica de barrido se observa la nucleación de grietas y mediante microscopía electrónica de transmisión se justifica el que a bajas amplitudes de deformación plástica la nucleación tenga lugar entre placas de Widmanstatten y a altas amplitudes de deformación plástica sea a través de las mismas.

**Abstract.** The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy heat treated at temperatures over its  $\beta$ -transus has been studied. Tests have been carried out at different cumulative strains up to fracture. It has been noticed that after an initial cyclic hardening of three cycles, cyclic softening takes place until fracture. The nucleation of cracks has been studied by means of scanning electron microscopy and transmission electron microscopy has been used to justify that at low plastic strain amplitudes nucleation takes place between Widmanstatten plates whilst at high plastic strain amplitudes nucleation take place across the Widmanstatten plates.

## 1.INTRODUCCION

Las aleaciones más ampliamente utilizadas de titanio son las que presentan en coexistencia las fases alfa y beta y concretamente la Ti-6Al-4V, que exhibe una excelente combinación entre resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión. Esta aleación puede ser tratada térmicamente a temperaturas superiores a  $\beta$  transus, que es de 1040°C; si la aleación en fase  $\beta$  es enfriada rápidamente se produce una transformación martensítica y si la velocidad de enfriamiento es lenta se obtiene una microestructura formada por placas  $\alpha$  de Widmanstatten y rodeadas por fase  $\beta$  (estructura Widmanstatten)(1).

El tratamiento térmico descrito anteriormente produce una rápida cinética de crecimiento de grano (2) y aunque los valores de límite elástico, resistencia a la tracción y ductilidad son inferiores que los correspondientes a la aleación tratada en la región  $\alpha + \beta$  (estructura "mill annealed"), la velocidad de propagación de grietas es menor en la estructura Widmanstatten (3-4). En trabajos anteriores (5-6) se ha observado la influencia de la microestructura en la

propagación de grietas por fatiga, siendo de destacar que la velocidad de propagación de grietas por fatiga es mucho menor en el material con estructura de placas de Widmanstatten que en el material denominado "mill annealed".

Aunque el comportamiento a fatiga de la aleación Ti-6Al-4V es bien conocido, no lo es tanto su comportamiento a deformación cíclica. Más aún, no existe en la literatura información abundante relativa a los mecanismos de deformación plástica de dicha aleación.

Los estudios de fatiga existentes de la aleación Ti-6Al-4V con estructura de placas  $\alpha$  Widmanstatten (tratada térmicamente) demostraron que las grietas se nuclean perpendiculares a las placas de Widmanstatten o a lo largo de interfaces  $\alpha$ - $\beta$  (4). Así mismo las subestructuras de dislocaciones observadas parecen reforzar la idea de que las grietas se generan en bandas de deslizamiento debido al deslizamiento planar característico de la estructura hexagonal (7).

Las pocas evidencias existentes demuestran que las grietas son paradas o desviadas en interfaces  $\alpha$ - $\beta$  conteniendo finas placas de  $\beta$  que se comportan como verdaderos anclajes de las grietas. Al ser la fase  $\beta$  más dúctil que la fase  $\alpha$ , aquella puede restringir la coalescencia de las grietas de placas individuales de fase  $\alpha$ , de manera análoga al comportamiento que ejercen las fibras ductiles como freno de las grietas de una matriz de material frágil en un material compuesto (7-8).

Finalmente debe señalarse que los mecanismos de deformación plástica sólo han sido estudiados con rigor en el caso del  $\alpha$ -Ti, con diferentes grados de pureza (9-11).

En el presente trabajo, en la actualidad en fase de desarrollo, se pretende analizar cuales son los mecanismos de deformación plástica que pueden conducir a la nucleación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V.

## 2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación Ti-6Al-4V utilizada en el presente trabajo ha sido gentilmente donada por Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. El material ha sido suministrado en cilindros de 12 mm de diámetro, forjado a 950°C y recocido a 700°C durante 2 horas y enfriado al aire.

La composición química de la aleación se muestra en la Tabla I, que satisface la norma ASTM F136-84 para la aleación Ti-6Al-4V para implantes quirúrgicos.

Tabla I. Composición química de la aleación objeto de estudio.

Al	V	Fe	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
6.1	4.0	0.11	0.021	0.09	0.010	0.003

Se mecanizaron probetas para la realización de los ensayos mecánicos, como muestra la Figura 1. Estas probetas fueron tratadas térmicamente a 1050°C durante 1 hora en un horno tubular con atmósfera controlada y enfriadas en el interior del horno a una velocidad aproximada de 4°C/min. La microestructura obtenida es de placas de  $\alpha$  Widmanstatten, rodeadas de fase  $\beta$ , como puede observarse en la Figura 2.

Se realizaron los ensayos de tracción con una máquina electromecánica de 100kN de capacidad a una velocidad de desplazamiento de mordazas de 1 mm/min. Los ensayos de deformación cíclica fueron realizadas con una máquina servohidráulica de 100kN bajo

control de deformación  $R_e=-1$ . La velocidad de deformación se mantuvo constante a  $6.5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Las amplitudes de deformación ensayadas fueron  $\pm 5, 7$  y  $12 \cdot 10^{-3}$ . Las probetas fueron ensayadas a diferentes números de ciclos y al menos una de las probetas fue llevada hasta fractura.

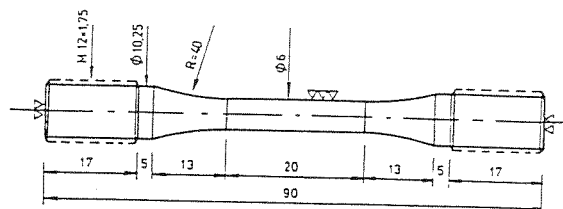


Fig. 1. Esquema de la probeta de fatiga.

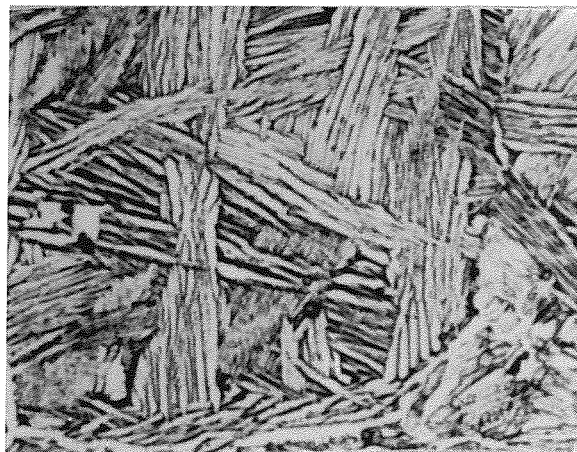


Fig. 2. Estructura metalográfica Widmanstatten.

Las muestras sin y con deformación fueron cortadas transversalmente en discos de 0.5 mm de espesor y 3 mm de diámetro. Estas muestras fueron adelgazadas por electropulido con mezcla de butilcelosolve, ácido perclórico y metanol a 10°C a una diferencia de potencial de 40 V y en algún caso mediante bombardeo iónico. Tales muestras fueron observadas en un microscopio electrónico de transmisión con portamuestras de doble inclinación.

## 3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

La curva tensión-deformación del ensayo de tracción, se observa en la Figura 3, expresándose los resultados en la Tabla II, estos valores muestran que la microestructura Widmanstatten tiene una diferencia de 300 MPa entre el límite de proporcionalidad y el límite elástico, esto significa que entre estos valores se produce una importante deformación plástica.

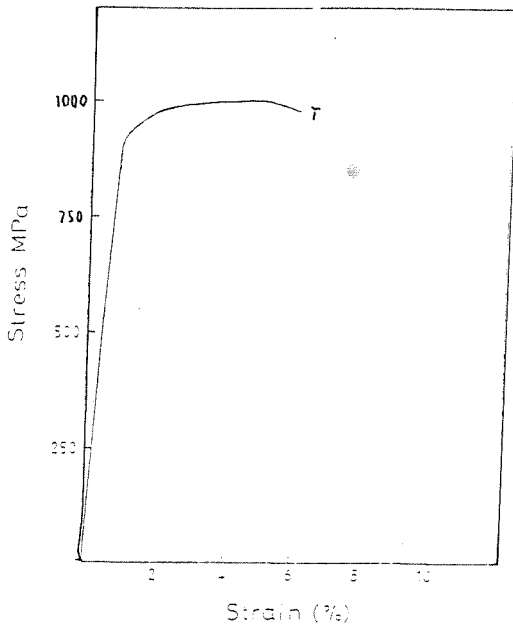


Fig.3. Curva tensión-deformación.

Tabla II. Resultados del ensayo de tracción.

Lim. Prop. (MPa)	Lim. Elast (MPa)	T Rotura (MPa)	% Alarg.	% Estr.
567	860	992	6	15

Cuando las muestras son sometidas a deformación cíclica a las diferentes amplitudes de deformación se observa un endurecimiento en los dos primeros ciclos seguido de un reblandecimiento hasta fractura (Figura 4). Se ha trazado la curva cíclica tensión-deformación cíclica, (Figura 5) construida para la deformación plástica y la tensión máxima de saturación para cada ensayo a las diferentes amplitudes de deformación total analizadas. Se ha tomado la saturación como la tensión a la cual la velocidad de reblandecimiento es mínima. Se observa a partir de esta curva que hay un endurecimiento cíclico y que el límite elástico de deformación cíclica es de 600 MPa.

A partir de los resultados del ensayo de tracción se puede observar que el límite de proporcionalidad es menor que las tensiones máximas alcanzadas a las diferentes amplitudes de deformación ensayadas. La Tabla III muestra estas tensiones y la amplitud de la deformación plástica a las diferentes amplitudes de deformación en el primer ciclo.

Por tanto, se deduce que en el primer ciclo las tensiones que se alcanzan para las amplitudes de deformación estudiadas son superiores al límite de proporcionalidad de la aleación y por tanto en el primer ciclo se produce endurecimiento del material por deformación plástica.

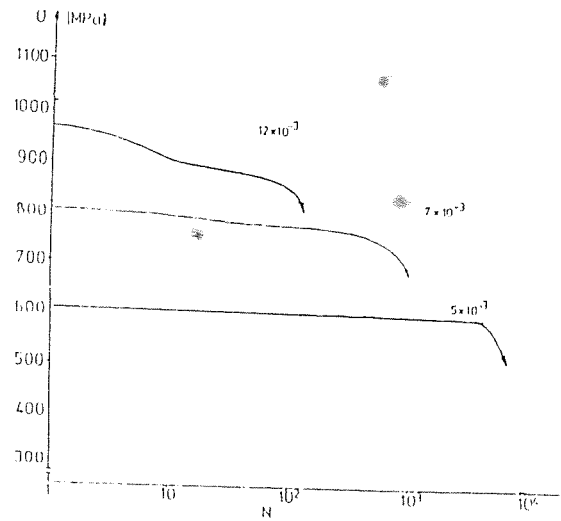


Fig.4. Curvas de reblandecimiento

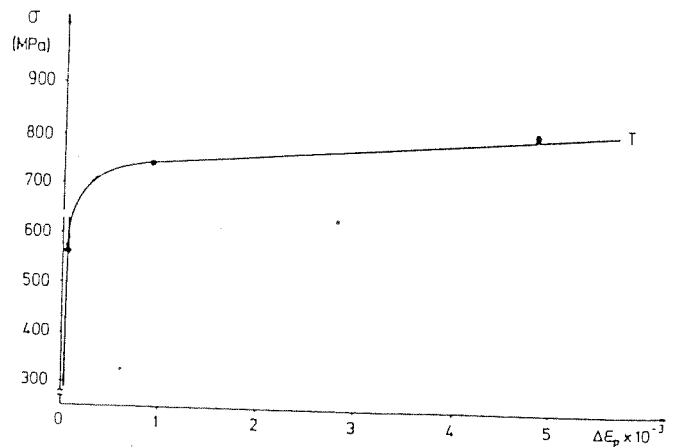


Fig.5. Curva tensión-deformación cíclica.

Tabla III. Amplitudes de deformación plástica y tensiones máximas en el primer ciclo a las amplitudes de deformación ensayadas.

$\Delta e_T$	$\Delta e_p$	$\sigma$ (MPa)
$\pm 5 \cdot 10^{-3}$	$\pm 1 \cdot 10^{-4}$	605
$\pm 7 \cdot 10^{-3}$	$\pm 1.5 \cdot 10^{-3}$	805
$\pm 12 \cdot 10^{-3}$	$\pm 4.1 \cdot 10^{-3}$	965

En estudios realizados mediante microscopía electrónica de barrido, se puede apreciar que aparecen grietas tanto a lo largo como a través de las placas de Widmanstatten a bajas amplitudes de deformación, tal como muestra la Figura 6. A medida que aumenta la amplitud de deformación, vemos que la nucleación de grietas tiende a localizarse en bandas de deslizamiento producidas a través de placas  $\alpha$  Widmanstatten. Las grietas siguen estas bandas de deslizamiento que están situadas aproximadamente perpendiculares a las colonias de placas de Widmanstatten, como se aprecia en la Figura 7. La densidad de estas bandas se incrementa con el aumento de la amplitud de deformación.

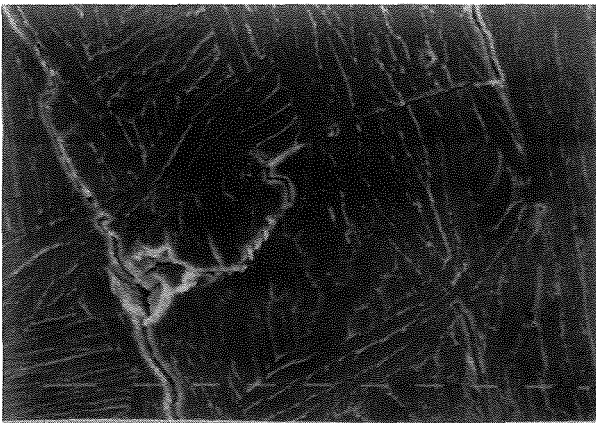


Fig.6. Morfología de las grietas.

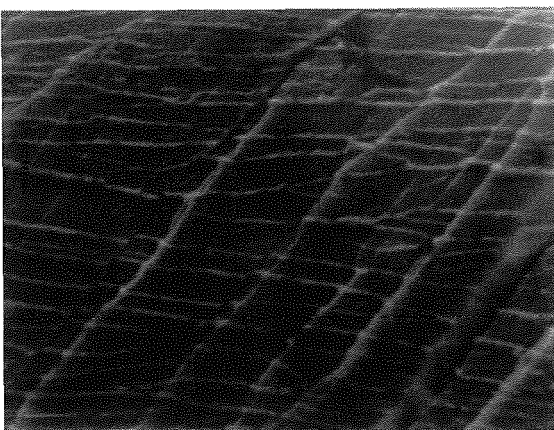


Fig.7. Bandas de deslizamiento

En orden a clarificar estos resultados, se ha realizado un estudio mediante microscopía electrónica de transmisión de la estructura sin deformar y posteriormente la deformada a las amplitudes de deformación de  $7 \times 10^{-3}$  y  $12 \times 10^{-3}$ , de las probetas

llevadas a rotura. Cuando analizamos muestras sin deformar, se observa que apenas hay dislocaciones (Figura 8). La fase  $\beta$  residual rodeando las placas de  $\alpha$  Widmanstatten pueden ser claramente identificadas, como muestra la Figura 9 mediante la técnica de campo oscuro. La difracción de electrones nos indica que la orientación cristalográfica de las placas  $\alpha$  Widmanstatten de una colonia es prácticamente idéntica para todas ellas. Este hecho, se pone de manifiesto claramente, cuando deformamos ciclicamente el material en donde aparecen subestructuras de dislocaciones orientadas de la misma manera, a lo largo de varias placas  $\alpha$  Widmanstatten de una misma colonia, como muestra la Figura 10.

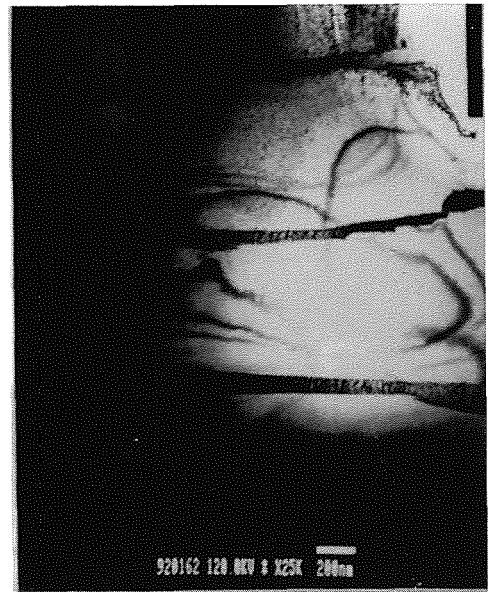


Fig.8. Placas de Widmanstatten sin deformar. Eje de zona  $[121]$



Fig.9. Placas de Widmanstatten sin deformar. Campo oscuro.



Se observa que durante la deformación cíclica se anclan dislocaciones a lo largo de la fase  $\beta$ . Este enmarañamiento de dislocaciones a lo largo de la fase  $\beta$  hace que aparentemente crezca el espesor de sus láminas. Así mismo se crean paredes de dislocaciones a partir de islotes de fase  $\beta$  existentes en la matriz  $\alpha$ .

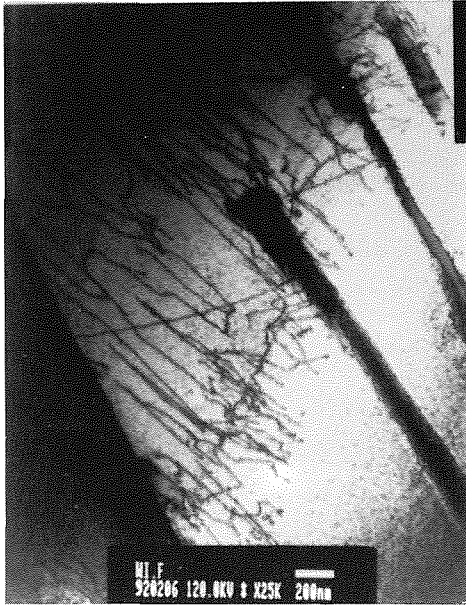


Fig.10. Subestructuras de dislocaciones. Eje de zona 011

Esta alta densidad de dislocaciones en la intercara  $\alpha$ - $\beta$ , así como la deformación incompatible de dichas fases puede ser la causa de la nucleación de las grietas en la interfase de  $\alpha$ - $\beta$ . El exceso de dislocaciones creadas en el límite elástico y su movimiento reversible dentro de las láminas de  $\alpha$  pueden explicar el reblandecimiento observado.

Para determinar la naturaleza de las dislocaciones responsables de acomodar la deformación plástica, se determina su vector de Burgers aplicando el criterio  $\vec{g} \cdot \vec{b} = 0$ , utilizando condiciones de doble haz. Para dicho estudio, se escoge una zona como muestra la Figura 11, donde se aprecia un entrecruzamiento de dislocaciones en las placas  $\alpha$  Widmanstätten.

Trabajando con ejes de zona [011] y [121] y utilizando diferentes vectores de difracción  $\vec{g}$  se llega a determinar que los vectores de Burgers de las dislocaciones presentes en la Figura 11 son todos de tipo  $\vec{a} = 1/3 \langle \bar{2}110 \rangle$ , de acuerdo con (11). Cabe señalar aquí la ausencia de maclaje y cómo la deformación plástica es acomodada por deslizamiento. Este es un hecho característico del  $\alpha$ -Ti de baja pureza

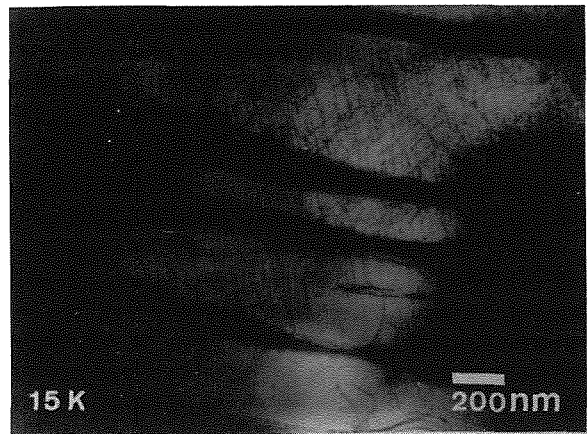


Fig.11. Entrecruzamientos de dislocaciones. Eje de zona 121

ensayado a bajas temperaturas. La presencia de aluminio en nuestra aleación, estabilizante de la fase  $\alpha$  parece ser responsable de este comportamiento (12).

Se pone de manifiesto que a medida que se aumenta la amplitud de deformación, aumenta el deslizamiento de tipo  $\vec{a}$ , mayoritariamente perpendiculares a la fase  $\beta$ , llegando incluso a producir verdaderas zonas de entrecruzamiento a elevadas deformaciones. Se puede observar en las microestructuras estudiadas que hay una distribución heterogénea de densidad de dislocaciones orientadas todas ellas en la misma dirección, como muestra la Figura 12.

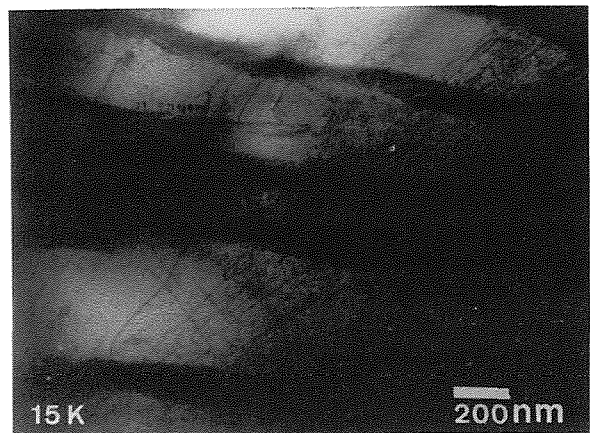


Fig.12. Dislocaciones de tipo  $\vec{a}$ . Eje de zona 121

Si analizamos muestras sometidas a amplitudes de deformación de  $12 \times 10^{-3}$ , se aprecia que aparte de lo observado anteriormente, se producen defectos planares

localizados en planos de máxima compacidad o basales. En la Figura 13, se observan estos defectos situados entre placas de  $\alpha$  Widmanstatten, con una orientación cristalográfica o eje de zona  $[121]$ . En la Figura 14, vemos la misma en campo oscuro, con lo que se pone de manifiesto que se trata de una zona del cristal con una orientación cristalográfica distinta de la matriz. Si estos mismos defectos, se observan con un eje de zona  $[100]$ , vemos que prácticamente se convierten en líneas (Figura 15). Mediante la correspondiente difracción de electrones podemos averiguar que estos defectos planares están situados en planos basales.

Por tanto, se observa que a medida que aumenta la amplitud de deformación, aparte de las intercaras  $\alpha$ - $\beta$ , existen zonas inestables propensas para la nucleación de grietas, tales como las bandas de deslizamiento probablemente debidas a estos defectos situados en planos basales y observadas a mayor amplitud de deformación. Este hecho, se había comprobado parcialmente al estudiar las muestras mediante SEM, donde se observaba que la nucleación y crecimiento de la grieta tendía a situarse en bandas de deslizamiento, siguiendo a éstas o perpendiculares a la fase  $\beta$ . La naturaleza de los defectos planares no ha sido todavía determinada, puesto que no ha sido posible esclarecer si se trata de micromaclas o de dislocaciones parciales con una falla de apilamiento entre ambas. Ambos mecanismos son posibles en el  $\alpha$ -Ti.

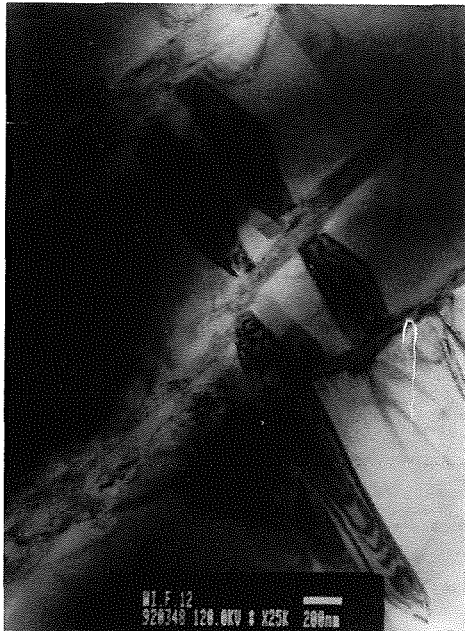


Fig.13. Defectos planares situados en planos basales.  
Eje de zona  $[121]$

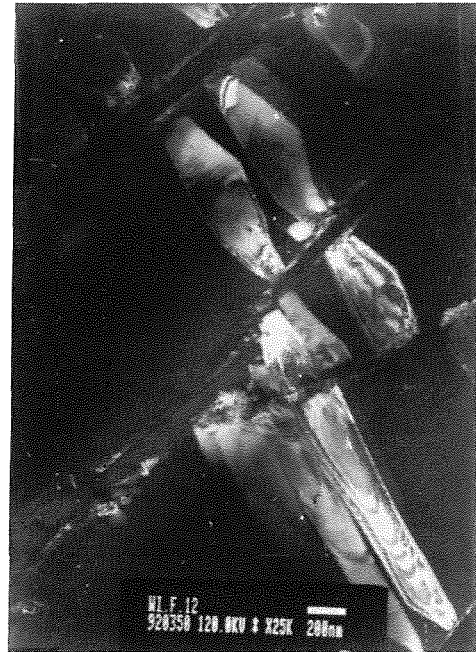


Fig.14. Defectos planares en campo oscuro.

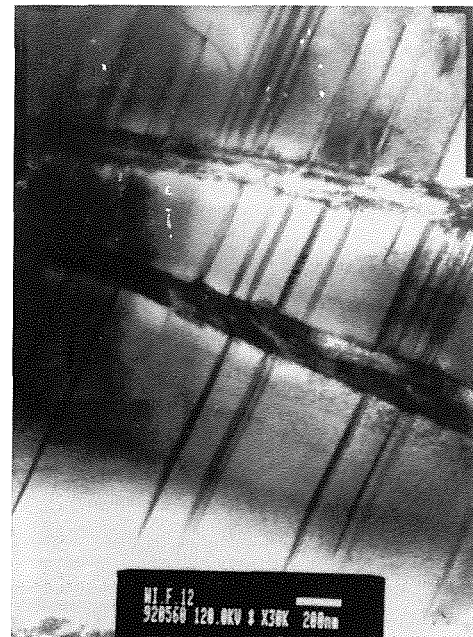


Fig.15. Defectos planares. Eje de zona  $[100]$

### Agradecimientos.

Los autores agradecen la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto MAT 90-0755 y a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. la donación de la aleación objeto de este estudio.

### Referencias.

1. Donachie M.J. "Titanium. A Technical Guide". Ed. M.J. Donachie. (1989) pp. 30-32. ASM international. Ohio.
2. Gil F.J. y Planell J.A. "Growth order and activation energies for grain growth of Ti-6Al-4V alloy in  $\beta$  phase". Scripta Metallurgica et Materialia. 25 (1991) pp.2843-2848.
3. Rhodes C.G. y Williams J.C. Metallurgical Transactions 6A. (1975) pp.1670-1671.
4. Gil F.J., Marsal M. y Planell J.A. "Influencia del tratamiento térmico sobre la nucleación y propagación de grietas por deformación cíclica en la aleación Ti-6Al-4V". Anales de Mecánica de la Fractura. vol. 9 (1992). p. 162.
5. Wells C.H. y Sullivan C.P. "Low-cycle fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V". Transactions of the ASM. vol. 62 (1969) pp. 263-267.
6. Wanhill R.J.H., Galatolo R. y Looije C.E.W. "Fractographic and microstructural analysis of fatigue crack growth in a Ti-6Al-4V fan disc forging". Int. J. Fatigue vol. 11 n.6 (1989) pp.407-416.
7. Hall I.W. y Hammond C. Proc. 2nd Int. Conf. on Titanium (editado por R.I.Jaffe y M.Burte), vol.1 (1973) p.715.
8. Hall I.W. y Hammond C. Mater.Sci. Engng. 26 (1972) p. 241.
9. Yoo M.H. "Slip, Twinning, and Fracture in Hexagonal Close-Packed Metals". Metallurgical Transactions 12A, (1981) pp.409-418.
10. Naka S. y Lasalmonie A. "Cross-slip on the first order pyramidal plane (10T1) of a-type dislocations [1210] in the plastic deformation of  $\alpha$ -titanium single crystals". Journal of Materials Science 18 (1983) pp. 2613-2617.
11. Naka S., Lasalmonie A., Costa P., y Kubin L.P. "The low temperature plastic deformation of  $\alpha$ -titanium and the core structure of a-type screw dislocations". Philosophical Magazine A vol. 57, n. 5 (1988) pp.717-740.
12. Benson D.K., Grosskreutz J.C. y Shaw J.J. Metallurgical Transactions 3A, (1972) pp. 1239-1248.

## EVOLUCION DE LA TENACIDAD A FRACTURA CON EL ENVEJECIMIENTO TERMICO A BAJA TEMPERATURA EN ACEROS INOXIDABLES "DUPLEX"

L. Sánchez; F. Gutiérrez-Solana; I. Gorrochategui; J. González

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

**Resumen:** En este trabajo se hace un estudio de la tenacidad a fractura de dos aceros inoxidable austenoferríticos, de especificación CF8M, con diferente composición química y distinto contenido en ferrita, envejecidos a baja temperatura (280, 350 y 400°C) durante tiempos comprendidos entre 300 y 14000 horas. De los dos aceros uno formó parte de una válvula de un circuito de refrigeración de una central energética y estuvo en servicio durante un tiempo neto de 10 años a la temperatura de 280°C, mientras que el otro forma parte de una colada experimental de contraste. La tenacidad se determina por la curva R de la integral J, definida siguiendo la normativa europea EGF P1-90, a partir del método de la probeta única. Los resultados obtenidos reflejan un descenso en la tenacidad a medida que aumenta el envejecimiento, medido por un parámetro que, para cada material, es función de los pares tiempo-temperatura.

**Abstract:** In this work fracture toughness characterization was carried out on two duplex stainless steels with different chemical composition and ferrite content, aged at low temperatures (280, 350 and 400°C) for times between 300 and 14000 hours. One of the steels, taken from a valve in a power station, was in service for 10 years at 280°C, the other one was part of an experimental cast. The toughness was determined by J-integral R-curve, in accordance with the European Recommendations EGF P1-90, and following the single specimen method. The results obtained show an important loss of toughness with aging, aging being measured by a parameter function of time-temperature for each material.

### 1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable austenoferríticos de moldería tienen una amplia variedad de aplicaciones en las industrias química, petrolífera y energética. Esta diversidad de uso es debido a que presentan ciertas ventajas sobre los aceros austeníticos tales como mayor límite elástico, buena soldabilidad, alta resistencia a la corrosión bajo tensión y gran resistencia a la fisuración en caliente de la pieza fundida. Todas estas mejoras en las propiedades son debidas a la presencia de la fase ferrítica en un porcentaje variable en torno al 20%.

El problema que presentan estos aceros es que son susceptibles a envejecimiento térmico en servicio a temperaturas entre 280 y 400°C. Diversos estudios [1-3] han puesto de manifiesto que el envejecimiento es debido principalmente a la descomposición espinodal de la ferrita, a la precipitación de fase G, también en la ferrita, y a la precipitación de carburos  $M_{23}C_6$  en las interfases ferrita-austenita.

El estudio de la fragilización está basado en el modelo de Trautwein y Gysel [4] en el cual se considera que el fenómeno de envejecimiento es un proceso térmicamente activado y sigue una ley tipo Arrhenius que relaciona

pares tiempo-temperatura (t, T) en la forma:

$$t_2 = t_1 \exp [U/R (1/T_2 - 1/T_1)] \quad (1)$$

supuestamente válida en un rango de temperaturas entre 280 y 400°C, siendo  $t_i$  el tiempo de reacción a la temperatura  $T_i$  medida en grados Kelvin, R la constante universal de los gases perfectos y U la energía de activación del proceso, en kcal/mol, que depende de la composición química [5]

$$U = - 43.64 + 4.76 \text{ Si} + 2.65 \text{ Cr} + 3.44 \text{ Mo} \quad (2)$$

Si se introduce en la expresión (1) el parámetro de envejecimiento P, cuyo valor es 1 para un envejecimiento de 10 horas a 400°C, se llega a la expresión:

$$10^P = t \exp [U/R (1/673.2 - 1/T)] \quad (3)$$

en la cual se puede observar que para la temperatura de 400°C (673.2 K) el parámetro P no depende de la energía de activación, siendo igual al logaritmo decimal del tiempo de envejecimiento expresado en horas.

Como medida de la fragilización existen un gran número de datos, tanto para materiales envejecidos en servicio como en el laboratorio a temperaturas entre 280 y 400°C, sobre valores de la resiliencia y la microdureza de la ferrita, en función del parámetro de envejecimiento P. Cabe destacar que existen muy pocos resultados de la tenacidad a fractura [6, 7], por lo cual se considera de gran interés el estudio de su evolución con la fragilización y la posibilidad de correlacionar dicha magnitud con la resiliencia.

## 2. MATERIAL

Inicialmente se dispone de un material envejecido en servicio durante un tiempo neto de 10 años a la temperatura de 280°C con un contenido teórico en ferrita del 14%.

Después de los estudios realizados sobre el fenómeno de fragilización [8, 9] y, en particular, tras el análisis de los efectos de la ferrita en dicha fragilización [10] se seleccionó una colada experimental con un contenido en ferrita teórico en torno al 20%.

En la Tabla 1 se presentan los resultados de los análisis químicos y del contenido en ferrita tanto teórico, a partir de la composición química, como experimental obtenido mediante metalografía cuantitativa en la caracterización microestructural [11]. A partir de ahora se identificarán los dos materiales como 12F y 18F en función de

los contenidos en ferrita estimados.

**Tabla 1.** Composición química (% en peso) y contenido en ferrita de los aceros CF8M ensayados.

ACERO	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	% F (teór)	%F (exp)
12F	0.035	0.70	1.10	18.6	10.4	2.00	14.0±2.4	12.2
18F	0.076	0.83	1.25	19.4	9.6	2.29	17.0±2.7	17.8

## 3. TRATAMIENTOS DE ENVEJECIMIENTO

A partir de la composición química se calcularon las energías de activación de los dos materiales, siguiendo la expresión (2), obteniéndose 17.5 y 21.6 kcal/mol para los aceros 12F y 18F respectivamente.

Con estas energías de activación se obtuvo para el acero envejecido en servicio, 12F, un valor del parámetro de envejecimiento P= 3.71 y se programaron sobre-envejecimientos artificiales para este acero hasta P= 4.30, mientras que para el acero 18F partiendo del material sin envejecer se pretende llegar hasta P= 4.00. En las Tablas 2 y 3, se muestran los envejecimientos programados para los dos aceros, partiendo para el acero 12F de su envejecimiento en servicio.

**Tabla 2.** Programa de envejecimiento para el acero 12F.

U=17.5 kcal/mol	400 °C	350 °C	280 °C
P=3.71	0 (5114 h)*	0 (14629 h)*	87660 h (87660 h)*
P=3.75	509 h (5623 h)	1456 h (16085 h)	8912 h (96572 h)
P=3.79	1054 h (6168 h)	3001 h (17630 h)	18029 h (105689 h)
P=4.00	4886 h (10000 h)	14000 h (28629 h)	-
P=4.30	14838 h (19952 h)	-	-

\* Envejecimiento equivalente en base a la energía de activación

**Tabla 3.** Programa de envejecimiento para el acero 18F.

U=21.6 kcal/mol	400 °C	350 °C	280 °C
P=2.50	312 h	1142 h	11350 h
P=3.50	3162 h	11540 h	-
P=4.00	10025 h	-	-

4. ENSAYOS DE TENACIDAD

Los ensayos de tenacidad se llevaron a cabo utilizando el método de la probeta única para determinar la curva R de la integral J, sobre probetas tipo CT de espesor 20 mm, mecanizadas con ranuras laterales de 2 mm de profundidad tras la fisuración previa al ensayo.

La metodología de análisis seguida fue la recomendada por la norma europea EGF P1-90 [12]. En la Figura 1 se muestra, a modo de ejemplo, el tratamiento de resultados realizado sobre una de las probetas ensayadas, en dicha figura se señala la zona de validez que exige la norma y se destacan los puntos utilizados para el ajuste de las curvas.

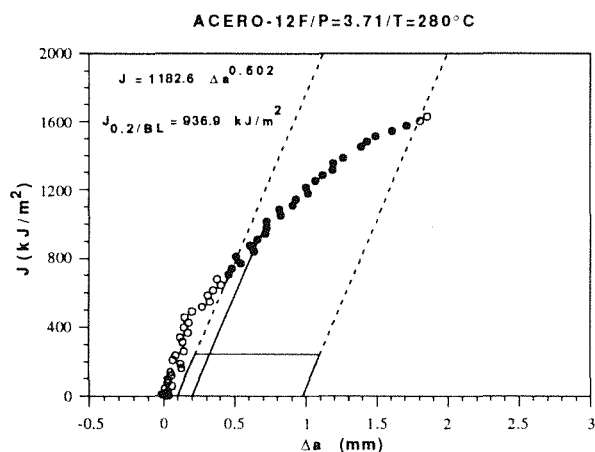


Fig. 1. Curva R para el acero 12F según recepción (P=3.71).

En las Tablas 4 y 5 se presentan, para los aceros 12F y 18F respectivamente, los valores de los parámetros con que se ajustaron las curvas R, utilizando una función del tipo

$$J = A (C + \Delta a)^D \tag{4}$$

junto con el valor de  $J_{0.2/BL}$  para cada uno de los ensayos realizados, reflejando también la temperatura de envejecimiento y el valor del parámetro P alcanzado en cada caso. Cabe destacar que sobre el acero 12F se han realizado ensayos sobre probetas de material envejecido a 280, 350 y 400°C, mientras que en el caso del acero 18F sólo se ha ensayado, hasta el momento, material envejecido a 400°C.

En las Figuras 2 y 3 se muestran las curvas teóricas más representativas de cada material, junto con los puntos a partir de los cuales se ajustaron dichas curvas, en fun-

ción del parámetro de envejecimiento.

Tabla 4. Resultados de los ensayos de tenacidad para el acero 12F.

T (°C)	P	t* (días)	A	C	D	$J_{0.2/BL}$ (kJ/m <sup>2</sup> )
280	3.71	-	1182.6	0	0.602	936.9
280	3.75	364	1059.7	0	0.463	812.9
280	3.75	364	1067.2	0	0.469	817.0
350	3.75	61	849.6	0	0.530	566.0
350	3.75	61	911.0	0.120	0.608	697.3
400	3.79	44	766.1	0.147	0.677	533.4
400	3.79	44	702.1	0.396	0.571	656.5
350	4.00	583	710.2	0	0.468	472.5

\* Tiempo de sobre-envejecimiento

Tabla 5. Resultados de los ensayos de tenacidad para el acero 18F.

T (°C)	P	t (días)	A	C	D	$J_{0.2/BL}$ (kJ/m <sup>2</sup> )
-	0	0	899.5	0.645	0.741	1107.7
400	2.50	13	707.0	0.579	0.723	747.9
400	3.50	132	387.1	0.572	0.988	350.5

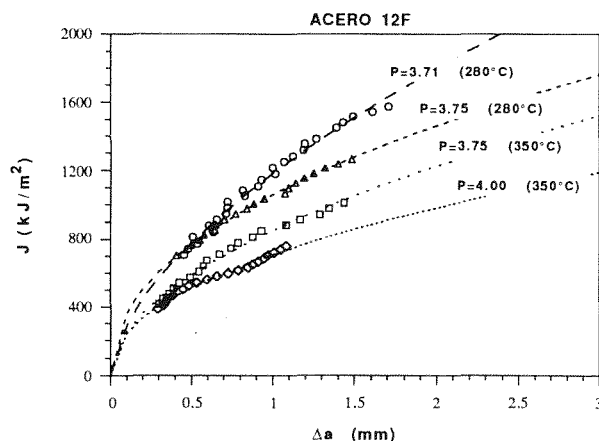


Fig. 2. Curvas teóricas y puntos experimentales, utilizados en el ajuste de las mismas, para el acero 12F según los diferentes valores del parámetro P.

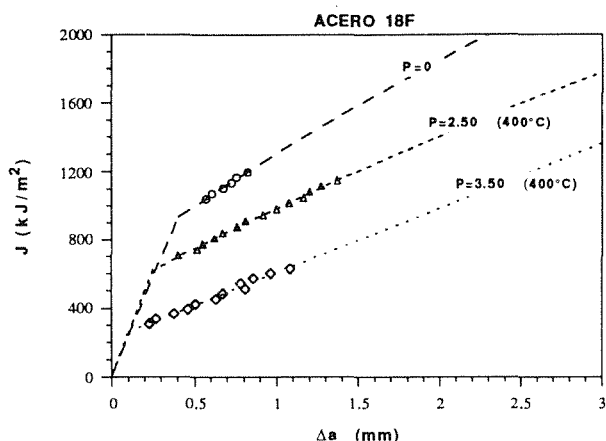


Fig. 3. Curvas teóricas y puntos experimentales, utilizados en el ajuste de las mismas, para el acero 18F según los diferentes valores del parámetro P.

5. ANALISIS DE RESULTADOS

En general se observa una importante influencia del envejecimiento sobre la tenacidad teniéndose que, si t aumenta, y por tanto P, a cualquier temperatura entre 280 y 400°C, siempre se tiene un descenso de  $J_{0.2/BL}$ . En particular, para el acero 12F se produce un descenso en la tenacidad del orden del 50% tras 583 días de sobre-envejecimiento a 350°C, que añadidas a los 10 años de envejecimiento en central equivalen a un valor de P igual a 4.00, mientras que para el acero 18F se tiene una pérdida de tenacidad de casi el 70% después de unos 132 días a 400°C (P=3.50).

De los resultados de los ensayos sobre el acero 12F puede observarse, según se muestra en la Figura 4, que existe una importante influencia de la temperatura de envejecimiento. Tras 364 días a 280°C el efecto sobre la tenacidad no es muy importante, mientras que a 350 y 400°C, para valores equivalentes de P, lo es. Por otra parte, del análisis de los resultados de los ensayos sobre el acero 18F se observa un notable pérdida de tenacidad debido al envejecimiento a 400°C tal como puede observarse en la Figura 5.

Por tanto, la evolución de la pérdida de tenacidad en función del parámetro de envejecimiento considerado muestra dos tendencias, una de pequeño efecto para 280°C, temperatura de servicio, y otra de mayor efecto para temperaturas de envejecimiento superiores, 350 y 400°C, utilizados en la modelización. Ello, cuando menos, pone en duda las hipótesis de partida de considerar idénticos los mecanismos de envejecimiento térmicamente activados en este rango de temperatura, dejando del lado de la

seguridad las predicciones de comportamiento realizados en base a ellos.

El comportamiento observado en la evolución de la tenacidad está bastante de acuerdo, al menos cualitativamente, con los resultados de los ensayos de resiliencia y con el aumento de la microdureza de la ferrita que se están obteniendo en un trabajo que se está realizando paralelamente a éste, pendiente de completarse mediante ensayos de impacto con péndulo instrumentado, con el objeto de obtener una correlación entre resiliencia y tenacidad.

Otro aspecto de gran interés, aunque difícil de analizar con los resultados disponibles, es el efecto del contenido en ferrita. Cabe destacar que se ha producido un descenso

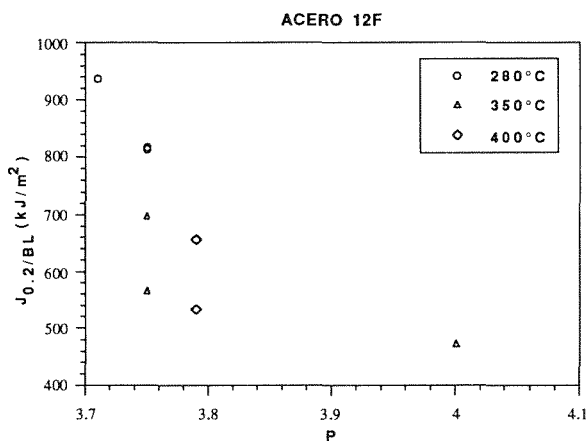


Fig. 4. Valores de  $J_{0.2/BL}$  obtenidos de los ensayos del acero 12F en función del parámetro P.

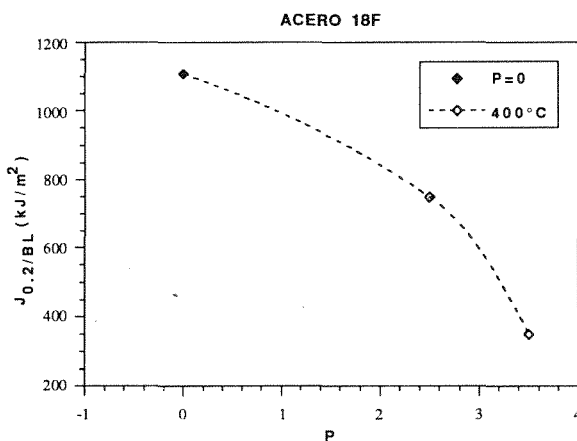


Fig. 5. Valores de  $J_{0.2/BL}$  obtenidos de los ensayos del acero 18F en función del parámetro P.

más importante en la tenacidad para el acero 18F, tras 132 días de envejecimiento a 400°C (P=3.50), que para el acero 12F sobre-envejecido 583 días a 350 °C, con un valor total de P=4.00. Todo ello parece indicar un mayor efecto del envejecimiento sobre el acero con mayor contenido en ferrita, aunque esto deberá confirmarse con los ensayos posteriores programados.

## 6. CONCLUSIONES

A partir de los resultados de este trabajo pueden establecerse las siguientes conclusiones:

- Como efecto del envejecimiento se tiene una fragilización de la ferrita que conduce a una pérdida en la tenacidad del material.
- La mayor fragilidad de la fase ferrítica establece caminos preferenciales de rotura a través de ella, lo que se ha contrastado en el análisis fractográfico de las probetas ensayadas.
- Hay evidencias de que los mecanismos de envejecimiento, y por tanto de fragilización, pueden ser diferentes a la temperatura de servicio, 280°C, que a las temperaturas utilizadas en la modelización de estos fenómenos en laboratorio, 350 y 400°C.
- Con independencia de ello se observa un efecto creciente con el tiempo de envejecimiento y el contenido de ferrita en la pérdida de tenacidad de estos aceros.

## 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] Chung, H. M. & Leax, T. R., "Embrittlement of laboratory and reactor aged CF3, CF8 and CF8M duplex stainless steels", *Mat. Sci. Tech.* **6**, 249-262 (1990).
- [2] Auger, P., Danoix, F., Menand, A., Bonnet, S., Bourgoin, J. & Guttman, M., "Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels", *Mat. Sci. Tech.* **6**, 301-313 (1990).
- [3] Chung, H. M., "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", *Int. J. Pres. Ves. & Piping* **50**, 179-213 (1992).
- [4] Trautwein, A. y Gysel, W., "Influence of Long-Time Aging of CF8 and CF8M Cast-Steel at Temperatures Between 300°C and 500°C on Impact Toughness and Structural Properties" *Stainless Steels Casting, ASTM STP 756*, 165-189 (1982).
- [5] Slama, G., Petrequin, P. y Mager, T., "Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels Castings and Welds", *SMIRT Post-Conference Seminar, Monterey, Ca*, 1983.
- [6] Chopra, O. K., "Estimation of fracture toughness of cast stainless steels in LWR systems" *Proc. 18th Water Reactor Safety Information Meeting, Oct. 22-24, 1990, Rockville, MD*.
- [7] Akhurst, K. N., Pumphrey, P. H., Camyab, A. and Belcher, W. P. A., "The effect of thermal ageing on the fracture resistance of cast type CF3 stainless steels", *Proceedings of Duplex Stainless Steels '91 Oct. 28-30, 1991 Beaune*, pp. 747-756.
- [8] Mazorra, L., Gutiérrez-Solana, F., González, J.J. y Varona, J.M., "Fragilización por Envejecimiento de Aceros Inoxidables Moldeados", *Rev. Metal.*, **25(5)**, 344-361 (1989).
- [9] Mazorra, L., Gutiérrez-Solana, F., González, J.J. y Varona, J.M., "Análisis de la Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura de los Aceros CF8M", *Rev. Metal.*, **25(6)**, 411-419 (1989).
- [10] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., González, J.J. y Alvarez, J.A., "Previsión de la Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura de los Aceros Inoxidables Austenoferríticos de Moldería" *Actas de la Asamblea General del CENIM, III*, 135-144 (1990).
- [11] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A. y Gorrochategui, I. "Tenacidad de aceros inoxidables duplex CF8M con contenido en ferrita variable" *Anales de Mecánica de la Fractura* **9**, 236-241 (1992).
- [12] EGF P1-90, "EGF Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", *European Group of Fracture, December 1989*.



## EVALUACION DE LA VIDA A FATIGA CICLICA Y MECANISMOS DE FRACTURA DEL NITRURO DE SILICIO.

L. Llanes, J. Alcalá y M. Anglada

Depto. de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.I.I.B.,  
Universidad Politécnica de Cataluña, 08028 Barcelona.

**Resumen.** La fatiga cíclica del nitruro de silicio, una de las cerámicas de alta tecnología con mayor potencial, se estudia en este trabajo en términos de la vida a fatiga y los mecanismos de fractura implícitos en el fenómeno. Datos experimentales de la vida a fatiga de muestras previamente indentadas muestran que los esfuerzos a rotura por flexión bajo aplicación cíclica de la carga son siempre menores que el necesario para rotura por flexión bajo condiciones monotónicas de ensayo. Se encuentra que, en el rango de vida a fatiga por debajo de  $10^7$  ciclos, la resistencia a fatiga y el número de ciclos a fractura son inversamente proporcionales siguiendo una relación del tipo  $\sigma N^n = C$ , donde valores de  $n$  y  $C$  de 0.018 y 174 respectivamente corresponden al mejor ajuste de los resultados experimentales. Igualmente se observa un límite a fatiga, a valores aproximados de 128 MPa para las condiciones de ensayo fijadas. Estudios fractográficos de algunas muestras ensayadas permiten concluir que el modo de fractura es generalmente intergranular y está asociado a mecanismos basados en contacto superficial, deflexión de las grietas, "bridging" y "pull-out" de granos.

**Abstract.** The cyclic fatigue of silicon nitride, one of the most promising high-tech ceramics, is studied in terms of fatigue life and the involved fracture mechanisms. Experimental data on the fatigue life of indented samples show that the cyclic fatigue strength under unidirectional bending is always lower than the mean static bending strength. It is found, within the finite life regime, that cyclic fatigue strength and the number of cycles to failure are inversely related following a generic equation  $\sigma N^n = C$ , where values of  $n$  and  $C$  of 0.018 and 174 correspond to the experimental data's best fit. A fatigue limit, at values around 128 MPa for the experimental conditions used here, is also observed. Fractography examination of some samples allows to conclude that the failure mode is generally intergranular and associated with mechanisms based upon crack surface roughness, crack deflection, bridging and pull-out.

## 1. INTRODUCCION

En los últimos años se han llevado a cabo numerosos programas de investigación y desarrollo para evaluar la utilización potencial de cerámicas de alta tecnología como material base de componentes estructurales. En general estos programas se han basado en la optimización de parámetros fundamentales, tales como: resistencia, tenacidad y fiabilidad, de acuerdo a los requerimientos funcionales de estas cerámicas estructurales. Entre otros, uno de los grandes aportes

de estos trabajos ha sido la confirmación experimental de la existencia de fatiga cíclica en algunas de estas cerámicas (por ejemplo, ref. [1-5]); en otras palabras, crecimiento de grieta mayor bajo condiciones cíclicas de carga que el correspondiente a fatiga estática (en términos metalúrgicos, por corrosión bajo tensión), en el mismo rango de esfuerzos. De esta forma resulta de interés, desde un punto de vista de diseño, la evaluación y documentación de la fatiga cíclica y los mecanismos intrínsecos a ésta en los materiales cerámicos

avanzados que presentan este fenómeno. En este trabajo se estudia la fatiga cíclica del nitruro de silicio, una de las cerámicas estructurales con mayor potencial, en términos de vida a fatiga y caracterización fractográfica.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado fue nitruro de silicio prensado en caliente, suministrado por Morgan Matroc Ltd. bajo la marca registrada Matroc AME-IHPSN. Algunas propiedades mecánicas del material estudiado se muestran en la **Tabla 1**. Un estudio de la microestructura permitió observar un tamaño de grano pequeño e irregular, con cierta proporción de granos relativamente alargados [6]. Las dimensiones de las probetas fueron 45 x 7 mm y 3 mm de espesor.

**Tabla 1.** Algunas propiedades mecánicas del nitruro de silicio estudiado en este trabajo.

Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	3.20
Resistencia flexión @ 20°C (MPa)	800
Resistencia compresión @ 20°C (MPa)	>3000
Modulo elástico de Young @ 20°C (GPa)	310
Dureza-HV 500 g	18.0

La vida a fatiga fue estudiada en términos de la curva esfuerzo-número de ciclos a rotura (S-N) en probetas con indentación (Vickers) sometidas a flexión. Esta técnica permite la evaluación del fenómeno de fatiga restringiéndolo a las grietas artificiales producidas por la indentación, en lugar de promoverlo en la distribución volumétrica de defectos intrínseca al material, generalmente desconocida. La indentación Vickers fue realizada sobre la superficie de 3 mm de espesor que posteriormente se sometería al máximo esfuerzo flector. Esta superficie fue previamente rectificadas y pulida. La indentación se realizó con una carga de 30 Kp y prestando extremo cuidado que una diagonal de la huella y sus grietas asociadas fueran perpendiculares al eje longitudinal de la probeta.

Los ensayos fueron realizados bajo condiciones de flexión-flexión (carga cíclica unidireccional,  $R = 0,1$ ) a tres puntos, en una máquina de ensayos de fatiga por resonancia RUMUL, modelo Mikrotron. Bajo estas condiciones de operación, la frecuencia de trabajo es dada por un sistema conjunto de masas y resortes (implícito en la máquina de ensayo), y la rigidez del material en estudio. Esta rigidez en el caso de materiales cerámicos es bastante elevada (por ejemplo, el módulo de Young del nitruro de silicio estudiado es 310 GPa). Tratando de optimizar el tiempo de operación, el rango de frecuencias de trabajo utilizado fue el máximo posible, obteniéndose frecuencias de ensayo de aproximadamente 300 Hz.

La trayectoria de grietas primarias y secundarias y las superficies de fractura fueron analizadas por microscopía electrónica de barrido (MEB).

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

### 3.1. Vida a fatiga (Curva S-N):

La vida a fatiga de las probetas estudiadas en este trabajo se presenta en la **Figura 1** en términos de una curva máximo esfuerzo cíclico - número de ciclos a rotura ( $\sigma-N$ ). El esfuerzo a rotura en flexión por cuatro puntos bajo condiciones monotónicas de aplicación de carga (velocidad de aplicación de carga: 100 N/s) en dos probetas idénticas a las utilizadas en los ensayos a fatiga, han sido incluidos para un número de ciclos a rotura igual a uno. En la representación semi-logarítmica mostrada, se observa que los esfuerzos de rotura a flexión bajo condiciones cíclicas de ensayo son menores que el esfuerzo de rotura a flexión asociado a la aplicación monotónica de carga. Además, se puede ver que la vida a fatiga se incrementa significativamente a medida que el esfuerzo máximo en fatiga disminuye.

Desde el punto de vista de diseño es interesante señalar, en la **Figura 1**, la existencia de un límite a fatiga. Este límite se puede definir para un número de ciclos mayor que  $10^7$ , a valores del máximo esfuerzo cíclico de 128 MPa aproximadamente. El valor de este límite es cerca de 3/4 del valor del esfuerzo a rotura en flexión bajo aplicación monotónica de la carga. Este cociente es mayor que los valores de este parámetro, 1/2 y 5/8, reportados previamente por Ko [7,8] para el nitruro de silicio. Diferencias entre el modo de ensayo

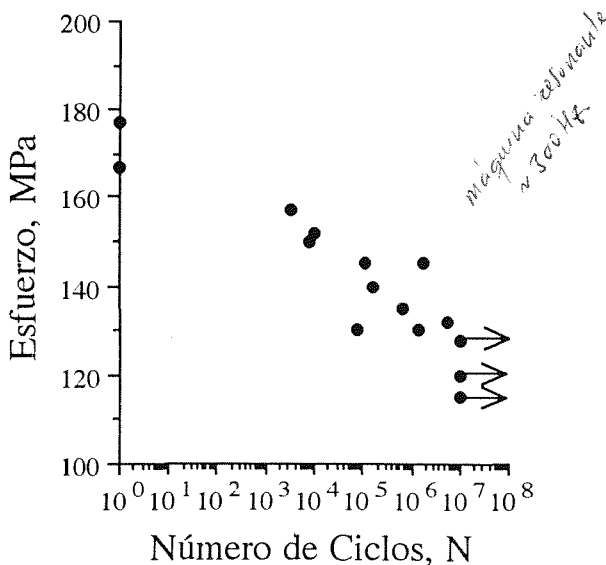
practicado por Ko y el empleado en la presente investigación podría explicar la observación de valores mayores del cociente en este trabajo. Primero, en el presente trabajo las grietas en todas las probetas ensayadas fueron nucleadas por indentación, es decir, artificialmente. Entonces, el coeficiente reportado (3/4) no incluye el efecto de posibles diferencias en la etapa de nucleación de la grieta entre los ensayos monotónicos y cíclicos. Debido a que la nucleación de grietas bajo condiciones cíclicas de ensayo se presume requerir de esfuerzos menores que bajo condiciones monotónicas, se considera que ensayos con probetas no indentadas, como las utilizadas por Ko, deben enfatizar la diferencia entre el esfuerzo a rotura en flexión bajo aplicación monotónica de la carga y el límite a fatiga. Segundo, de acuerdo al mecanismo de fatiga propuesto por Horibe y Hirahara [5], la aplicación cíclica de la carga en forma reversible (Ko realizó sus ensayos en flexión rotativa) representaría un estado de esfuerzos más crítico que la aplicación cíclica unidireccional de la carga (modo de ensayo utilizado en esta investigación). Este efecto se debe a la aceleración en el crecimiento de la grieta producida por esfuerzos locales de compresión. De lo anterior, se espera un efecto mayor de fatiga cíclica en la resistencia del material ensayado por Ko, en otras palabras, una mayor diferencia entre el límite a fatiga y el esfuerzo de rotura bajo condiciones monotónicas de aplicación de carga.

Con el fin de estudiar la dependencia del número de ciclos a rotura con el máximo esfuerzo cíclico en flexión, la relación  $\sigma$ -N fue considerada genéricamente como:

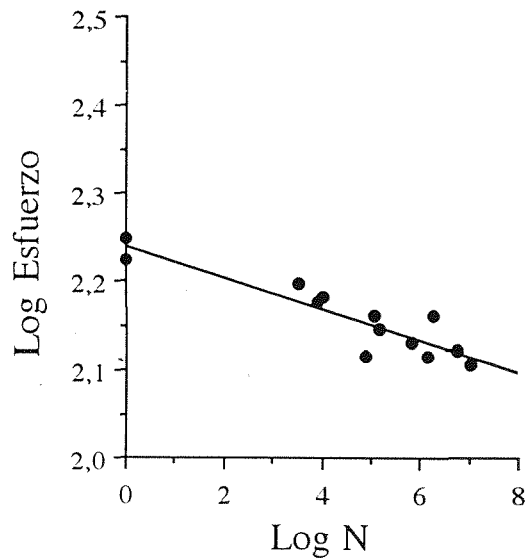
$$\sigma N^n = C \tag{1}$$

donde n y C son constantes para unas condiciones de ensayo dadas. En la **Figura 2** los datos experimentales correspondientes al rango de vida a fatiga inferior a  $10^7$  ciclos y al límite a fatiga estimado han sido graficados en una curva log-log. La mejor aproximación lineal (dispersión del 17%) corresponde a valores de n y C de 0.018 y 174 respectivamente. El valor de n obtenido concuerda relativamente bien con valores de este parámetro reportados previamente por otros autores en ensayos con probetas de nitruro de silicio no indentadas [7,8] y con grietas artificiales producidas por desbaste [9]. En estos casos, los valores de n reportados varían entre 0.013 y 0.040. La variabilidad en n encontrada en estas investigaciones puede estar asociada a diferencias en las condiciones de ensayo y a diferencias microestructurales. Estas últimas como consecuencia de técnicas alternativas de procesamiento del material.

El exponente n describe parcialmente la resistencia a fatiga del material. Como primera aproximación, se



**Fig. 1.** Curva S-N del nitruro de silicio, obtenida con probetas previamente indentadas.



**Fig. 2.** Representación log-log de la curva S-N mostrada en la Fig. 1. El ajuste lineal corresponde a la ecuación  $\text{Log } \sigma = 2.240 - 0.018 \text{ Log } N$ .

presume que pueda estar asociado al exponente  $n'$  en una relación del tipo Paris entre la velocidad de propagación de la grieta y la variación efectiva del factor de intensidad de esfuerzos  $\Delta K_{eff}$  (igual a la diferencia entre el factor de intensidad de esfuerzos máximo y mínimo):

$$V = A' \Delta K_{eff}^{n'} \quad (2)$$

Sin embargo, dos aspectos, inherentes al material y las condiciones de ensayo utilizadas, parecen mostrar que una correlación entre  $n$  y  $n'$  no es aplicable en este caso. Estas consideraciones son: 1) resultados experimentales recientes de la propagación de grietas grandes por fatiga en nitruro de silicio [4]; y 2) el posible comportamiento anómalo a fatiga de grietas pequeñas en materiales cerámicos avanzados [10].

En el primer aspecto, Okazaki *et al.* [4] han reportado que el uso de la ec. de Paris no describe satisfactoriamente el comportamiento a fatiga en nitruro de silicio con grietas grandes sometidas a condiciones crecientes y decrecientes del factor de intensidad de esfuerzos. Los resultados experimentales de estos autores muestran que la variación efectiva del factor de intensidad de esfuerzos puede decrecer a medida que la velocidad de crecimiento de grieta aumenta, lo cual es contradictorio con lo expresado en una ecuación del tipo (2). Para describir el comportamiento observado, Okazaki *et al.* propusieron un modelo el cual se basa en la interacción entre un efecto de cuña ("wedging") en las caras de la grieta y la formación de microgrietas en el fondo de la entalla. En este modelo, la velocidad de propagación de las grietas es expresada como:

$$V = A'' (K_w - K_{w,th})^m \quad (3)$$

donde  $K_w$  es un parámetro correspondiente al factor de intensidad de esfuerzos debido a la existencia del efecto de cuña, y  $K_{w,th}$  es el valor umbral de este factor de intensidad de esfuerzos para la generación de microgrietas. El parámetro  $K_w$  está directamente relacionado a la abertura efectiva de la grieta durante la etapa de descarga, en la cual el contacto superficial (y de allí el efecto de cuña) sería el mecanismo activo para la generación de microgrietas. Estas microgrietas crecerían durante la siguiente etapa de carga, y así sucesivamente. Si se consideran estos resultados, el estudio de una correlación entre los

coeficientes  $n$  y  $m$  de las ecuaciones (1) y (3) podría ser un enfoque alternativo para la descripción de los resultados experimentales en el comportamiento a fatiga cíclica del nitruro de silicio.

La segunda consideración corresponde al posible comportamiento anómalo de grietas pequeñas sometidas a fatiga. En este sentido, es bien conocida la existencia generalizada de diferencias significativas en el comportamiento a fatiga de grietas grandes y pequeñas en cerámicas avanzadas. La propagación de grietas pequeñas es frecuentemente racionalizada en términos del desarrollo de apantallamiento de grieta, el cual disminuye el factor de intensidad de esfuerzos neto (por ejemplo, refs. [11,12]). Por lo tanto, en estos casos, la velocidad de propagación  $V$  es inversamente proporcional a  $K$  (en otras palabras,  $n'$  es negativo) hasta un valor crítico de longitud de grieta para la que el fenómeno de apantallamiento alcanza un estado estacionario. A partir de esta longitud crítica, la velocidad de propagación de las grietas aumenta proporcionalmente con  $K$  (caso de grietas grandes). Para el caso del nitruro de silicio, el fenómeno descrito no está claro y debe ser estudiado con mayor profundidad, incluyendo la posible modelización mediante la ecuación propuesta por Okazaki *et al.* [4].

### 3.2. Caracterización fractográfica

El estudio fractográfico de las probetas de nitruro de silicio ensayadas fue realizado examinando las superficies de fractura, la trayectoria de las grietas primarias en las superficies indentadas, y las grietas secundarias en las superficies de fractura. En todos los casos se enfatizó el estudio de los posibles mecanismos de fractura.

Las Figuras 3-6 muestran algunos aspectos generales observados en la trayectoria de grietas primarias en probetas ensayadas a cargas por debajo del umbral de propagación, y secundarias en las superficie de fractura de probetas ensayadas a cargas mayores. Los mecanismos de fractura observados en ambos tipos de grietas fueron muy similares. En la Figura 3 se observan mecanismos de contacto superficial, promovidos por rugosidad, en dos puntos del trayecto de una grieta primaria. En zonas cercanas a la punta de la grieta, se puede definir el efecto de este contacto superficial en términos de esfuerzos localizados de compresión en las caras de la grieta (durante la etapa de descarga en el ciclo de fatiga) que promoverían su



Fig. 3. Mecanismos de contacto superficial en una grieta primaria.

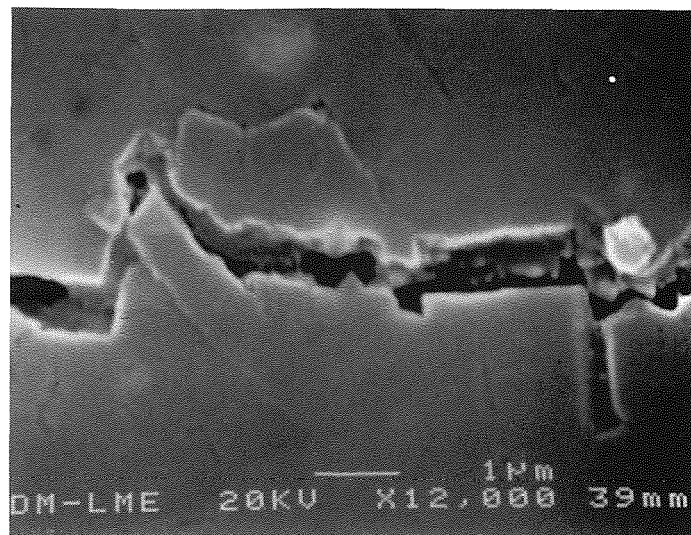
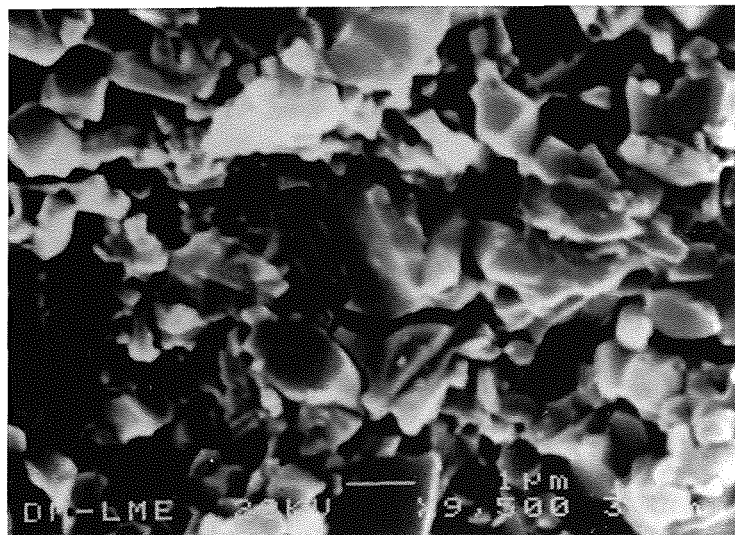


Fig. 4. "Pull-out" y contacto superficial en una grieta primaria.

crecimiento, siguiendo el modelo descrito por Horibe y Hirahara [5]. El mismo comentario es válido para el fenómeno de "pull-out", ejemplos del cual se muestran en la **Figura 4**. En este caso este fenómeno podría no solo promover esfuerzos localizados de compresión en términos de contacto superficial durante el ciclo de descarga, (grano desgajado a la izquierda de la **Figura 4**) sino también debido a la presencia de granos sueltos desalojados completamente de su posición en la matriz (por ejemplo, el grano que falta a la derecha de la última figura) que actuarían como desechos en las caras de las grietas.

En la trayectoria de grietas secundarias, las **Figuras 5 y 6** muestran mecanismos de fractura basados

en deflexión y "bridging" respectivamente. Estos mecanismos retardan la propagación de la grieta confiriendo a este material el comportamiento de curva-R previamente reportado [6]. En general, ambos mecanismos están íntimamente relacionados a la presencia de granos grandes de aspecto alargado. Su fractura intergranular promueve deflexión de la grieta, y la transgranular, cuando observada, corresponde a granos que posiblemente estaban operando como ligamentos entre las caras de la grieta. Finalmente el análisis de las superficies de fractura, de las cuales las **Figuras 5 y 6** pueden ser consideradas representativas, permite observar que la fractura es predominantemente intergranular en los granos pequeños.



**Fig. 5.** Mecanismo de deflexión observado en una grieta secundaria.

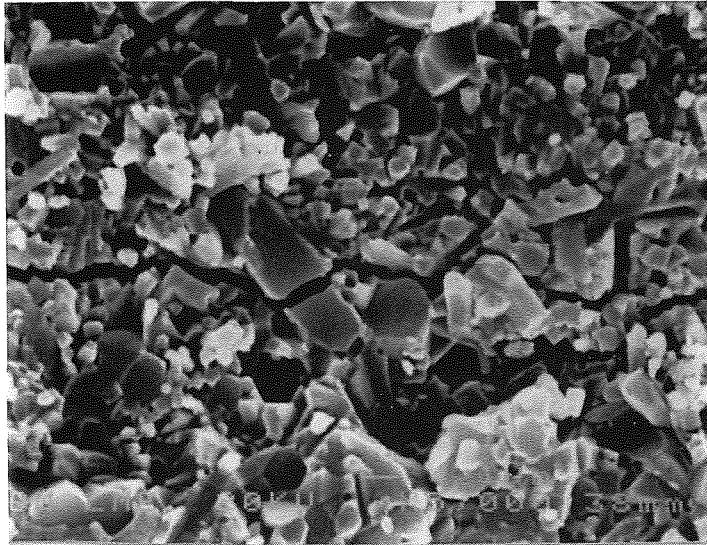


Fig. 6. Fractura transgranular de un grano alargado, que posiblemente indujo un mecanismo de "bridging", en las caras de una grieta secundaria.

#### 4. CONCLUSIONES

De los resultados y la discusión presentados anteriormente, se deducen las siguientes conclusiones:

1) En el nitruro de silicio estudiado, los esfuerzos a rotura por flexión bajo condiciones cíclicas de aplicación de carga son menores que el esfuerzo a rotura por flexión bajo condiciones monotónicas de ensayo. Además, se confirma la existencia de una relación genérica del tipo  $\sigma N^n = C$ , con valores de  $n$  y  $C$  de 0.018 y 174 respectivamente.

2) La curva S-N obtenida experimentalmente parece mostrar la existencia de un límite a fatiga, definido a  $10^7$  ciclos, para valores del esfuerzo cíclico máximo de 128 MPa aproximadamente.

3) La caracterización fractográfica del nitruro de silicio ensayado bajo condiciones cíclicas de carga permite observar que el modo de fractura predominante es intergranular, el cual facilita la observación de mecanismos basados en contacto superficial, "pull-out", deflexión de las grietas y "bridging".

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la subvención concedida para la realización de este trabajo, a través del proyecto MAT90-764, y a la Generalitat de Catalunya por la beca otorgada a uno de los autores (J. A.).

## 6. REFERENCIAS

- [1] F. Guiu, "Cyclic Fatigue of Polycrystalline Alumina in Direct Push-Pull", *J. Mater. Sci.* **13**, 1357-1361 (1978).
- [2] Ewart, L. y Suresh, S., "Crack Propagation in Ceramics under Cyclic Loads", *J. Mater. Sci.* **22**, 1173-1192 (1987).
- [3] Dauskardt, R. H., Yu, W. y Ritchie, R. O., "Fatigue Crack Propagation in Transformation-Toughened Zirconia Ceramic", *J. Am. Ceram. Soc.* **70**, C248-252 (1987).
- [4] Okazaki, M., McEvily, A. J. y Tanaka, T., "On the Mechanism of Fatigue Crack Growth in Silicon Nitride", *Metall. Trans. A* **22A**, 1425-1434 (1991).
- [5] Horibe, S. y Hirahara, R., "Cyclic Fatigue of Ceramic Materials: Influence of Crack Path and Fatigue Mechanisms", *Acta Metall. Mater.* **39**, 1309-1317 (1991).
- [6] Alcalá, J., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Evaluación del Comportamiento de Curva R en Materiales Cerámicos Tenaces", *Anales de Mecánica de la Fractura* **9**, 30-35 (1992).
- [7] Ko, H. N., "Fatigue Strength of Sintered  $\text{Si}_3\text{N}_4$  under Rotary Bending", *J. Mater. Sci.* **6**, 175-177 (1987).
- [8] Ko, H. N., "Cyclic Fatigue Behaviour of High-Strength Sintered  $\text{Si}_3\text{N}_4$  under Rotary Bending", *J. Mater. Sci.* **10**, 545-548 (1991).
- [9] Mutoh, Y., Takahashi, M., Oikawa, T. y Okamoto, H., "Fatigue Crack Growth of Long and Short Cracks in Silicon Nitride", en "Fatigue of Advanced Ceramics" (Ed. Ritchie, R.O., Dauskardt, R.H. y Cox, B. N.), pp. 211-225 (1991).
- [10] Steffen, A.A., Dauskardt, R.H. y Ritchie, R.O., "Cyclic Fatigue-Crack Propagation in Ceramics: Long and Small Crack Behavior", en "Fatigue 90, Proc. of the Fourth International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds" (Ed. Kitigawa, H. y Tanaka, T.), pp. 745-752 (1990).
- [11] Dauskardt, R.H. y Ritchie, R.O., "Cyclic Fatigue of Ceramics", en "Fatigue of Advanced Ceramics" (Ed. Ritchie, R.O., Dauskardt, R.H. y Cox, B. N.), pp. 133-151 (1991).
- [12] Luh, E. H., Dauskardt, R. H. y Ritchie, R. O., "Cyclic Fatigue-Crack Growth Behaviour of Short Cracks in SiC-Reinforced Lithium Aluminosilicate Glass-Ceramic Composite", *J. Mater. Sci. Lett.* **9**, 719-725 (1990).



A FRACTURE MECHANICS STUDY OF AGING  
IN HIGH-STRENGTH CONCRETE

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

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

**Resumen.** En esta comunicación se muestran los resultados de los ensayos realizados a 4, 10 y 31 días sobre hormigón con microsilice, siendo la resistencia característica de dicho hormigón de 60 MPa. Los parámetros de fisuración se han obtenido utilizando el método de efecto tamaño. El factor de intensidad de tensiones y el tamaño de la zona de proceso de fractura decrecen con el incremento de la edad pero los valores siguen siendo mucho mayores que los que se pueden revisar en la literatura. Los datos implican que con el incremento de la edad la resistencia a la fisuración decrece un poco y que la fragilidad se incrementa significativamente. De todas formas, este hormigón es menos frágil que los hormigones que aparecen en la documentación revisada, probablemente debido a que su arido grueso es basáltico. Los ensayos a relajación muestran que hay una fuerte dependencia entre los mecanismos de fluencia y la fisuración del hormigón de alta resistencia, especialmente en edades tempranas.

**Abstract.** Results of fracture tests on a 60 MPa silica fume concrete at the ages of 4, 10 and 31 days are presented. Fracture parameters at the different ages are obtained using the size effect method. The fracture toughness and process zone size decrease with increase in age but the values are much higher than other reported data. This implies that with an increase in age the crack resistance decreases slightly and the brittleness increases significantly. Also, this concrete is less brittle probably due to use of basalt as the coarse aggregate. Relaxation tests show that there is a strong interaction between creep mechanisms and the cracking of high-strength concrete, especially at early ages.

## 1. INTRODUCTION

Silica fume concretes generally possess several beneficial properties, such as high strength and low permeability, even at very early ages [1-3]. This is basically because the silica fume and super-

plasticizers (needed to reduce the water requirement) cause the concretes to be more compact and have stronger aggregate-matrix bond than normal concretes.

One aspect of high-strength concrete (HSC) behavior that has not been studied sufficiently

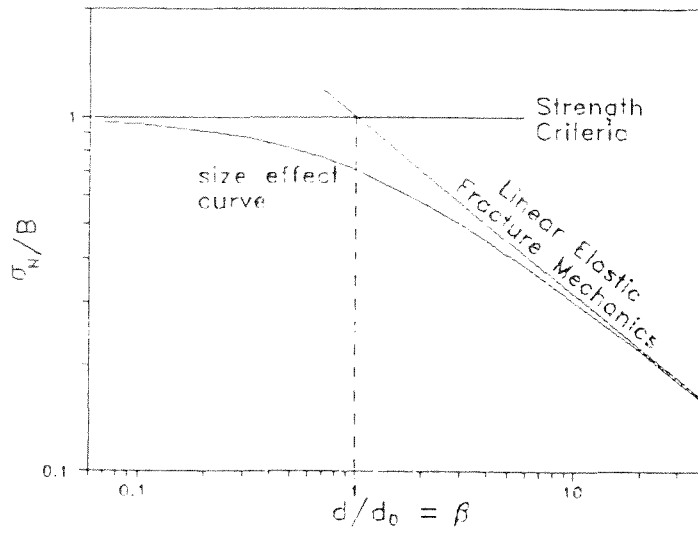


Fig. 1. Size Effect Model.

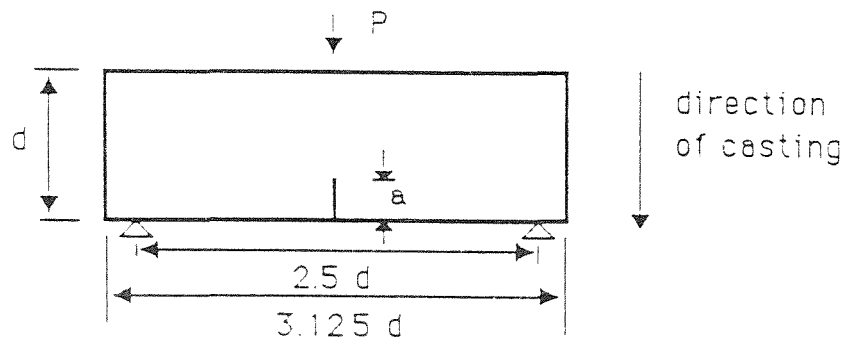


Fig. 2. Three-point bend notched specimen.

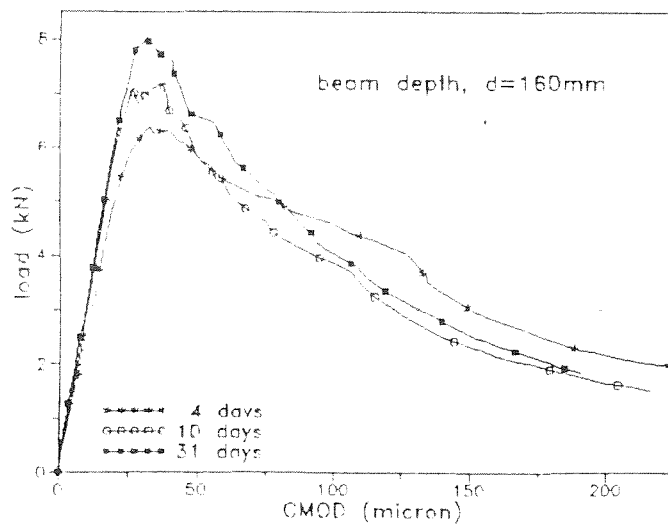


Fig. 3. Typical Load-CMOD curves for different ages.

is the process of crack propagation. The most rational approach to investigate cracking in concrete is through fracture mechanics. However, linear elastic fracture mechanics (LEFM) is incapable of fully describing the fracture response of materials such as concrete. Therefore, several nonlinear fracture mechanics models, with more than one critical parameter, have been proposed and validated [4]. Such models have been used to determine the crack resistance and brittleness of HSC. The results indicate that, generally, HSC has a higher crack resistance and is more brittle than normal concrete [5].

In this work, data from a preliminary study of the fracture properties of HSC is presented. The objectives are to determine whether the use of a stronger aggregate such as basalt decreases the brittleness and increases the crack resistance; and to study the effect of aging on fracture parameters.

## 2. SIZE EFFECT MODEL

The size effect model of Bažant was proposed in 1990 as a RILEM recommendation [6] for the determination of size-independent fracture parameters. This nonlinear fracture mechanics model is based on the size-dependent transition of the failure mode of geometrically similar fracture specimens. It models the gradual change in the criteria governing the failure mode from strength to LEFM, with increase in the specimen size. This effect is described by Bažant's size effect relation (see Fig. 1):

$$\sigma_N = \frac{B}{\sqrt{1 + \beta}} \quad (1)$$

$$\beta = \frac{d}{d_0} \quad (2)$$

where  $\sigma_N = P_u/bd$  is the maximum nominal stress,  $P_u$  is the maximum load,  $d$  is the characteristic dimension of the structure (in the present case,  $d$  is the beam depth),  $b$  is the thickness (of the beam), and  $B$  and  $d_0$  are empirical parameters.  $\beta$  is called the brittleness number since it denotes the proximity to ideal-brittle LEFM behavior. The parameters  $B$  and  $d_0$  can be obtained by fitting  $\sigma_N$ -values, determined experimentally from different size specimens, with the size effect equation.

The values of the parameters can be used in the following equations to obtain the material fracture

parameters which have been defined unambiguously by Bažant in terms of an infinite size specimen [7]:

$$K_{Ic} = B\sqrt{d_0 g(\alpha_0)} \quad (3)$$

$$c_f = d_0 \frac{g(\alpha_0)}{g'(\alpha_0)} \quad (4)$$

$$G_f = \frac{K_{Ic}^2}{E} \quad (5)$$

where  $K_{Ic}$  = fracture toughness,  $c_f$  = fracture process zone size,  $G_f$  = fracture energy, and  $E$  = modulus of elasticity (for plane stress).  $\alpha_0 = a_0/d$  is the relative notch length, where  $a_0$  is the length of the notch or initial crack. Function  $g$  is the dimensionless energy release rate and function  $g'$  is its derivative with respect to the relative crack length. These functions depend only on geometry, and can be obtained from LEFM analysis (see [6] for beam geometries).

## 3. DETAILS OF THE MATERIAL AND SPECIMENS

The high strength concrete used in this study is identical to the material used for the construction of two pedestrian bridges in the Olympic area of Barcelona. The concrete mix was designed for a 28-day cube compression strength of 80 MPa; values up to 100 MPa were obtained at 90 days. The concrete had a water-cement ratio of 0.3 and a microsilica/cement ratio of 0.2. The coarse aggregate was crushed basalt with a maximum size of 12 mm. The composition of the material, as well as details of the bridges, are given in Ref. [8].

Three batches of concrete were used to cast the specimens for the experimental study. The slump values (with a standard 300 mm cone) of each batch are shown in Table 1. Three 150 mm×300 mm cylinders and nine beams were cast from each batch. The ends of the cylinders were made parallel by grinding them with diamond wheel and tested in compression 28 days after casting. The average strengths ( $f_c$ ) are reported in Table 1. There were three sizes of beams in each batch, and three specimens in each size; the geometry is shown in Fig. 2. The beam depths,  $d$ , were 80 mm, 160 mm and 320 mm, and the thickness was 50 mm. A notch of length  $a_0 = 0.275d$  was cut at mid-span with a diamond disc. All specimens were stored in a fog room until testing.

Table 1. Properties of Each Batch of Concrete

batch	$f_c$ (MPa)	slump (cm)	age at beam tests (days)
I	64.3	23	4
II	67.5	24	10
III	60.6	22	31

Table 2. Size Effect Parameters From Linear and Nonlinear Regression

Age (days)	Linear Regression				Nonlinear Regression		
	$B$ (MPa)	$d_0$ (mm)	$\omega_{Y X}$	$m$	$B$ (MPa)	$d_0$ (mm)	$\omega$
4	0.971	545	0.13	0.23	1.024	382	0.08
10	1.112	315	0.09	0.15	1.099	340	0.04
31	1.290	170	0.13	0.21	1.314	162	0.08

Table 3. Material Parameters From Fracture Tests

Parameter	Age (days)		
	4	10	31
$K_{Ic}$ (MPa $\sqrt{\text{mm}}$ )	65.2	66.0	54.5
$c_f$ (mm)	85.1	54.5	36.1
$E$ (GPa)	44.5	51.5	53.4
$G_f$ (J/m <sup>2</sup> )	95.5	84.5	55.6

#### 4. EFFECT OF AGE ON FRACTURE PARAMETERS

Each batch of beams was tested at a different age (see Table 1); 4, 10 or 31 days. (Note that only two beams of size  $d = 160$  mm were tested at the age of 31 days.) The tests were conducted in a 1 MN INSTRON 8505 machine under crack mouth opening displacement (CMOD) control. Constant CMOD rates were imposed such that the peak loads occurred at about 3 minutes. Typical load-CMOD curves for the medium size ( $d = 160$  mm) specimens at different ages are shown in Fig. 3. There was a small increase in the peak loads with age but there was no significant change in the shape of the curves. Visual observations of the crack surfaces showed that there was an increase in the number of ruptured gravel particles with increase in age.

The parameters of the size effect model were obtained by regression analysis of the  $\sigma_N$  values obtained at the different ages. The parameters and the fit statistics obtained using the linear regression procedure described in the RILEM recommendation [6] are shown in Table 2, where  $\omega_{Y|X}$  is the coefficient of variation of the errors and  $m$  is the relative width of the scatter. Note that the errors of the fit are greater than the allowable values of the RILEM recommendation. The size effect equation was also fitted directly by nonlinear regression using the Marquardt-Levenberg algorithm to minimize the sum of the squared errors in  $\sigma_N$ . The parameters obtained are given in Table 2 along with  $\omega$ , the coefficient of variation of the deviations of the fit from test data. Since the latter analysis provided a better fit, only the parameters from nonlinear regression are used for the calculation of the fracture parameters.

From Table 2, it can be seen that  $B$  increases with age while  $d_0$  decreases. Since parameter  $B$  can be interpreted as a measure of the strength (see Fig. 1), the trend observed is logical. Since a larger brittleness number  $\beta (=d/d_0)$  denotes a more brittle structure (or structural failure), parameter  $d_0$  indicates the "pseudo-ductility" of the failure mode. The trend observed in the data suggests that the brittleness of a structure, made with the HSC used in this study, would increase with age. This effect is clearly seen when the test data of the different ages are plotted together on the size effect curve (as in Fig. 4). With increase in age, the data shift to the right, i.e., towards ideal brittle LEFM.

The modulus of elasticity ( $E$ ) of each specimen was computed from the initial load-CMOD compliance obtained in the test. The average value at each age is given in Table 3. As expected, there

is an increase in  $E$  with increase in age.

Using the values  $g(\alpha_0) = 10.6$  and  $g'(\alpha_0) = 47.7$  (for  $\alpha_0 = 0.275$ ) which were obtained by finite element analysis, the fracture parameters were calculated from Eqns. (3-5) (see Table 3). All the parameters show a decreasing trend with increase in age.

The observed decrease in the fracture toughness and fracture energy with age is the reverse of the trend usually seen in normal concrete. Several studies have shown that  $K_{Ic}$  of mortar [9] and concrete [10, 11] increases significantly during the first two to four weeks. A similar trend has also been obtained for  $G_f$  [12, 13]. The main reasons attributed for these phenomena is the increase in the strength of the cement paste and the aggregate-matrix bonds due to hardening. In high-strength concretes, the matrix is considerably more compact and gains strength more rapidly. As a consequence, there could be a decrease in bond cracking and an increase in aggregate cracking with increase in age. The resulting decrease in crack-deflection and crack area would effectively cause a higher stress intensity at the crack-tip. This could explain the decrease in fracture toughness and fracture energy with age. However, it is not clear whether this argument contradicts the fact that the compressive strength increases with age.

The other fracture parameter  $c_f$  is a measure of the size of the zone where energy is dissipated during crack propagation. This fracture process zone is more conceptual than real, and includes the effects of several toughening mechanisms such as crack-deflection, bridging and microcracking. The quantity  $c_f$  can be used as a measure of the "pseudo-ductility" of the material [5, 14]. A decrease in  $c_f$ , as seen in the present results, therefore, implies a significant increase in the brittleness of the material. For normal concrete, Petersson [12] found that the characteristic length (as defined by Hillerborg) decreases noticeably in the first month. Since the implications of this parameter is the same as that of  $c_f$ , it suggests that the brittleness increases with age. However, Wong and Miller [15], using the Jenq-Shah fracture model, concluded from tests on normal concrete that brittleness decreases with age. Recently, Tang et al. [11] found that  $c_f$  for a 20 MPa concrete at early ages is much less than that measured at 28 days. The reasons for the trend observed in the present study could be the decrease in crack area, and crack deflection, and the increase in compactness, mortar-aggregate bond and the rupturing of the aggregates which occur in HSC with increase in age.

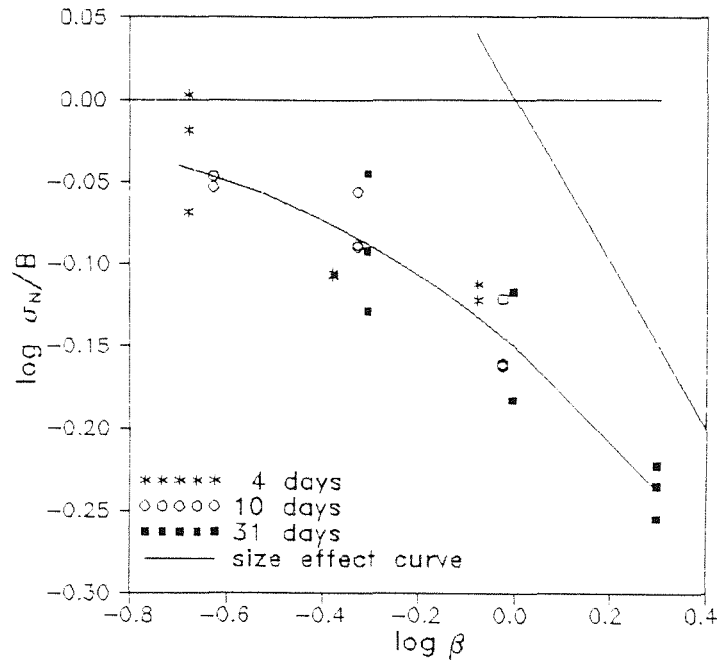


Fig. 4. Size effect data at different ages.

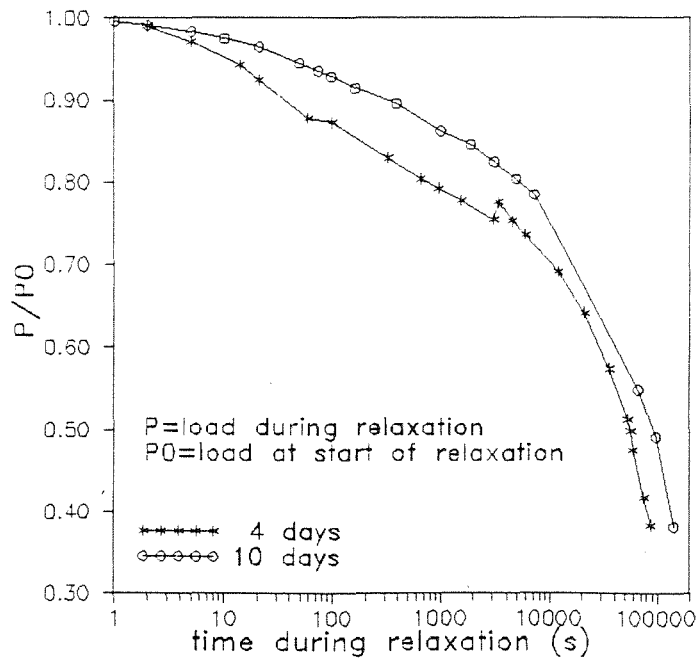


Fig. 5. Relaxation tests.

The values obtained here for  $K_{Ic}$ ,  $G_f$  and  $c_f$  are much higher than values determined by other investigators [5, 16]. This could be due to the fact that crushed basalt, the coarse aggregate in this study, is much stronger and bonds better than other commonly used aggregates such as granite and limestone. More importantly, the  $c_f$  for this concrete is much larger than those of several other concretes [14] implying that, contrary to general consensus, high-strength concrete can be less brittle than normal concrete.

## 5. RELAXATION TESTS

The intrinsic characteristics of high-strength concrete generally result in high early-age strength. This aspect has led to earlier removal of formwork and higher allowable loads during construction which could result in the initiation and development of cracks in the concrete. The influence of early-age cracking on the subsequent performance of high-strength concrete structures needs to be investigated thoroughly. The data presented in this section is from preliminary tests which are part of a study of the time dependent effects of cracks, and the interaction between creep mechanisms and fracture.

One approach used for studying rate and creep effects on the fracture of concrete is through relaxation tests of notched specimens. Bažant and Gettu [17] conducted several such tests on three-point bend beams of a 35 MPa concrete and concluded that the relaxation of the load (relative to the initial load) in a notched or pre-cracked specimen is much higher than that obtained from conventional tests on unnotched specimens. In the pre-peak regime, the relaxation increased with increase in the initial load, and was independent of the initial load in the post-peak regime. Assuming that the concrete of the present study would exhibit similar trends, tests were conducted only in the post-peak stage where the relaxation is strongest.

The relaxation of two notched-beam specimens ( $d = 320$  mm), one at the age of 4 days and other at 10 days, were monitored. Both were loaded at a constant CMOD rate of 0.196 microns/s until the load decreased to about half of the peak load. Thereafter, the CMOD was held constant and the load drop was recorded over one day. The specimens were tested unsealed, in an environment with a temperature of about 20°C and relative humidity of about 70%. The decrease in the load relative to the initial load is shown in Fig. 5. Note that the difference between the behaviors of the two

specimens is not significant but it appears that the relaxation decreases with increase in age. In both cases, the load drops by about 60% in one day showing a strong interaction between creep mechanisms and fracture. This is about 20% more than that observed previously for sealed specimens of normal concrete (35 MPa strength) at the age of 30-50 days [17].

## 6. REFERENCES

- [1] Goldman A. and Bentur A., "Bond Effects in High-Strength Silica-Fume Concretes", *ACI Mater. J.* **86**, 440-447 (1989).
- [2] Yogendran V., Langan B. W. and Ward M. A., "Hydration of Cement and Silica Fume Paste", *Cem. Concr. Res.*, **21**, 691-708 (1991).
- [3] Zhang M.-H. and Gjorv O. E., "Effect of Silica Fume on Cement Hydration in Low Porosity Cement Pastes", *Cem. Concr. Res.* **21**, 800-808 (1991).
- [4] Gettu R. and Shah S. P., "Fracture Mechanics and High-Strength Concrete", Chapter in *High Performance Concrete and Applications* (Eds. S. P. Shah and S. H. Ahmad), Publ. by Edward Arnold (a division of Holder and Stoughton), Seven Oaks, Kent, UK, **in press** (1993).
- [5] Gettu R., Bažant Z. P. and Karr M. E., "Fracture Properties and Brittleness of High Strength Concrete", *ACI Mater. J.* **87**, 608-618 (1990).
- [6] RILEM Technical Committee TC89-FMT Fracture Mechanics of Concrete — Test Methods, "Size Effect Method for Determining Fracture Energy and Process Zone Size of Concrete", *Mater. Struct.* **23**, 461-465 (1990).
- [7] Bažant Z. P. and Kazemi M. T., "Determination of Fracture Energy, Process Zone Length and Brittleness Number from Size Effect, With Application to Rock and Concrete", *Int. J. Fract.* **44**, 111-131 (1990).
- [8] Rui-Wamba J., Aguado A. and Oliveira M. O. F., "Proyecto y construcción de unas pasarelas de hormigón de alta resistencia (II-800)", *Cemento-Hormigón* **709**, 1022-1040, Barcelona (1992).
- [9] Bascoul A., Detriche Ch. H. and Ramoda S., "Influence de la nature de la phase liante et des conditions de cure sur la résistance à la propagation de fissures des mortiers", *Mater. Struct.* **24**, 129-136 (1991).

- [10] Ojdovic R. P., Stojimirovic A. L. and Petroski H. J., "Effect of Age on Splitting Tensile Strength and Fracture Resistance of Concrete", *Cem. Concr. Res.* **17**, 70-76 (1987).
- [11] Tang T., Zollinger D. G. and Yoo R. H., "Fracture Toughness of Concrete at Early Ages", *ACI Mater. J.* **in press** (1993).
- [12] Petersson P. E., "Fracture Energy of Concrete: Practical Performance and Experimental Results", *Cem. Concr. Res.* **10**, 91-101 (1980).
- [13] Wittmann F. H., Roelfstra P. E., Mihashi H., Huang Y. Y., Zhang X. H. and Nomura N., "Influence of Age of Loading, Water-Cement Ratio and Rate of Loading on Fracture Energy of Concrete", *Mater. Struct.* **20**, 103-110 (1987).
- [14] Gettu R., Prat P. C. and Kazemi M. T., "Material Brittleness From Nonlinear Fracture Mechanics", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures* (Int. Conf., Breckenridge, USA) (Ed. Z. P. Bažant), 430-436, Elsevier Applied Science, London (1992).
- [15] Wong W. and Miller R. A., "Mixed Mode Fracture at Early Ages", in *Micromechanics of Failure of Quasi-Brittle Materials* (Int. Conf., Albuquerque, USA) (Eds. S. P. Shah, S. E. Swartz and M. L. Wang), 166-175, Elsevier Applied Science, London (1990).
- [16] Nallathambi P. and Karihaloo B. L., "Fracture of Concrete: Application of Effective Crack Model", *Proceedings, 9th Int. Conf. on Experimental Mechanics*, 1413-22, Lyngby, Denmark (1990).
- [17] Bažant Z. P. and Gettu R., "Rate Effects and Load Relaxation in Static Fracture of Concrete", *ACI Mater. J.* **89**, 456-468 (1992).



PROPAGACION DE UNA FISURA COHESIVA EN VIGAS  
DE HORMIGÓN DEBILMENTE ARMADAS

G. Ruiz, J. Planas y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica  
de Madrid. E. T. S. de Ingenieros de Caminos, C. y P.  
Ciudad Universitaria. 28040 Madrid, España.

**Resumen.** La propagación de una fisura cohesiva en una sección de hormigón armado es analizada por medio de un modelo teórico. El acero es representado por medio de fuerzas que actúan en los labios de la fisura y que siguen un comportamiento rígido-plástico. Al propagarse, la fisura es detenida en su avance por la armadura; cuando se alcanza la resistencia a tracción detrás del acero prosigue avanzando en esa zona y sólo al plastificar la armadura se abre totalmente la fisura, pasando de nuevo a tener un solo frente. Se determina que la propagación depende sólo de dos parámetros: el tamaño de la pieza y la fuerza de cedencia de la armadura. Los ejemplos realizados para ilustrar estas ideas muestran el efecto de escala que se manifiesta en las estructuras reales. Este efecto y otros dependientes de él —como la armadura mínima necesaria en flexión—, pueden ser estudiados con este modelo.

**Abstract.** The development of a cohesive crack in a reinforced concrete beam is analysed by means of a theoretical model. The steel reinforcement is represented by forces applied to the crack surfaces that follow a rigid plastic behaviour. The crack begins growing and it stops at the reinforcement; when the tensile strength is reached behind the bars the crack continues propagating in that zone. Only when the steel yields the crack is allowed to widen completely. The propagation of the crack depends on two parameters: the size of the beam and the yielding force of the reinforcement. The examples made to enlighten these ideas show that the maximum load decreases with the size of the beam, as it does in real structures. This size effect and some other properties related to the size —as the minimum flexural reinforcement—, can be analysed with this model.

## 1. INTRODUCCION

La aplicación de la Mecánica de la Fractura al estudio del hormigón ha favorecido comprender mejor cuáles son sus mecanismos resistentes y, por consiguiente, predecir e interpretar el comportamiento de las estructuras construidas con dicho material.

La Mecánica de la Fractura aplicada al estudio del hormigón justifica -entre otros fenómenos- el efecto de escala que se detecta en piezas homotéticas fabricadas con el mismo hormigón: la carga necesaria para romper una determinada pieza aumenta en menor cuantía que el área de una sección de la estructura. Este fenómeno induce a pensar que la armadura mínima necesaria para evitar la rotura frágil de una pieza de hormigón armado debe variar también con el tamaño de dicha pieza.

La normativa vigente en España no tiene en cuenta este efecto y, por tanto, propone una cuantía geométrica mínima constante para cada tipo de elemento estructural [1]. Según Hawkins y Hjørsetet [2], únicamente la norma noruega propone una disminución lineal de la cuantía a medida que aumenta el canto (hasta un cierto valor -500 mm- a partir del cual se mantiene constante).

El objeto de este trabajo consiste en analizar la propagación de una fisura en una pieza de hormigón débilmente armada sometida a un esfuerzo de flexión.

Este problema ha sido estudiado por Bosco y Carpinteri [3] usando Fractura Elástica Lineal. Como consecuencia de esta simplificación tienen que suponer una entalla inicial para que la fisura pueda avanzar. Además, la entalla inicial ha de ser superior al recubrimiento ya que unas fuerzas de compresión aplicadas en la punta de la fisura impedirían por completo que la fisura avanzara al llegar a la armadura.

Hawkins y Hjørsetet [2] estudiaron también el mismo problema considerando comportamiento cohesivo del hormigón. Sin embargo, lo hicieron sólo para algunos casos concretos ya que su interés se centraba en justificar una serie de resultados experimentales en vigas y losas, y no se detuvieron en un estudio paramétrico detallado.

En este artículo se propone, en la sección 2, un modelo que incluye el comportamiento cohesivo del hormigón. La propagación de una fisura cohesiva se describe cualitativamente en la sección 3. A continuación se presentan algunos ejemplos ilustrativos de la respuesta

del modelo —sección 4—. En la sección 5 se analiza la información que muestran los ejemplos. Por último, en la sección 6, se extraen algunas conclusiones.

**2. MODELO TEORICO**

Para estudiar la propagación de una fisura en una pieza de hormigón débilmente armada sometida a un esfuerzo de flexión, vamos describir las hipótesis de partida del modelo y a hacer un planteamiento de la solución.

2.1. Hipótesis básicas

Hacemos las siguientes hipótesis:

(a) Suponemos que cuando la pieza está armada débilmente va a progresar una única fisura en la zona de máximo momento flector, según demuestran experimentalmente Rokugo y otros [4].

(b) El hormigón es un material cohesivo: puede transmitir tensiones a través de los labios de una fisura. Estas tensiones han de cumplir una cierta función de ablandamiento que relaciona en el hormigón la apertura de fisura con la tracción que todavía es capaz de transmitir.

(c) La acción del acero se representa como una fuerza que actúa sobre los labios de la fisura en la posición correspondiente al recubrimiento que se use, y cuyo valor máximo viene dado por el área de acero empleada,  $A_s$ , multiplicada por la tensión de cedencia del acero,  $f_y$  (acero rígido-plástico). La apertura de la fisura en el punto de actuación de la carga es cero si el acero no ha plastificado; sólo se abrirá en ese punto cuando el acero plastifica y, por lo tanto, moviliza la tensión de cedencia  $f_y$  (Fig. 1).

Valorar de este modo la actuación de la armadura equivale a considerar que la adherencia entre el hormigón y el acero es perfecta a lo largo de toda la armadura.

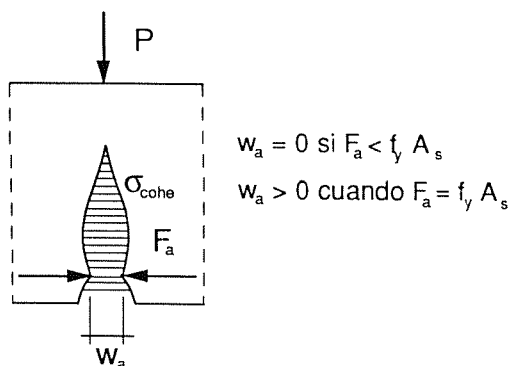


Fig.1. Esquema de las tensiones en la sección fisurada.

(d) No se tiene en cuenta el aumento de rigidez de la viga debida a la armadura. Esta simplificación equivale a considerar que el módulo de elasticidad del acero es igual al del hormigón, y por tanto, la deformabilidad elástica no depende de la cuantía de la armadura.

2.2. Planteamiento de la solución.

La solución puede obtenerse por medio de la descomposición del problema no lineal en una superposición de casos elásticos (Fig. 2): a la actuación de la carga exterior se le suma la acción de las tensiones cohesivas; por último tendremos un tercer estado elástico que corresponde a la fuerza que ejerce la armadura aplicada sobre los labios de la fisura, al que hay que imponer las condiciones descritas anteriormente.

2.3. Parámetros que gobiernan la rotura.

Con estas hipótesis, y del estudio de las ecuaciones que rigen la propagación de la fisura, podemos deducir que los parámetros adimensionales que gobiernan el mecanismo de fisuración van a ser:

$$D/l_{ch}$$

$$\rho f_y/f_t$$

donde  $D$  es el canto,  $l_{ch}$  es la longitud característica del hormigón, definida como  $EG_F/f_t^2$  [5] ( $E$ : módulo de elasticidad del hormigón;  $G_F$ : energía de fractura del hormigón;  $f_t$ : resistencia a tracción del hormigón);  $\rho$  es la cuantía de acero ( $\rho=A_s/A_c$ , área de las barras de acero entre el área de la sección de hormigón) y  $f_y$  es la tensión de cedencia del acero. A la relación  $f_y/f_t$  la denominaremos abreviadamente como  $f_y^*$ .

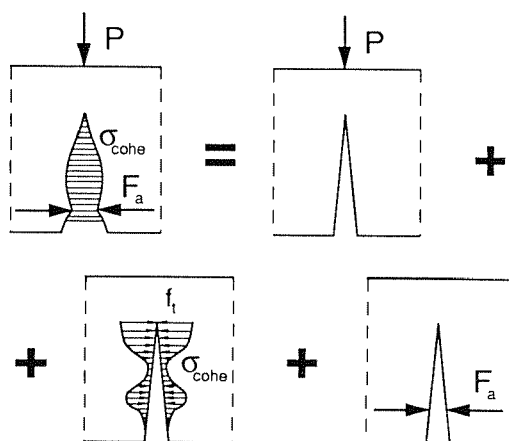


Fig. 2. Descomposición del problema no lineal en superposición de casos lineales.

**3. DESCRIPCION CUALITATIVA DE LA PROPAGACION UNA FISURA**

En contraste con el caso en que no existe armadura —en el cual la fisura cohesiva crece monótonamente desde que se alcanza la resistencia a tracción  $f_t$  en la fibra más solicitada— cuando existe una armadura pueden considerarse cinco fases:

- (a) Inicialmente la fisura cohesiva se propaga como si no existiese armadura. Cuando la punta de la fisura cohesiva llega a la armadura ésta empieza a entrar en carga provocando una deformación en el hormigón que impide inicialmente que la fisura pase (Fig. 3a).
- (b) Para cuantías no muy pequeñas, el hormigón que se encuentra inmediatamente detrás de la armadura llega a estar solicitado por una tensión igual a su resistencia a la tracción  $f_t$  antes de que plastifique la armadura. Cuando esto sucede, la fisura cohesiva “salta” al otro lado de la armadura (Fig. 3b).
- (c) A partir del momento anterior, prosigue el avance de la fisura cohesiva, manteniéndose nula la apertura en el punto en que la armadura cruza la fisura —efecto de cosido (Fig. 3c).
- (d) Cuando la tensión en la armadura alcanza la tensión de cedencia, la condición de apertura nula desaparece y se establece el régimen en el cual la fisura se extiende mientras la fuerza de cierre debida a la armadura permanece constante (Fig. 3d).
- (e) En el límite de grandes deformaciones, la contribución del hormigón en tracción se anula y se alcanza una asíntota de carga constante (Fig. 3e)

Nótese que en este modelo no se tiene en cuenta el endurecimiento por deformación del acero ni la

posibilidad de que se produzca fractura del hormigón por compresión, aspectos éstos que modificarían la última fase considerada.

**4. EJEMPLOS NUMERICOS**

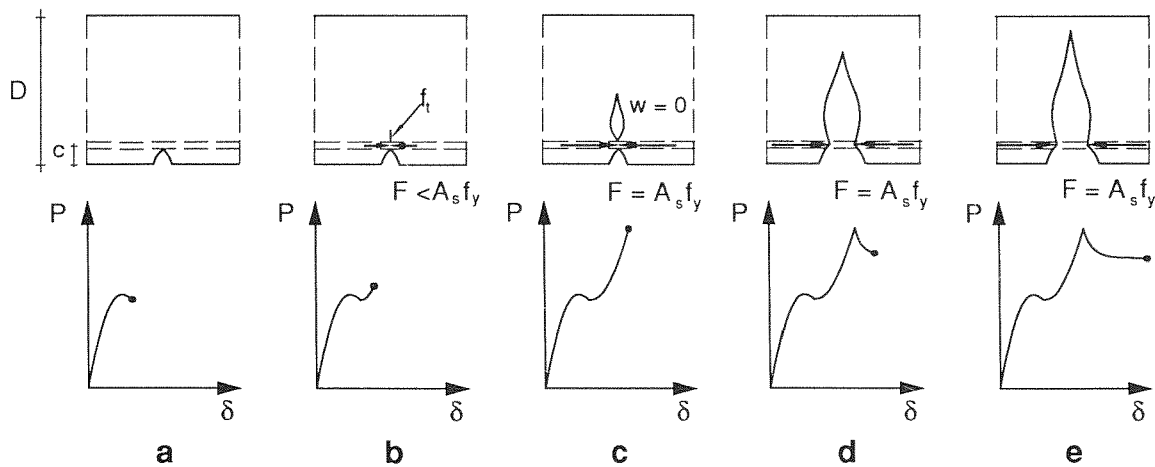
Para ilustrar el proceso descrito en la sección anterior, se han realizado algunos ejemplos numéricos. Estos se han hecho sobre vigas homotéticas solicitadas a flexión en tres puntos y con una relación canto-luz de 6 (Fig. 4). Esta proporciones se han escogido por ser las que Bosco y Carpinteri toman en una serie de ensayos que presentan en el artículo ya citado [3].

Los tamaños escogidos para el cálculo son  $D/l_{ch} = 1, 4$  y 8 (en un hormigón convencional  $l_{ch} \approx 0.25$  m.) y encada uno de ellos se ha ido variando la fuerza de cedencia de la armadura ( $\rho f_y^*$ ).

El recubrimiento determina la posición de las barras y, por tanto, el resultado final del cálculo. Representa una porción de hormigón que se tiene que romper antes de que las barras comiencen a ser solicitadas. Hemos elegido para todos los tamaños estudiados un recubrimiento de 0.1 veces el canto ( $c=0.1D$ ).

Se ha considerado que el ablandamiento del hormigón sigue la función representada en la Fig. 5. Este ablandamiento exponencial ha sido desarrollado y descrito por Planas y Elices [6].

El programa que se ha usado se basa en una modificación del método de las influencias de Petersson [5] desarrollado por Planas y Elices [6]: en él se determina de una vez por todas la respuesta de la estructura a las fuerzas nodales unidad en la sección



**Fig.3.** Fases de la propagación de una fisura a través de un sección de hormigón armado relacionadas con el punto correspondiente en un diagrama carga-desplazamiento (P- $\delta$ ).

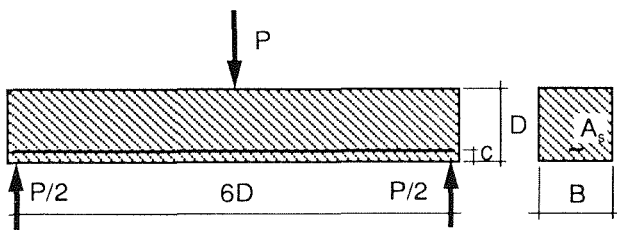


Fig. 4. Proporciones y estado de carga de las vigas estudiadas.

central de la pieza (matriz de influencia) y se calcula la solución del problema cohesivo superponiendo en forma adecuada estas soluciones básicas. En la versión actual del programa la sección de la fisura se ha dividido en 100 elementos iguales.

La distribución de la fuerza de la armadura puede repartirse en uno o varios elementos. En efecto, dicha fuerza no es realmente puntual, sino que se reparte como una tensión muy elevada en las barras de acero y en la zona de hormigón próxima a las barras.

En esta primera aproximación se ha tomado la fuerza de la armadura aplicada en un solo elemento, es decir, repartida en una centésima del canto. Sin embargo, debe notarse que la deformación debida a la fuerza de la armadura en los labios de la fisura dependerá de la zona de reparto, por lo que en el futuro deberá analizarse la influencia de este parámetro en la solución..

Las curvas carga-desplazamiento obtenidas en los cálculos realizados se reproducen en las Fig. 6, 7 y 8. presentadas de manera adimensional.

## 5. DISCUSION

### 5.1. Tendencias generales.

Las curvas obtenidas están formadas por tres tramos principales:

(a) El correspondiente a la rotura del recubrimiento, que es igual para cada tamaño e independiente de la cuantía, y es parte de la curva P-δ de la viga sin armar (tramo OA en la Fig 9)

(b) el segundo (tramo AB en la Fig. 9) es también independiente de la cuantía. Corresponde a la entrada en carga del acero y al progreso de la fisura cohesiva detrás de la armadura. Esta fase termina cuando el acero

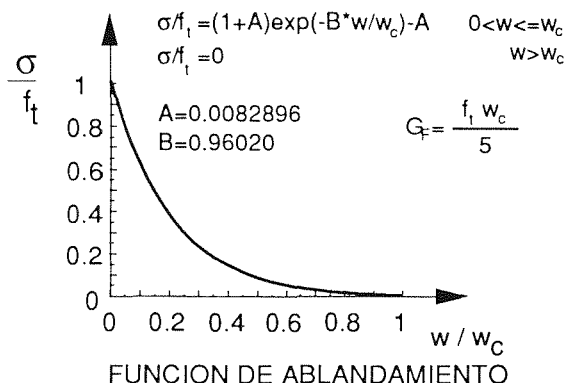


Fig. 5. Curva de ablandamiento exponencial, con sus parámetros característicos.

comienza a plastificar y permite la separación entre los labios de la fisura.

(c) el tercer tramo (BC en la Fig. 9) es la rama de plastificación del acero, y en ella se manifiesta el ablandamiento del hormigón que sigue rompiéndose. Este tramo termina en una recta horizontal cuando la fisura está totalmente abierta

### 5.2. Efecto de escala.

Si comparamos las curvas P-δ obtenidas para distintos tamaños (Fig. 10) se puede observar que hay un efecto de escala. En la representación adimensional se aprecia cómo comparando curvas de la misma cuantía ( $\rho f_y^*$ ) las cargas máximas disminuyen al aumentar el tamaño ( $D/l_{ch}$ ). Asimismo, y siempre para la misma cuantía, disminuye el salto de carga entre el máximo y la rama horizontal al final de la curva. Esto significa que con tamaños mayores es necesaria menor cuantía para evitar una fuerte caída en la resistencia post-pico

### 5.3. Limitaciones.

Los resultados obtenidos reflejan las tendencias básicas del comportamiento en flexión de una viga débilmente armada. Es posible, no obstante, valorar en qué medida limitan los resultados las simplificaciones introducidas:

(a) Al asumir adherencia perfecta entre hormigón y acero estamos provocando que la carga máxima sea la mayor de todas las posibles hipótesis [2]. El mínimo correspondería a la adherencia nula, de modo que la barra estaría anclada en la zona del doblado. La ley de adherencia correcta proporcionaría que el máximo estuviera entre estos dos valores y que se alcanzara con un cierto ablandamiento (el máximo sería redondeado, y no picudo).

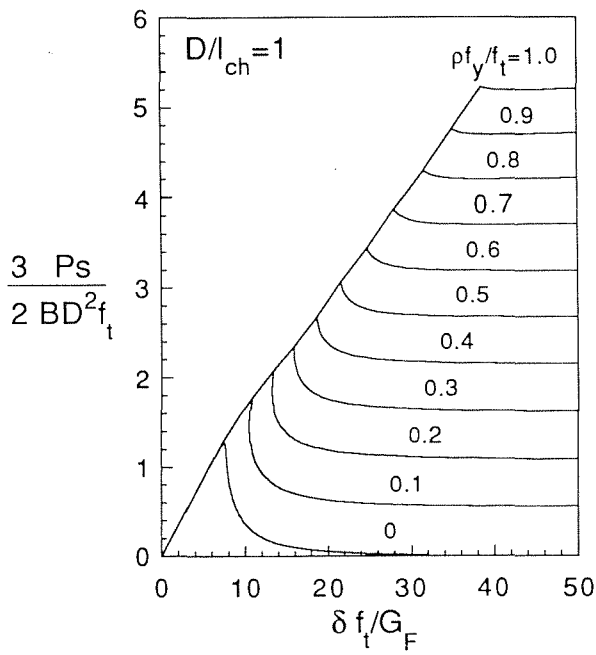


Fig.6. Diagramas P- $\delta$  (adimensionalizados).  $D=l_{ch}$ . Fuerza de cedencia de la armadura variable.

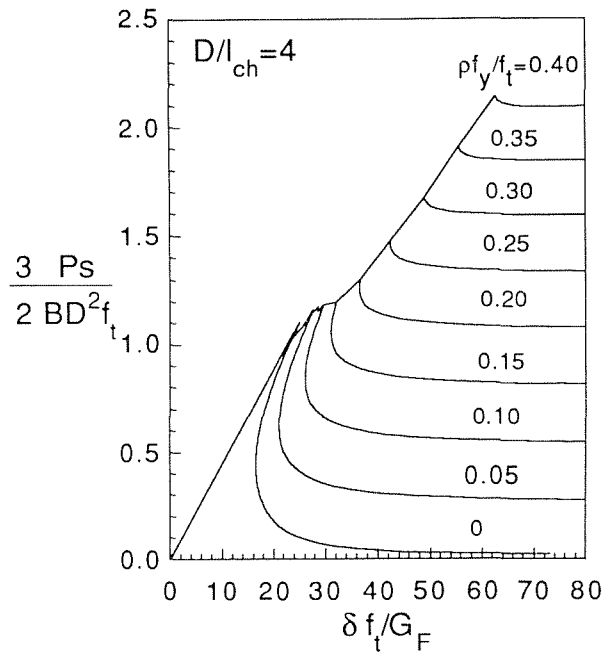


Fig.7. Diagramas P- $\delta$  (adimensionalizados).  $D=4l_{ch}$ . Fuerza de cedencia de la armadura variable.

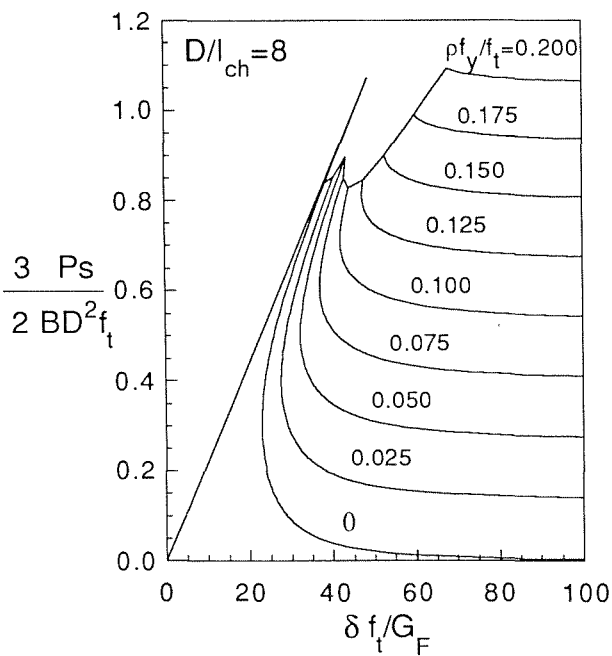


Fig.8. Diagramas P- $\delta$  (adimensionalizados).  $D=8l_{ch}$ . Fuerza de cedencia de la armadura variable.

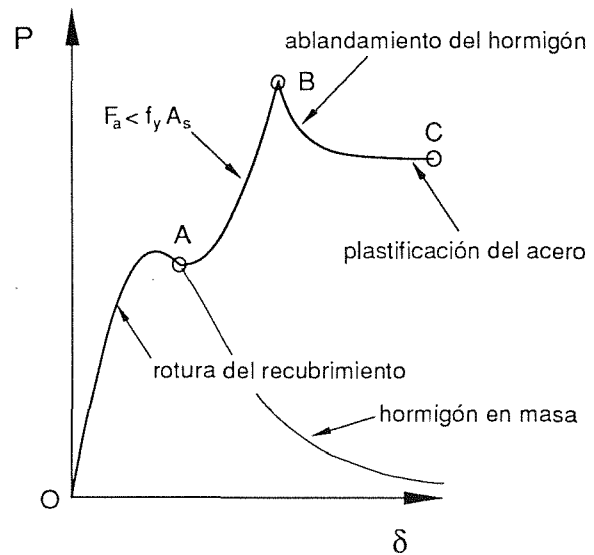


Fig.9. Esquema de la forma característica de la curva P- $\delta$  en un ensayo de flexión en tres puntos para una viga armada. Los tramos OA y AB son independientes de la cuantía.

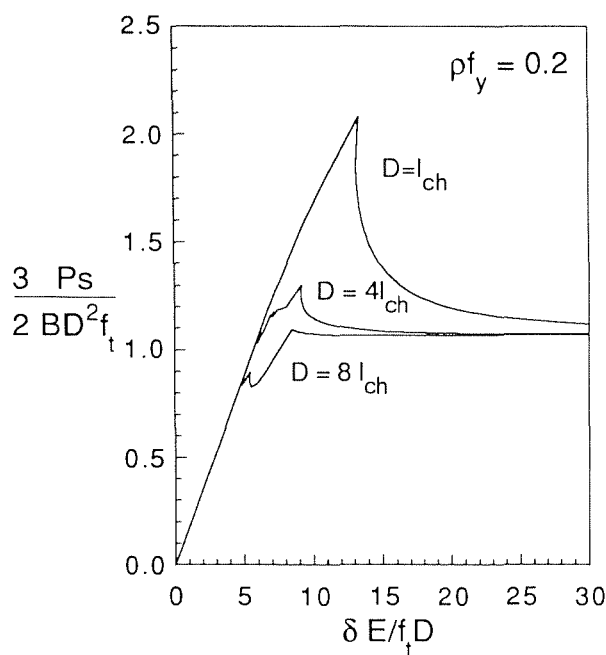


Fig.10. Comparación entre las curvas  $P-\delta/D$  (adimensionalizadas) correspondientes a  $\rho f_y^* = 0.2$ , variando el tamaño.

(b) Como en la práctica la armadura no es continua en el espesor, sino que está formada por barras, el efecto de cosido no es uniforme y por tanto el frente de fisura no es recto como aquí se supone.

(c) Los resultados no tienen en cuenta el efecto que puedan tener la retracción o la fluencia en la pieza.

No obstante sus limitaciones, los resultados permiten estimar con cierto detalle la respuesta global de la viga frente a la carga exterior.

## 6. CONCLUSIONES

Del estudio de los resultados anteriores podemos deducir las siguientes conclusiones:

(a) La propagación de la fisura es diferente en el hormigón armado y en el hormigón en masa, ya que la armadura detiene inicialmente el avance de la fisura. La zona cohesiva se desarrolla inicialmente manteniendo apertura nula en el punto en que la cruza la armadura. Sólo cuando el acero plastifica permite que se produzca la rotura del hormigón en la zona de la armadura.

(b) Del estudio de las ecuaciones que rigen la propagación de la fisura cohesiva se concluye que ésta depende sólo de dos parámetros: el tamaño de la viga ( $D/l_{ch}$ ) y la fuerza de cedencia de la armadura ( $\rho f_y^*$ ).

(c) Se aprecia el efecto de escala observado experimentalmente en estructuras reales. La diferencia entre las cargas máxima y última disminuye si aumentamos el tamaño y mantenemos constante la cuantía.

(d) Antes de poder sacar conclusiones firmes que permitan fijar la cuantía mínima en vigas en flexión, parece necesario analizar la influencia del deslizamiento hormigón-acero y del tamaño de la zona de reparto de la fuerza de la armadura.

## 7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología la ayuda económica recibida a través del Proyecto nº PB90-0276.

## 8. REFERENCIAS

- [1] Comisión Permanente del Hormigón, "Instrucción para el proyecto y la ejecución de obras de hormigón en masa o armado (EH-91)", Centro de Publicaciones del M.O.P.T., España, Art. 38.3, p. 94, (1992).
- [2] Hawkins N. y Hjortset K., "Minimum reinforcement requirements for concrete flexural members", in Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete (Ed. Carpinteri, A.), pp. 379-412, Elsevier Science Publishers Ltd., London, (1992).
- [3] Bosco C. y Carpinteri A., "Fracture mechanics evaluation of minimum reinforcement in concrete structures", in Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete (Ed. Carpinteri, A.), pp. 347-377, Elsevier Science Publishers Ltd., London, (1992).
- [4] Rokugo K., Uchida Y. y Koyanagi W., "Flexural failure behaviour of lightly reinforced concrete beams", en Fracture Mechanics of Concrete Structures, (Ed. Bazant, Z.P.), pp. 775-781, Elsevier Applied Science, (1992).
- [5] Petersson P., "Crack growth and development of fracture zones in plain concrete and similar materials", Report TVBM-1006, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, University of Lund, Sweden, (1981).
- [6] Planas J. y Elices M., "Nonlinear fracture of cohesive materials", International Journal of Fracture **51**, pp.139-157, (1991).

ENSAYOS ESTABLES DE FRACTURA A ALTA TEMPERATURA EN  
CIRCONIA PARCIALMENTE ESTABILIZADA CON ITRIA.

J. Y. Pastor, J. Planas, y M. Elices.

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid.  
ETSI de Caminos, Canales, y Puertos. Ciudad Universitaria, s.n.  
28040-Madrid.

**Resumen.** Se presenta una nueva técnica que permite obtener ensayos estables en materiales cerámicos frágiles a temperatura ambiente y a alta temperatura a partir de probetas prefisuradas del tipo SEPB (single edge precracked beam). La técnica se basa en la utilización de un aparato de metrología láser convencional que permite medir el CMOD (crack mouth opening displacement-apertura de la boca de grieta) con una resolución de  $\pm 0.2 \mu\text{m}$ , y de forma cuasi-continua. La señal de CMOD así obtenida puede utilizarse para servocontrolar la máquina de ensayos. Como muestra de las posibilidades de esta técnica se presentan resultados en circonia parcialmente estabilizada con itria (3% molar Y-PSZ) a varias temperaturas.

**Abstract:** This paper shows a new technique for performing stable fracture test in brittle ceramic materials at ambient and at high temperature. This technique uses a laser extensometer to measure the CMOD (crack mouth opening displacement) with a resolution of  $\pm 0.2 \mu\text{m}$ . The stepped signal coming from the laser extensometer feeds to the testing machine in order to servo control it. If a increasing CMOD control ramp is selected, stable fracture tests may be obtained. As an example of the possibilities of this technique some results on partial stabilized zirconia (3mol % Y-PSZ) at different temperatures are shown.

## 1. INTRODUCCION

Los ensayos de fractura en materiales cerámicos a temperatura ambiente y a altas temperaturas presentan muchos y originales problemas que no han sido resueltos todavía. Dos de los más importantes son la medida en tiempo real de las deformaciones, desplazamiento y CMOD (crack mouth opening displacement-apertura de la boca de grieta), de la probeta, y conseguir ensayos estables.

El primero de los problemas implica la medida de deformaciones que son mucho menores que las que aparecen en metales y materiales dúctiles. Esto requiere el uso de extensómetros de muy alta resolución (del orden de decenas de micras). Distintos tipos de dispositivos, mecánicos y ópticos, han sido desarrollados para su uso en tales condiciones [1-7].

El segundo problema planteado es más difícil de abordar, ya que los ensayos de fractura son raramente estables debido a que las máquinas de ensayos utilizadas presentan en general una rigidez menor que la de las probetas a ensayar [8]. Debido a esta limitación la tenacidad de fractura, bien calculada a partir de ensayos de indentación o bien a partir de la carga máxima en ensayos inestables, ha sido el parámetro más frecuentemente utilizado para la caracterización en fractura de estos materiales. Si de alguna forma fuera posible obtener ensayos estables, se podría determinar con un único ensayo la energía de fractura, la curva-R, y la tenacidad de fractura.

Distintos investigadores [9-12] han intentado por diversos caminos conseguir ensayos estables. Lamentablemente, aún cuando esto ha sido posible, los resultados no siempre han sido fácilmente

interpretables, o las condiciones de ensayo idoneas para realizar los ensayos a alta temperatura.

Una solución a este problema sería poder realizar ensayos de fractura haciendo que la máquina de ensayos realice una rampa creciente de una de las magnitudes del ensayo. Sin embargo esto no es sencillo ya que las dos magnitudes fácilmente controlables, la carga y el desplazamiento del pistón de la máquina, decrecen después de alcanzar la carga máxima.

Los autores presentan una nueva técnica para conseguir ensayos de fractura estables, basada en la utilización de un aparato de metrología láser [3,13]. Este instrumento es utilizado para medir la apertura de la boca de la grieta (que es una magnitud monotonamente creciente durante todo el ensayo) en probetas prefisuradas del tipo SEPB -Single Edge Precracked Beam- [14,15]. Como ejemplo de las posibilidades de este método se presentan algunos de los resultados obtenidos con circonia parcialmente estabilizada con itria a 25, 300, y 900°C.

## 2. DISPOSITIVO EXPERIMENTAL.

### 2.1. Material.

En esta investigación se utilizó una circonia parcialmente estabilizada con itria (3% molar Y-PSZ) obtenida a partir de polvo prensado isostáticamente en frío a 170 MPa, y posteriormente sinterizado durante dos horas a 1500°C. El material fue suministrado por CERATEN, S.A. en forma de placas de 50x100x5 mm<sup>3</sup>. Estas placas fueron cortadas con un disco diamantado en probetas de 50x10x5 mm<sup>3</sup>, las cuales fueron posteriormente prefisuradas haciendo uso de la técnica descrita por Warren y Johannesson [14,15]. La elección de este método es debido a que es considerado por los autores como el que de una forma más idónea evalúa la tenacidad de fractura en materiales cerámicos [13]. Una vez terminado este proceso las probetas presentaban una grieta recta de cuatro a seis milímetros de profundidad.

La determinación del CMOD en la probeta se realizó fijando dos pequeñas barritas de alúmina, *espigas*, sobre la cara de la probeta sometida a flexotracción, para lo cual se utiliza un pegamento cerámico (con temperatura máxima de trabajo 1700°C según datos proporcionados por el fabricante). Las espigas se colocan bien centradas a ambos lados de la boca de la grieta. La distancia nominal entre ambas es de 1.5 mm, que corresponde a la señal inicial del CMOD a medir (Fig.1). Las espigas fueron elegidas con forma cilíndrica para evitar errores en la medida del CMOD debidos al desalineamiento entre las espigas, la probeta, y el haz láser, como podría haber sucedido si hubiésemos utilizado espigas de sección rectangular.

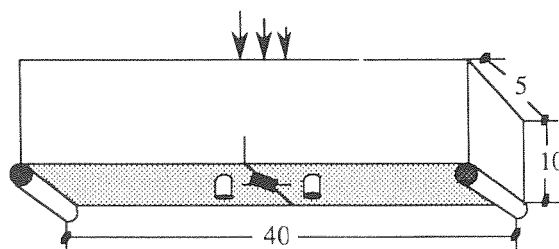


Fig. 1.- Geometría y dimensiones nominales de las probetas ensayadas.

### 2.2. Máquina de ensayos.

Todos los ensayos fueron realizados con una máquina universal de ensayos hidráulica (Instron 8501), a la cual se acopló una célula de carga de 5000 N de fondo de escala.

El dispositivo de carga consistió en dos barras de alúmina de 60 mm de diámetro fijadas a la máquina de ensayos, respectivamente conectadas al pistón y a la célula de carga. Sobre estas se situó un dispositivo comercial de flexión en tres puntos con una luz entre apoyos de 40 mm. Este dispositivo está fabricado en carburo de silicio permitiendo su uso hasta los 1500°C. Los extremos de las barras de alúmina se encontraban refrigerados por un circuito cerrado de agua para impedir el sobrecalentamiento de la célula de carga y del pistón de la máquina. A uno de los canales de extensometría de la máquina se conectó un transductor LVDT que permitió medir el desplazamiento del pistón durante el ensayo con una resolución de  $\pm 1 \mu\text{m}$ .

### 2.3. Horno.

El horno utilizado en los ensayos a alta temperatura tiene una cámara interna de calentamiento de dimensiones 220x220x200 mm<sup>3</sup>, y se encuentra colgado de la máquina de ensayos. Dispone también de dos orificios perfectamente enfrentados, en las superficies inferior y superior, por las que se introducen las barras de carga de alúmina. Como elementos calefactores se utilizaron barras de disilicato de molibdeno que permiten calentar ensayos hasta los 1800°C, con una fluctuación de la temperatura en régimen estacionario de  $\pm 2^\circ\text{C}$ . Dos termopares, suficientemente alejados entre sí, fueron utilizados para garantizar la homogeneidad de la temperatura en toda la cámara. Para permitir el paso del haz láser se instalaron dos ventanas de sílice, perfectamente alineadas entre sí, en la parte posterior y anterior del horno.

En el diseño del horno y en su acoplamiento al resto del dispositivo de ensayo se tuvo especial cuidado en conseguir un perfecto aislamiento térmico que evitase fugas de calor al exterior y el efecto chimenea. Esto permitió acercar el extensómetro láser al horno sin



peligro de sobrecalentamiento, y reducir las fluctuaciones térmicas en el interior de la cámara.

2.4. Extensómetro láser.

La medida del CMOD se realizó mediante un extensómetro láser similar al descrito en [3,13]. El extensómetro consiste en un emisor láser de HeNe de baja potencia (<1mw), un detector, y un procesador digital de control de 32 bits. Adicionalmente el detector está equipado con filtro radiación infrarroja que permite realizar medidas en objetos calientes hasta 1900°C. En la Tabla 1 se pueden ver algunas de las especificaciones del fabricante del aparato.

Tabla1. Especificaciones del extensómetro láser.

Rango de medida: de 0,5 a 50,8 mm.

Velocidad de barrido: 125 barridos/s

Potencia del láser: <1mw

Distancia entre emisor y receptor: 406 mm

Anchura del haz: 0,75 mm

Repetitividad: ±0,0007 mm

Temperatura máxima de uso: 1900 °C

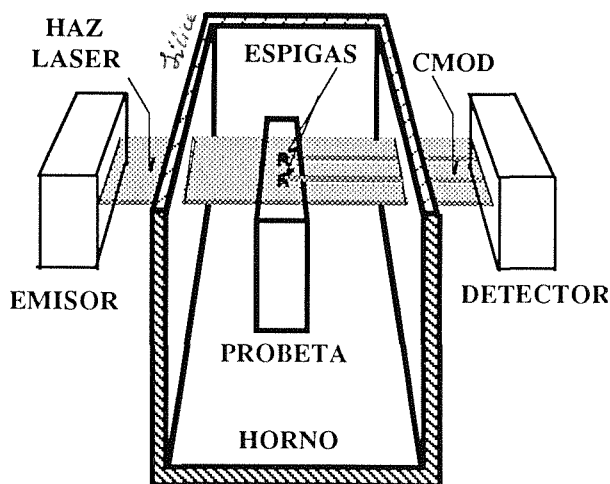


Fig. 2. Esquema del dispositivo de ensayo.

El sistema de funcionamiento del aparato es el siguiente: el emisor láser realiza un barrido horizontal en un plano, paralelo a la cara de la probeta sometida a flexotracción, a una frecuencia de 125 Hz. El haz láser

es dirigido directamente a través de la ventana de sílice en la parte posterior del horno hacia el interior de la cámara. El detector, que está perfectamente alineado con el emisor, recibe el haz láser a través de la otra ventana de sílice, situada en la parte anterior del horno, después de pasar entre las dos espigas. Las dos espigas de alúmina interrumpen el haz láser y el procesador digital mide e interpreta la variación de la distancia entre los bordes de las sombras como el incremento en el CMOD (Fig. 2).

El procesador digital, y la máquina de ensayos fueron configurados de forma tal que a través de una salida analógica instalada en el procesador se fueron introduciendo las lecturas realizadas en la máquina de ensayos como si fuera la señal de un extensómetro convencional.

3. DISCUSION Y RESULTADOS.

El principal problema que se nos presentó en la medida del CMOD fue la fluctuación al azar de la medida debida a los cambios en la densidad del aire y, por tanto, en el índice de refracción. Un buen análisis de los diversos tipos de fluctuaciones y de su origen es el realizado por Carrol et al. [13]. En nuestro caso, debido a que la duración de los ensayos era menor de una hora, sólo encontramos fluctuaciones de periodo menor a un segundo, que pueden reducirse considerablemente con una buena estabilización de la temperatura en el interior del horno y promediando sobre un determinado número de barridos. Por este motivo se redujo el efecto chimenea tanto como fue posible en el diseño del dispositivo, y cada probeta se mantuvo una hora a la temperatura de ensayo antes de ser ensayada. Además, el procesador que controla el extensómetro láser se selecciona de forma que realiza un promedio sobre 150 barridos antes de enviar la señal promediada a la máquina de ensayos. Esto reduce apreciablemente las fluctuaciones. No obstante, debido a que cada barrido requiere una cantidad de tiempo finita, y a que es necesario promediar sobre un determinado número de barridos para evitar una excesiva fluctuación, la señal que se envía a la máquina de ensayos esta discretizada, y presenta un retardo respecto a la lectura inicial. Este es el punto crucial de la técnica que se presenta: utilizar una señal no continua para retroalimentar la máquina de ensayos en tiempo real.

Si el promedio se realiza sobre un número grande de barridos la fluctuación en la señal se reduce asintóticamente hasta un mínimo, pero el tiempo entre dos señales consecutivas que llegan a la máquina aumenta. Si este tiempo es superior a un segundo la máquina es incapaz de responder a las necesidades del ensayo en tiempo real y se pierde el control sobre el mismo. Por contra, si el promedio se realiza sobre un número de barridos demasiado pequeño, la máquina

pierde el control del ensayo debido a la excesiva fluctuación en la amplitud de la señal.

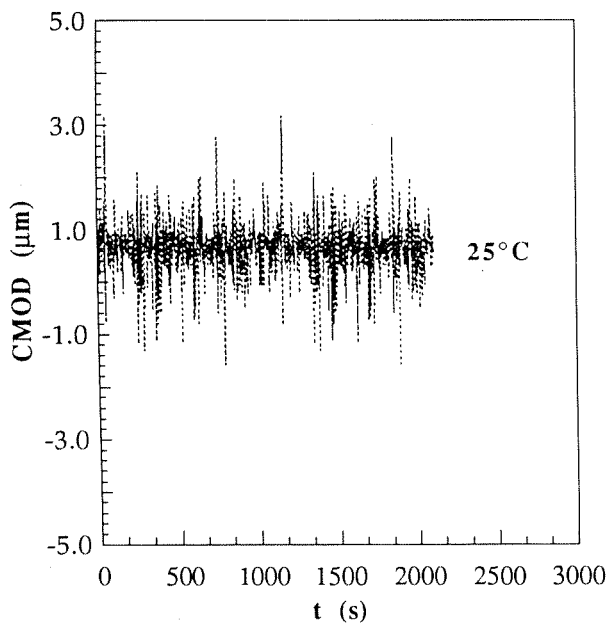


Fig. 3. Señal de CMOD a temperatura ambiente promediada sobre 10 barridos.

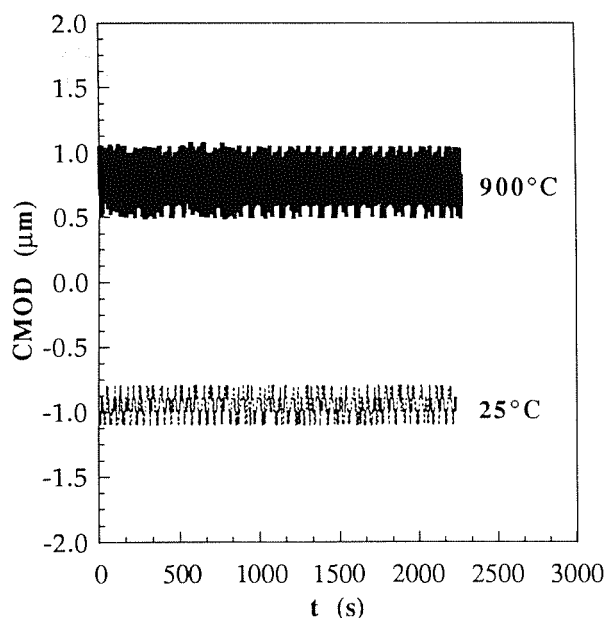


Fig. 4. Señal de CMOD a 25 y 900 °C promediada sobre 150 barridos.

Las condiciones necesarias (en el número de barridos

sobre los que promediar, tiempo de retardo de la señal, y en las ganancias de control de la máquina) fueron determinadas tras sucesivas pruebas, en un proceso de ensayo y error. Finalmente se encontró que promediando sobre 150 barridos la medida del CMOD presenta una estabilidad de  $\pm 0.2 \mu\text{m}$  después de 40 minutos a 900°C (Fig. 3 y 4], tiempo superior al necesario para realizar un ensayo, y la máquina de ensayo puede ser controlada con la señal de CMOD.

La Fig. 5 muestra algunas de las curvas Fuerza-CMOD típicas obtenidas usando el procedimiento anteriormente descrito. La Fig. 6 muestra las curvas Fuerza-Desplazamiento correspondientes a los mismos ensayos. El "snap-back" que aparece en estas últimas curvas es característico de dispositivos que conducen a ensayos inestables en control de desplazamiento. Por tanto, el control en CMOD es estrictamente necesario para obtener ensayos estables en este material, y con este dispositivo.

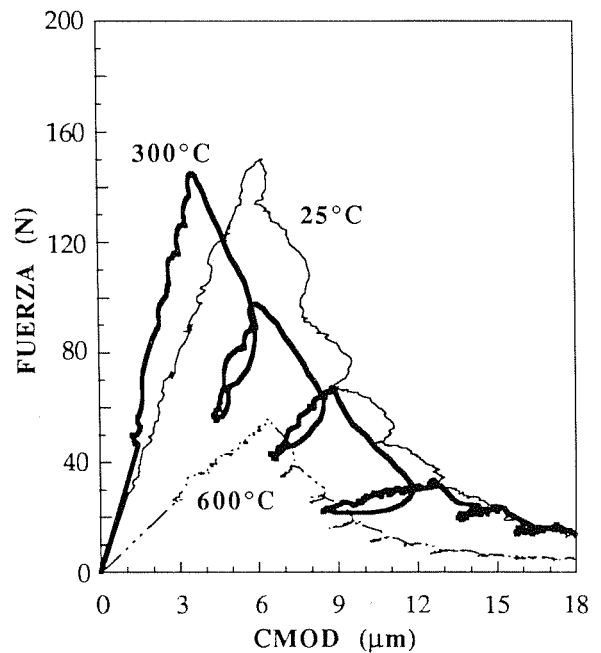


Fig. 5. Curvas de Carga-CMOD.

De la curva Fuerza-Desplazamiento se puede calcular la energía de fractura,  $G_f$ , sin más que dividir el trabajo realizado durante la fractura (área debajo de la curva) entre el incremento de superficie de superficie de fractura durante el ensayo. Las curvas-R podrían obtenerse bien de las descargas en las curvas F-CMOD, o bien suponiendo que el material tiene un comportamiento elástico y lineal, y definiendo una longitud de grieta equivalente [16].

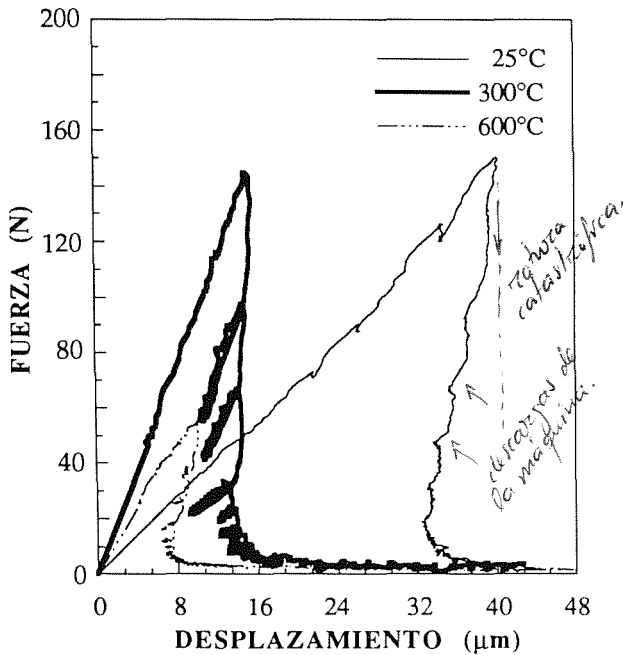


Fig. 6. Curvas de Carga-Desplazamiento.

En la Tabla 2 se muestran el valor medio de los resultados de la energía de fractura y de la tenacidad obtenidos a 25, 300, y 600°C. La tenacidad ha sido calculada introduciendo el valor obtenido para la carga máxima en la fórmula de Tada [17]. Como puede verse hay una disminución muy acusada del valor de la tenacidad de fractura, y consecuentemente de la  $G_f$ , conforme aumenta la temperatura. Este fenómeno, se explica porque la transformación martensítica de partículas en fase cúbica a fase monoclinica durante la fractura -que es la responsable del aumento de tenacidad a temperatura ambiente en estos materiales [18]- se produce de forma espontanea conforme aumenta la temperatura. Por tanto la tenacidad del material disminuye de forma proporcional a la proporción de partículas transformadas espontáneamente.

Tabla 2. Valores medios de la tenacidad y de la energía de fractura medidas a 25, 300, 600°C.

Temperatura (°C)	KIC (MPa√m)	Gf (N/m)
25	3,6	54
300	2,4	36
600	2,1	22

La técnica anteriormente descrita funciona con éxito hasta los 900°C, pero para temperaturas superiores aparecen algunos problemas. Los ensayos a temperaturas superiores son inestables debido a la aparición de una capa de óxido entre los rodillos de carburo de silicio y las probetas de circonia. Esto hace

que la probeta quede *pegada* al dispositivo de ensayo, de forma que no puede deslizarse libremente sobre los rodillos. Como consecuencia el CMOD permanece casi constante mientras que la carga aumenta rápidamente. La máquina de ensayos al no detectar incremento en el CMOD según la rampa solicitada, aumenta rápidamente la carga hasta romper la probeta.

Este efecto indeseado se está tratando de evitar modificando adecuadamente el dispositivo de ensayo, y reduciendo la fricción entre los rodillos de apoyo y la probeta. Dado que ha sido posible medir el CMOD hasta al menos 1300°C con un nivel bajo de fluctuación en la señal, esta técnica parece muy prometedora para la caracterización de los cerámicos a temperatura ambiente y a alta temperatura.

4. CONCLUSIONES.

De todo lo expuesto anteriormente se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- 1.- Se muestra una nueva técnica para realizar ensayos estables de fractura a temperatura ambiente y a alta temperatura en probetas prefisuradas.
- 2.- El CMOD medido con un extensómetro láser es utilizado para servocontrolar la máquina de ensayos.
- 3.- El control en CMOD de la máquina de ensayos es posible gracias a una buena estabilidad térmica del horno, y al promedio sobre un número adecuado de barridos reduce la amplitud de las lecturas y permite su control en tiempo real.
- 4.- Los ensayos de fractura estables proporcionan más información que los ensayos de fractura tradicionales, basados sólo en la medida de la carga máxima o la huella producida por una punta Vickers, ya que la parte descendente de la curva de descarga proporciona una información muy interesante para la caracterización en fractura del material (curva-R y  $G_f$ ).
- 5.- La tenacidad y la energía de fractura se reduce rápidamente conforme aumenta la temperatura en la circonia estudiada.

5. AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido realizado gracias a la financiación aportada por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) bajo beca PB 90-0276, y la acción especial MAT 90-1153-E.

## 6. BIBLIOGRAFIA.

- [1] Baxter D. F., "Tensile testing at extreme temperatures", *Advanced Materials & Processes*, **14**, 2, 22-30, 1991.
- [2] Geiger G., "Advancements in mechanical testing of advanced ceramics", *Ceram. Bull.*, **69**, 11, 1793-1800, 1990.
- [3] Carroll D. F., Wiederhorn S. M., and Roberts D. E., "Technique for tensile creep testing of ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 9, 1610-14, 1989.
- [4] "Strain measurement at high temperatures". Proceedings of a CEC Workshop held at the JRC Petten (N.H.), The Netherlands. (edited by R. C. Hurst, C. F. Boone, J. Bressers, C. F. Etienne, H. Schuster, and J. A. Williams). Elsevier Applied Science Publishers, London & New York, 1986.
- [5] "Technical testing of engineering ceramics at high temperatures". Reprinted from the *International Journal of High Technology Ceramics* 4 (2-4), The Netherlands (edited by B. F. Dyson, R. D. Lohr, and R. Morrell). Elsevier Applied Science Publishers, London & New York, 1988.
- [6] Barlett, M. L., Blanchard, C. R., Davidson, D. L., Nagy, A., "Testing advanced materials at high temperatures", *Advanced Mater. & Proc.*, **11**, 18-24, 1988.
- [7] Jenkins M. G., Kobayashi A. S., Sakai M., White K. W., and Bradt R. C., "Fracture toughness testing of ceramics using a laser interferometric strain gage", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **66**, 12, 1734-38, 1987.
- [8] Mod er M., "A Fracture mechanics approach to fracture analyses of concrete materials", Ph. D. Thesis, Division of Building Materials, University of Lund, Lund, Sweden, pp. 78-102, 1979.
- [9] Ghosh A., Jenkins M. G., White K. W., Kobayashi A. S., and Bradt R. C., "Elevated-temperature fracture resistance of a sintered  $\alpha$ -silicon carbide", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 2, 242-47, 1989.
- [10] Ghosh A., White K. W., Jenkins M. G., Kobayashi A. S., and Bradt R. C., "Fracture resistance of a transparent magnesium aluminate spinel", *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**, 7, 1624-3, 1991.
- [11] Wieninger H., Kromp K., and Pabst R. F. "Crack resistance curves of an alumina at high temperatures", *J. Mat. Scie.*, **22**, 1352-358, 1987.
- [12] Maniette Y., Inagaki M., and Sakai M., "Fracture toughness and crack bridging of a silicon nitride ceramic", *J. Eurp. Ceram. Soc.*, **7**, 255-63, 1991.
- [13] Pastor J. Y., Planas J., Elices M., "Medida de la tenacidad de fractura en materiales cerámicos", *Ann. Mec. Frac.*, **9**, 64-68, 1992.
- [14] Warren R., and Johannesson B., "Creation of Stable Cracks in Hardmetals Using "Bridge" Indentation", *Powder Metall.*, **27**, 1, 25-29, 1984.
- [15] Nose T., and Fujii T., "Evaluation of Fracture Toughness for Ceramic Materials by a Single-Edge-Precreacked-Beam Method", *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**, 5, 328-33, 1988.
- [16] Elices M., Planas J., "Size effect in concrete structures: an R-curve approach", *Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete*, (ed. by A. Carpinteri), pp 169-200, 1992.
- [17] Tada H., Paris P., Irwin G., "The stress analysis handbook", Del Research Corp., Hillertown, PA, USA, 1973.
- [18] Evans A. G., Cannon R. M., "Toughening of brittle solids by martensitic transformations", *Acta Metall.*, **34**, 5, 761-800, 1986.

INFLUENCE OF FREQUENCY, STRESS RATIO AND TEMPERATURE ON THE FATIGUE BEHAVIOUR OF  
A PHENOLIC COMPOSITE

C.M. Branco\*, J.M. Ferreira\*\*

\* CEMUL/IST, Lisbon University of Technology, 1096 Lisbon Codex, Portugal,

\*\* SAEM, University of Coimbra, 3000 Coimbra, Portugal.

**Resumo.** A presente comunicação apresenta resultados dum estudo do comportamento a fadiga de um composto unidireccional de fibras de vidro com matriz fenólica. Foram feitos ensaios de fadiga em tracção uniaxial com  $R=0$  e  $0.4$  a diferentes temperaturas (ambiente,  $100$ ,  $150$  e  $200$  C) e frequências de aplicação da carga ( $1.5$ ,  $10$  e  $25$  Hz). Fez-se variar a fracção volumétrica do composto em dois valores de  $0.28$  e  $0.45$  respectivamente. Consideraram-se ainda três tratamentos superficiais nas fibras designadas por S2, S4 e S5. Os resultados foram apresentados na forma de curvas S-N e curvas extensão em função da vida de fadiga. Fez-se uma análise comparativa da influência dos vários parâmetros na resistência á fadiga. Fez-se também uma avaliação dos danos causados no processo de fadiga usando o método da complacência (perda de módulo durante o ensaio).

**Abstract.** This paper presents results of the fatigue behaviour of a unidirectional fibre reinforced phenolic composite loaded in tension with  $R=0$  and  $0.4$  and at different testing temperatures (RT,  $100$ ,  $150$  and  $200$  C) and loading frequencies ( $1.5$ ,  $10$  and  $25$  Hz). The volumetric fraction of the samples tested was  $0.28$  and  $0.45$  and three surface glass treatments were used named S2, S4 and S5. The results were presented as S-N curves and also nominal strain against fatigue life curves. Finally a damage assessment was carried out in the composite using the loss of modulus (compliance technique).

## 1. INTRODUCTION

It is known that phenolic systems can sustain temperatures up to  $200^{\circ}\text{C}$  with very low toxicity and low smoke emission. Details of advanced applications of phenolic composites in the transport industries may be found in (1) and (2). The prospects for an increasing use of phenolic composites in the transportation industries look good since the estimated current growth in these materials is expected to be around 20% a year (3). In (4) an excellent review is presented of

the processing conditions and mechanical properties of phenolic composites. However fatigue data is not generally available (5).

The chosen matrix for this investigation was an acid catalysed system. Since it was expected that acid attack could result in local fibrillation if the fibers were in compression, careful attention was given to the selection of coupling agents to pretreat the glass surface. Hence

three coupling agents were selected (6) and the details of each are given in the experimental section of the paper. Due to the nature of the lubricants and film former in this case microscopic examination at the SEM included searching for fibre separation or debonding. Previous fatigue data for this type of composite were found to be very scarce (7). On other polymer based systems the ratio endurance limit in fatigue over ultimate tensile strength  $\sigma_f/\sigma_{UTS}$  may range between 0.4 and 0.9 (8).

For fatigue modelling in composites the usual Manson-Coffin and Basquin equations are used. In polymer composites whose monotonic behaviour is quasi-linear, the endurance curve has a different shape from that of metals. The amount of plasticity is very limited and the elastic part of the extension,  $\Delta\epsilon_e$  is therefore predominant. Hence the  $\Delta\epsilon_e, N_f$  plot in logarithmic coordinates looks very flat, although different slopes in the fatigue endurance curves might occur as described in (9). For epoxy-based systems. Fatigue crack growth data and damage analysis is a very complex phenomenon. The present paper presents some comparative damage assessment results using the compliance or loss of modulus technique.

Although the present paper does not present any crack growth future work is planned in this area. Damage modelling is usually attempted with fracture mechanics energy based parameters (10,11). Recently models of this type have been applied with success in some systems (12). Additional work is planned in this area.

The authors have published two papers (13,14) on the monotonic and fatigue behaviour of this type of phenolic composite. In the first paper (13) tensile and bending data was obtained at room temperature for the same types of fiber treatment reported here and for the same volume fractions (0.28 and 0.45). Also in (13) some preliminary fatigue results at room temperature and for  $R=0$  were obtained. These results have shown that tensile strength, flexural bending strength and the tensile and bending modulus increase with volume fraction. The differences in results between the treatments were minor.

In the second paper (14) recently published tensile and fatigue results for the same type of composite are presented. The fatigue data was obtained at  $R=0$  and 0.4 at the temperatures of RT, 100, 150 and 200°C. All the data was obtained

at the constant loading frequency of 10Hz. Some fractographic observations with the SEM were carried out. No damage assessment results were obtained.

This first set of results have shown that fatigue life has decreased with the volume fraction of the composite. Also, a decrease in fatigue life was obtained when the stress ratio was increased from 0 to 0.4 (higher mean stress). In the high fatigue life regime treatment S2 generally gave the best fatigue results, while in the low cycle fatigue region, treatments S4 and S5 provided the best fatigue results.

For both volume fractions the fatigue strength ratio,  $\Delta\sigma/S_e$  values in this phenolic composite were found to be below the values reported in the literature for other types of polymer composites (e.g. epoxy or polyester). SEM observations of the fracture surfaces have shown internal voids caused by the release of entrapped water bubbles formed during composite manufacture. The S2 treatment indicated a slightly better interfacial bond strength between the fibers and the matrix as revealed by the fatigue fracture surfaces.

In this paper further results are presented of the fatigue behaviour of the phenolic composite. Here particular attention is given to the frequency effect to detect any visco-elastic variations in the material properties. Results of a fatigue damage assessment study are presented using loss of compliance (loss of tensile modulus) measurements. Results of a fractographic analysis with the SEM are also presented.

## 2. EXPERIMENTAL

### 2.1 Manufacture and preparation of specimens

The specimens were manufactured from thin plates using a frame winding and stacking technique at IPTIME in the University of Loughborough, UK. The procedure was manual lay-out of fibers aligned along the longitudinal direction of the plate. Some specimens were taken with the fibers in the transverse direction of loading but the tensile and bending results were so low that this procedure was discontinued. Fig.1 shows the specimen used for both the tensile and fatigue tests. Nominal thickness of the specimens was 2 mm; those were taken from plates with the same thickness and overall dimensions of 200x200mm. Each plate was manufactured separately by manual

lay-up of the resin-catalyst mixture in a frame with the glass fibers previously set along the longitudinal direction.

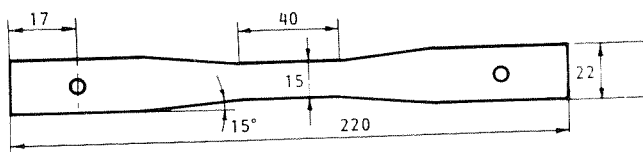


Fig.1 - Specimen used in the tensile and fatigue tests: 0°phenolic composite. Dimensions: mm.

The phenolic resin was BPJ 2018L and the catalyst Phencat 10. The fiber glass was E-type Owens Corning. As referred above the three fibre treatments used were S2 - coupling agent A714 (multifunctional silane derivative), 0.1% weight, without film former. S4 - The same coupling agent as S2 but with the film former P220 (0.3% weight). S5 - The same coupling agent as S2 but with the film former E400 (0.3% weight). The plates were prepared so as to have volume fractions of 0.28 and 0.42. The volume fractions were determined by the usual weighing method with resin volatilization carried out in a furnace at 600°C.

The glass fibers were set in the frame with the help of a small lathe which enable the frame to rotate at constant speed while the fibers were stacked in the frame. Next, the resin was applied in the frame with the fibers.

After resin deposition the plates were pressed at constant load in order to achieve a nominal thickness of 2mm in the plate and remove excess resin. Finally, the cure of the plates was carried out in an oven at 80°C for approximately 2h. The cure operation has great importance since substantial improvements can be obtained in the physical properties of the composite. Also, residual entrapped water in the composite can be removed.

2.2 FATIGUE TESTS

The complete set of results for the tensile

tests at RT, 100, 150 and 200°C are reported in (14). Fig.1 specimens were used.

The fatigue tests were carried out at RT, 100, 150 and 200°C and at frequencies of 1.5, 10 and 25Hz both at R=0 and R=0.4 in a computer controlled servohydraulic fatigue testing machine. The load wave was sinusoidal at constant amplitude. For the high temperature tests the specimens were placed inside a electrical resistance can-shell three zone temperature controlled furnace. The accuracy of the temperature measurement was ± 2°C and the specimens were kept inside the furnace for 30 min at the testing temperature before the cyclic loads were applied.

The compliance was measured during the fatigue test with an external high precision extensometer fitted to the specimen (25mm gauge length and ± 10% range). The fatigue test was stopped at periodic intervals and then the compliance measurements were taken (equivalent to the measurement of the tensile modulus) loading statically the specimen up to near the maximum load of the fatigue cycle.

In some selected specimens SEM observations of the fracture surfaces were performed.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig.2 taken from Ref.(14) shows the entire set of the S-N curves obtained at room temperature and for the loading frequency of 10Hz.

From Fig.2 it is possible to see the influence of stress ratio, fiber treatment and volume fraction referred above.

Fig.3 shows the set of S-N curves obtained at R=0 for the frequency of 1.5Hz and for the treatment S2/0.45. The results indicate the influence of temperature on fatigue life, i.e. fatigue life decreases with increasing temperature.

Similar plots were obtained for the other treatments and frequencies. Another example is shown in Fig.4 for the same frequency of 1.5Hz but for the treatment S2/0.30. Note that the fatigue strength is higher for the higher volume fraction.

To get a better assessment of the effects of

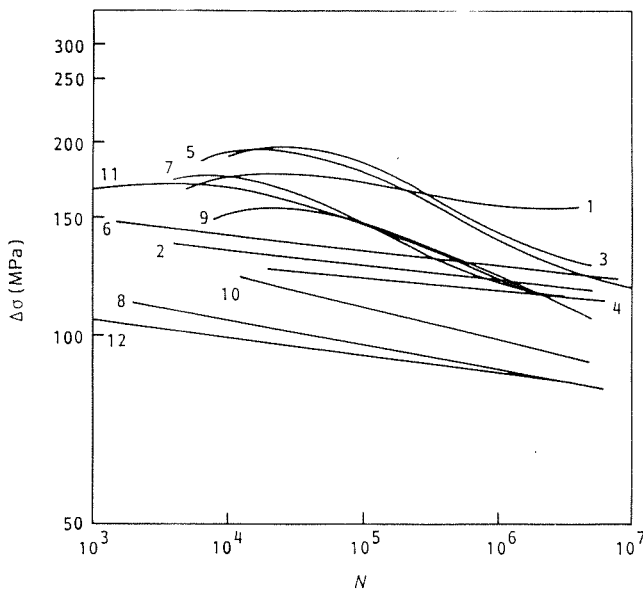


Fig.2 - Set of S-N curves at RT. 0° phenolic composite (14). 1, S2/0.42, R=0; 2-S2/0.42, R=0.4; 3-S4/0.42, R=0; 4-S4/0.42, R=0.4; 5-S5/0.42, R=0; 6-S5/0.42, R=0.4; 7-S2/0.28, R=0; 8-S2/0.28, R=0.4; 9-S4/0.28, R=0; 10-S4/0.28, R=0.4; 11-S5/0.28, R=0.4.

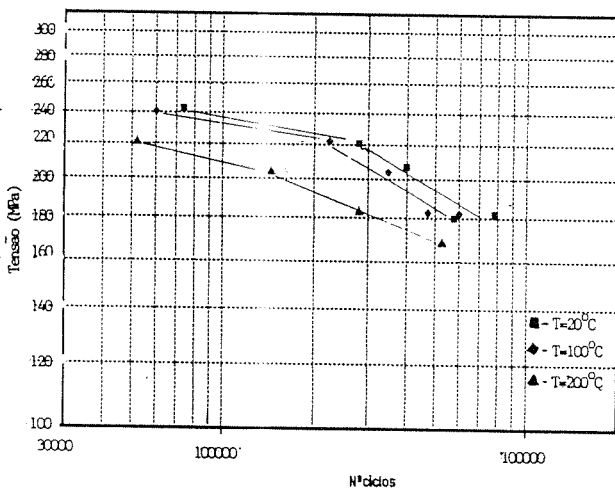


Fig.3 - S/N data for S2/0.45. R=0. f=1.5Hz. T=20°C; 100 and 200°C.

frequency and temperature plots were made for each temperature and each volume fraction of fatigue life for a particular constant applied stress range against the loading frequency. These data for the volume fraction, treatment of S2/0.45 are given in Fig.5 for the temperature of 20°C (RT) and in Fig.6 for T=100°C. All

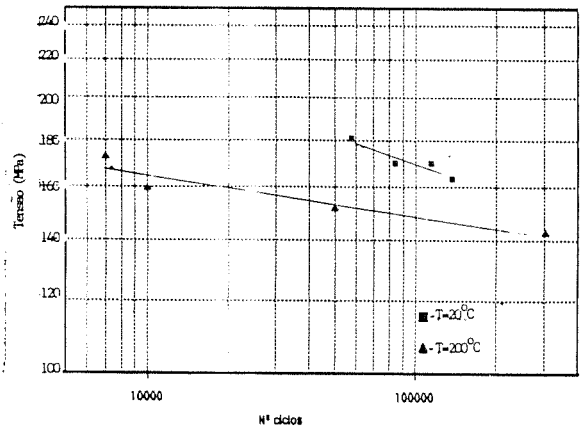


Fig.4 - S/N data for S2/0.30. R=0. f=1.5Hz. T=20°C; 100 and 200°C.

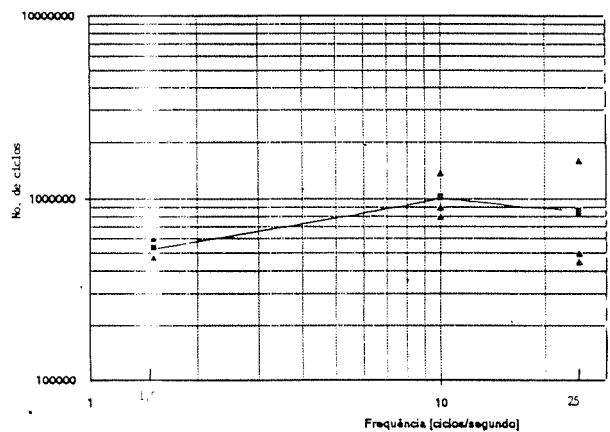


Fig.5 - Fatigue life reached for a stress level  $\Delta\sigma=180\text{MPa}$ , as a function of frequency. T=20°C. 0° phenolic composite. S2/0.45.

the data points were taken at the stress level,  $\Delta\sigma=180\text{MPa}$ .

Despite some scatter in the results of Figs.5 and 6 it was possible to draw the mean lines shown. It is seen that fatigue life is relatively independent of the testing temperature (up to 100°C) for the lower frequency of 1.5Hz. Lower values of fatigue life are obtained also with this lower frequency. For the other two frequencies of 10 and 25Hz fatigue life increases by a factor of five approximately in relation to the frequency of 1.5Hz. There is a very slight reduction in fatigue life when the frequency is



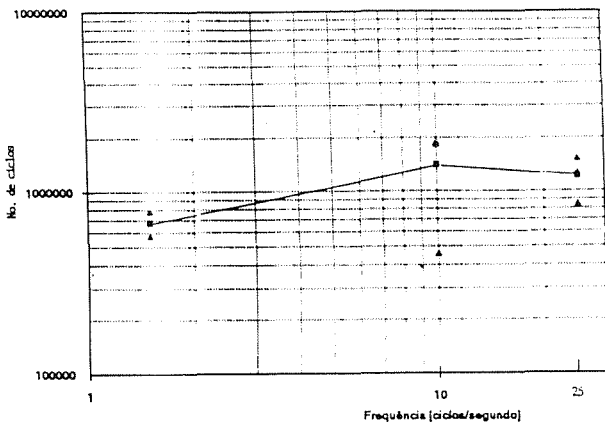


Fig.6 - Fatigue life reached for a stress level  $\Delta\sigma=180\text{MPa}$ , as a function of frequency.  $T=100^\circ\text{C}$ .  $0^\circ$  phenolic composite. S2/0.45.

increased from 10 to 25Hz and for the higher frequencies (10 and 25Hz) fatigue life is seen to increase with the temperature by a factor of approximately 50%. This latter effect is probably due to the effect of this temperature of  $100^\circ\text{C}$  promoting an improved curing process in the resin hence providing a better interfacial bond strength between the fibers and the resin.

In comparison with other polymer based composites the fatigue life of the present composite is quite good (ranging between  $5 \times 10^5$  cycles) and  $1.5 \times 10^6$  cycles for a fatigue strength of 180 MPa. The lower fatigue strength (180MPa) nearly 40% of the ultimate tensile values obtained (see Figs.3 and 4) gave values of the fatigue ratios  $\sigma_f/\sigma_{UTS}$  close to 0.4, that is slightly below the ratios obtained for other polymer composite systems.

A typical result of a compliance measurement of a fatigue test at RT is plotted in Fig.7. Here the normalized modulus  $E/E_1$  is plotted against the normalized fatigue life  $N/N_f$  where  $E_1$  is the tensile modulus at the beginning of the test and  $N_f$  is the number of cycles to failure. It is seen there is no virtually any loss of modulus up to 75% of the fatigue life. Also the maximum loss of modulus occurring near failure is only 10%, i.e. fiber damage only causes macroscopic reduction of stiffness in the later stages of fatigue life. There is therefore a great concentration of damage in the last quarter of fatigue life. However at  $100^\circ\text{C}$  the measurable loss of modulus

starts early in the fatigue life (25%) (Fig.8) and attains a maximum value near failure of about 15%. Hence the increase in temperature leads to a more continuous damage process developing in a more steady way from the early phase of the fatigue life.

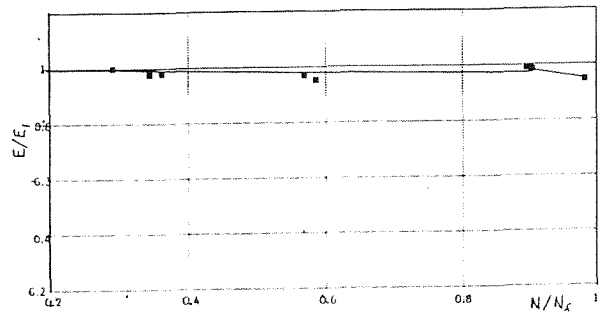


Fig.7 - Loss of modulus (compliance) against normalized fatigue life.  $0^\circ$  phenolic composite. S2/0.45.  $T=20^\circ\text{C}$ .

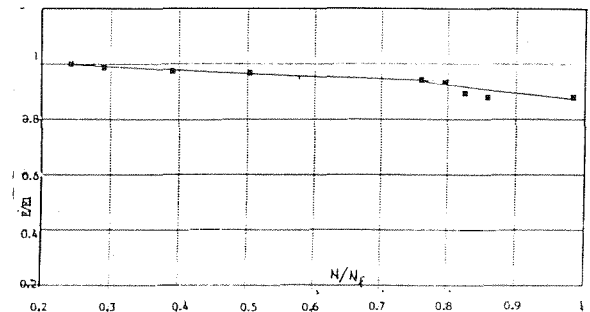


Fig.8 - Loss of modulus (compliance) against normalized fatigue life.  $0^\circ$  phenolic composite. S2/0.45.  $T=100^\circ\text{C}$ .

It was also found that the variation of tensile modulus with the temperature was negligible for the same fatigue life (Fig.9). The loss of modulus technique is useful for a preliminary comparative damage assessment of the fatigue behaviour of the composite. However it does not look accurate enough to make a proper quantified damage measurement. Other techniques are now

being applied to obtain damage extension values following the VAMAS recommendations (15).

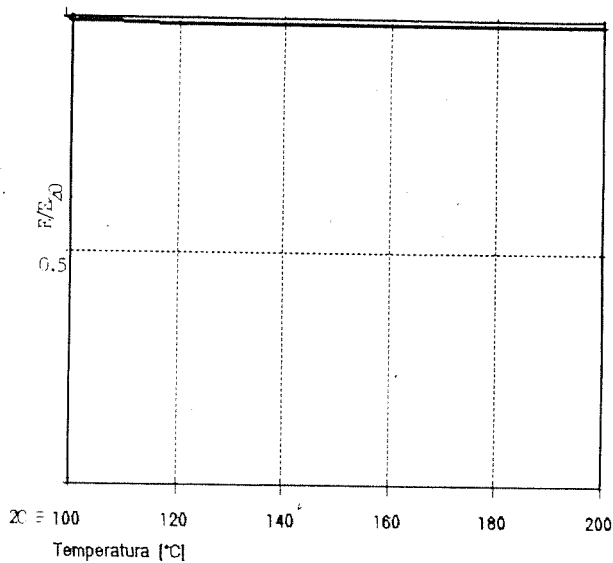


Fig.9 - Variation of the normalized modulus  $E/E_{20}$  with the temperature.  $0^{\circ}$  phenolic composite. S2/0.45.  $f=1.5\text{Hz}$ .

Work is now in progress with the acoustic emission technique to get more detailed knowledge of the damage process.

Some SEM photographs were taken at fracture surfaces to investigate microscopic failure processes and also the separation mechanisms between the fibers and the matrix. Two selected examples are shown in Figs.10 and 11. Thus Fig. 10 is a zone of a specimen tested at  $20^{\circ}\text{C}$ , loading frequency of  $1.5\text{Hz}$  and tested with a nominal  $\Delta\sigma=17\text{MPa}$ . The data for Fig.11 is similar with the exception of the testing temperature ( $200^{\circ}\text{C}$ ). The number of voids is greater in Fig. 11 ( $T=200^{\circ}\text{C}$ ) and so it is the density of broken fibers.

The extension of fiber debonding from the matrix is also more noticeable in Fig.11 i.e. for the specimen tested at  $200^{\circ}\text{C}$  (Fig.10) there are greater amounts of resin still stuck to the fibers despite the appearance of voids due to the release of entrapped water in the composite.

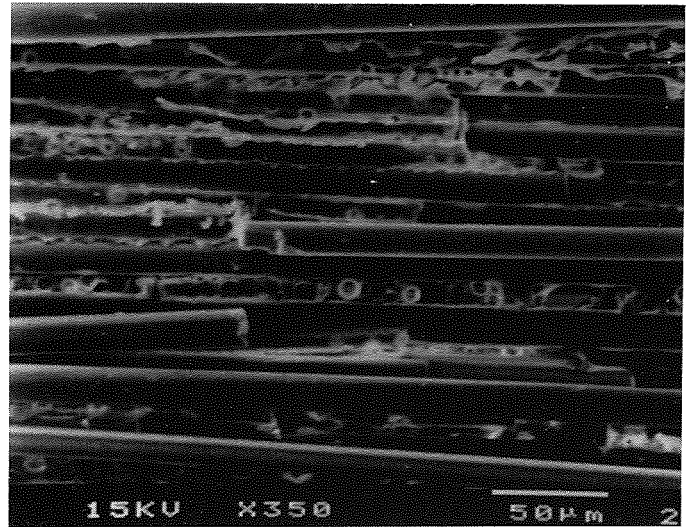


Fig.10 - SEM photograph.  $0^{\circ}$  phenolic composite  $T=20^{\circ}\text{C}$ . Fatigue  $\Delta\sigma=17\text{MPa}$ .  $f=1.5\text{Hz}$ . S2/0.45 treatment.

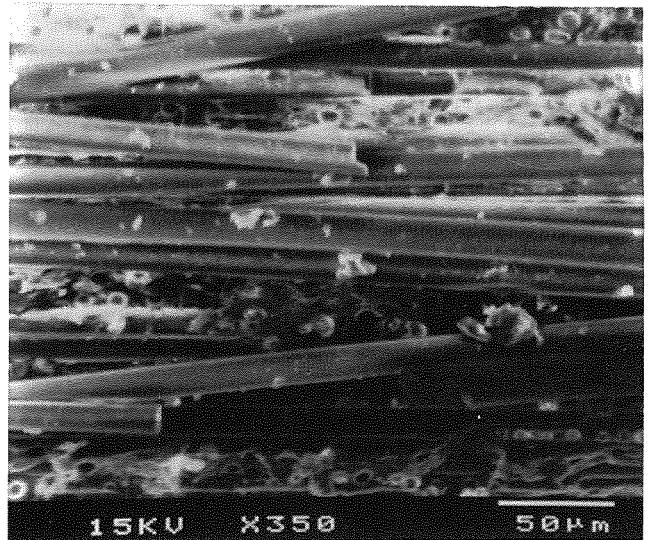


Fig.11 - SEM photograph.  $0^{\circ}$  phenolic composite  $T=200^{\circ}\text{C}$ . Fatigue  $\Delta\sigma=17\text{MPa}$ .  $f=1.5\text{Hz}$ . S2/0.45 treatment.

#### 4. CONCLUSIONS

1. For the range of frequencies analysed (1.5, 10 and 25Hz) fatigue strength has increased with the volume fraction of the composite (0.3

and 0.45).

2. For both volume fractions tested (0.3 and 0.45) the fatigue strength decreased with increasing temperature (20 to 200°C). This effect was particularly noted in the low life regime.

3. At RT fatigue life has increased when the loading frequency changed from 1.5 to 10Hz. However a negligible variation of fatigue life was noted from 10 to 25Hz.

4. At 100°C to 25Hz and for the higher frequencies of 10 and 25Hz fatigue life is near 50% greater than at RT assuming a comparative stress range value of 180MPa in the long life region. For the lower frequency of 1.5Hz the difference in fatigue life for both temperatures is negligible.

5. The fatigue strength ratios of the unidirectional composite are slightly below the values quoted in the literature for other polymer based composites. Further improvement of properties can be obtained with a better control of the manufacture and control processes.

6. The loss of modulus technique (compliance variations) has shown that only comparative analyses of damage can be made in the composite. For RT only a significant loss of tensile modulus was measured in the final 20% of the fatigue life of the specimens. However at 100°C loss of modulus starts early in the fatigue life (after 25% of the fatigue life) and increases more markedly along the fatigue life than at RT. Hence fiber damage starts early at 100°C while at RT fiber damage and rupture occurs more suddenly towards the end of the fatigue life of the specimen.

7. A negligible variation of the tensile modulus with temperature (20 to 200°C) was found.

8. The SEM photographs have shown that void formation due to entrapped water and fiber to resin debonding are the main mechanisms for the fatigue failure of the composite.

#### REFERENCES

- (1)- Eur.Plust.News (May 1989)p.28.
- (2)- Lodge, C., "Take a new look at phenolics", Plast World (June 1989) pp. 42-45.
- (3)- Mapleston, P., "Phenolic composites make a strong bid in high heat fire safe applications", Mod. Plast Int. (September 1989) pp. 401-405.
- (4)- Forsdyke, K.L., Lawrence, G., Mayer, R.M. and Patterson, I., "Use of phenolic resins for load bearing structures", SAMPE Conf. London, 1983, pp.9.0-9.10.
- (5)-Forsdyke, K.L., "Developments in the application technology of phenolic GRP", BPF 13th Reinf. Plast. Conf., Brighton, 1982, pp.1-10
- (6)-Metcalf, A.G., Gulden, M.E., and Schmitz, G.X Glass Technology 12, 1971, p.15.
- (7)-Talreja, R., "Fatigue of composite materials" analysis, testing and design, Proc. Seminar, April 1990, Basel, Switzerland (Technomic Publishing, Basel, Switzerland).
- (8)-Bathias, C., "The fatigue of high performance composite materials", Proc. NATO ASI Advances in Fatigue Science and Technology, Ed.C. Moura Branco, Alvor, Portugal, 1988 (Kluwer, 1989, pp.659-677).
- (9)-Curtis, P.T. and Dorey, G., "Fatigue of composite materials", Proc. Inst. Mech. Eng., J. Aeros Eng. 203 (1989) pp.31-37.
- (10)-Sih, G.C., "Overview on the mechanics of composite materials and structures", Proc. Int. Conf. Advanced Composite Materials and Structures, Taiwan, China, May 1986 UNO Science Press, The Netherlands, 1987) pp.3-24.
- (11)-Carpinteri, A., "Local and global instability in fracture mechanics, ibid, pp.325-396.
- (12)-Spearing, M. and Beaumont, P.W.R., "The fatigue damage mechanisms of carbon fibre composites", Proc. 8th European Conf. on Fracture, ECF8, Torino, Italy, Vol.1 (EMAS, London, 1990) pp.224-231.
- (13)-Branco, C.M., Ferreira, J.M. and Fael, P., "Fatigue and fracture behaviour of a phenolic matrix composite" (in portuguese) Proc. Portuguese Conf. on Fracture, Lisbon University of Technology, October 1991,

Paper No.4.

- (14)- Branco, C.M., Ferreira, J.M., Richardson, M.O.W. and Fael, P., "Fatigue Behaviour of a phenolic matrix composite", Int. J. Fatigue, 14, No.6 (1992) pp.367-376.
- (15)- Varmas report on fatigue of polymer composites, round robin results, Chairman J.P. Trotignon (ENSAM, Paris, France, 1988).

#### ACKNOWLEDGEMENTS

This work is sponsored by a NATO research grant (CRG 00097/91) between CEMUL and FCT/UC in Portugal and the Loughborough University of Technology in the UK.

Thanks are also due to Mr. V. Santos of FCT/UC who carried out with great care and dedication part of the experimental work reported in this paper. The testing materials were kindly supplied by BP England. The cooperation and guidance of Dr. M.O.W. Richardson at Loughborough University of Technology is also gratefully acknowledged.

FRACTURA DE  $\text{Si}_3\text{N}_4$  CON DIFERENTES PROPORCIONES DE LAS FASES  $\alpha$  Y  $\beta$ 

A. Ramírez de Arellano López

Departamento de Física de la Materia Condensada

Universidad de Sevilla, Sevilla, España

y

J. P. Singh

Materials and Components Technology Division

Argonne National Laboratory, Argonne, Illinois, EE.UU.

**Resumen.** Hemos realizado experimentos de fractura, a temperatura ambiente, por medio de indentaciones Vickers sobre muestras de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  policristalino con diferentes proporciones de las fases alfa y beta. La tenacidad de fractura,  $K_{Ic}$ , aumenta con un contenido creciente de fase  $\beta$ , de  $3.8 \pm 0.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  a  $7.0 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , entre el 24 y el 60% en volumen, para luego bajar a  $6.6 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  para muestras con un 99% de fase  $\beta$ . Se ha estudiado la microestructura de las muestras tanto brutas de fabricación como después de los ensayos mecánicos para lograr una buena caracterización de los mecanismos que han dado lugar a la mejora de las propiedades mecánicas.

**Abstract.** Fracture properties of a polycrystalline  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramic have been studied using Vickers indentations. Silicon nitride samples contained different  $\alpha/\beta$  phase ratios. Fracture toughness,  $K_{Ic}$ , increased with increasing  $\beta$  content, from  $3.8 \pm 0.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  to  $7.0 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , between 24 to 60  $\beta$  vol%, and then decreases to  $6.6 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  for samples with 99  $\beta$ %. Microstructural features were studied in both as-fabricated and fractured samples for characterizing the mechanisms that motivate the improvement of mechanical properties.

## 1. INTRODUCCION

El nitruro de silicio es un material cerámico con una alta potencialidad para usos estructurales, en particular a alta temperatura. Desde los primeros estudios exhaustivos sobre este sistema, realizados por Lange a comienzos de los 70 [1], resultó evidente que sus prometedoras propiedades mecánicas se explicaban por la particular microestructura que presenta [2].

El nitruro de silicio posee dos polimorfos cristalinos, que se designan con las letras griegas  $\alpha$  y  $\beta$ . Aunque la relación entre ambas y sus características esenciales son aún fuente de fuerte polémica, existe acuerdo general en que la fase  $\alpha$  es trigonal y la  $\beta$  es hexagonal, y que la primera se transforma irreversiblemente en la segunda a temperaturas elevadas (típicamente

superiores a  $1400^\circ\text{C}$ ) a través de un proceso reconstructivo que pasa necesariamente por estado líquido. La promoción de la presencia de estos líquidos se consigue mediante el empleo de aditivos apropiados ( $\text{MgO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , ...). La dinámica de esta transformación de fase ha sido objeto de numerosos estudios [3], [4], [5].

Pero el principal interés de la transformación de los cristales  $\alpha$  en  $\beta$  proviene del cambio morfológico que se observa [6]. Los primeros son cristales equiaxiados, mientras que los segundos son alargados, siendo posible controlar su crecimiento. La presencia de elementos alargados resistentes es uno de los posibles motivos de mejora de las propiedades en fractura, mediante mecanismos que han sido apropiadamente descritos tanto teórica como experimentalmente [7].

Sin embargo, la mejora en las propiedades de fractura con una creciente fracción de fase  $\beta$ , se ve acompañada de un empeoramiento de la dureza del sistema, así como de una disminución de los módulos elásticos de Young y de cizalladura [4]. Es interesante investigar, y esa es la intención de este trabajo, la adecuación de las propiedades del material fabricado a unas especificaciones concretas.

La primera parte de nuestro estudio consistió en la fabricación de muestras con cantidades controladas de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , así como en su caracterización microestructural [8]. El análisis de las propiedades mecánicas de los materiales generados ha sido el segundo paso. La presente contribución corresponde a los resultados obtenidos en los ensayos de fractura a temperatura ambiente.

## 2. MATERIALES

Hemos fabricado los policristales de nitruro de silicio por compresión uniaxial en caliente (CUC) de polvos comerciales de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (UBE SN-E10,  $\alpha/(\alpha+\beta) > 95\%$ ) mezclados con un 5% en peso de MgO. Con el objeto de controlar la formación de fase  $\beta$  hemos realizado la consolidación de las muestras a temperaturas dentro del rango de 1450 a 1700°C, con una tensión de 80 MPa.

A cantidad de aditivos constante, el control de la formación de fase  $\beta$  a través de la temperatura y el tiempo de consolidación ha tenido éxito, ya que hemos obtenido muestras con un contenido en fase  $\beta$  que ha variado entre el 24 y el 99% en volumen. El contenido de fases se ha determinado por difracción de rayos X, siguiendo la metodología descrita por Gazzara y Messier [9]. En la Tabla I se encuentra una correlación detallada entre los parámetros de fabricación descritos, así como la asignación de nombres a las muestras, en el que se hace referencia directa al contenido de fase  $\beta$  de cada una de ellas.

Muestra	SN24	SN30	SN54	SN60	SN99
T (°C)	1450	1550	1600	1630	1700
t (hr.)	3	1	1	1	1
p %teor	98	99	99	98	99
$\beta$ %vol	24	30	54	60	99

Tabla I. Parámetros de fabricación

La evolución de la microestructura de los policristales en función del contenido en fase  $\beta$  ha sido estudiado

por medio de observaciones realizadas por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Para el revelado de las microestructuras hemos atacado superficies pulidas ( $0.25 \mu\text{m}$ ) de cada una de las muestras con NaOH fundido. Un ejemplo típico de nuestras observaciones lo constituye la Figura 1. En la micrografía, que corresponde a una muestra con el 60% de fase beta, SN60, se detecta una distribución bimodal de granos equiaxiados (GE), posiblemente de estructura alfa, y granos alargados (GA), típicos de la estructura cristalográfica beta.

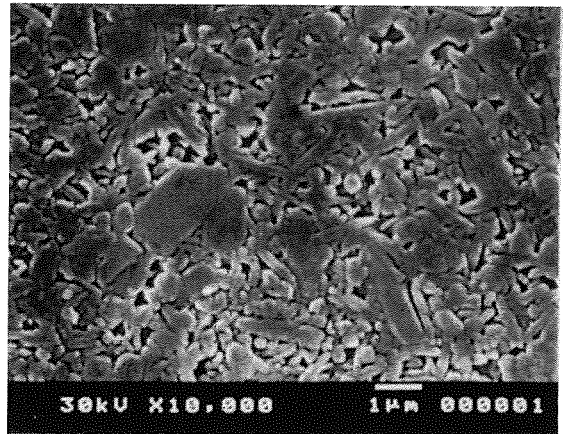


Fig. 1. Micrografía MEB de una muestra SN60, atacada con NaOH, para revelar su microestructura bimodal.

Las Figuras 2 y 3 muestran las microestructuras de los casos extremos de las muestras SN24 y SN99, en los que los granos son mayoritariamente GAs y GEs, respectivamente.

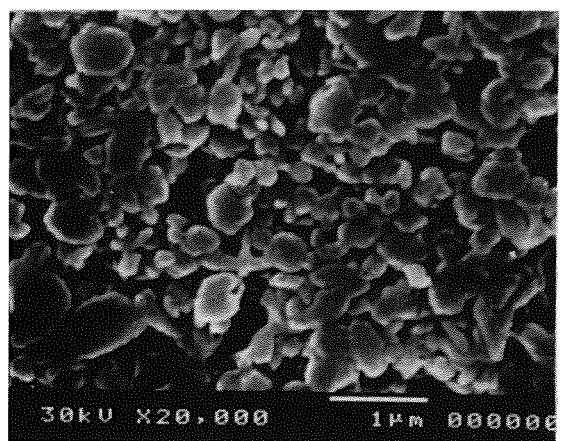


Fig.2 Micrografía MEB de una muestra SN24 atacada con NaOH. Presencia mayoritaria de GEs.

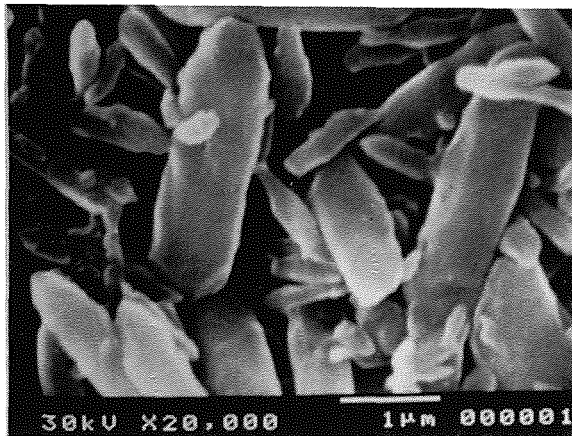


Fig.3. Micrografía MEB de una muestra SN99 atacada con NaOH. Presencia mayoritaria de GAs.

Los resultados del análisis cuantitativo de los tamaños de grano y factores de aspecto (proporción entre diámetro y longitud de los GAs) de cada una de las muestras y cada tipo de grano se recogen en la Tabla II. Es posible comprobar que los GEs crecen con un mayor tiempo y temperatura de fabricación. Por su parte, los GAs también aumentan de tamaño, pero mantienen un factor de aspecto que varía muy poco, con un valor medio de  $5.1 \pm 0.6$ .

Muestra	SN24	SN30	SN54	SN60	SN99
GE					
d(µm)	0.85	0.60	0.65	0.81	--
GA					
l(µm)	--	--	1.19	1.18	2.86
d(µm)	--	--	0.23	0.27	0.54
F.A.	--	--	5.7	4.5	5.2

Tabla II. Morfología de los granos. d:diámetro; l:longitud; F.A.:factor de aspecto.

### 3. ENSAYOS MECANICOS

#### 3.1. Técnicas experimentales

Hemos determinado los módulos elásticos  $\nu$ , factor de Poisson, E, módulo de Young, y G, módulo de cizalladura, por medio del análisis de transmisión de ultrasonidos en las muestras siguiendo la técnica de "pulso-eco" propuesta por Krautkrämer y Krautkrämer [10]. La dureza y la tenacidad de fractura se evaluaron por medio de ensayo de penetración Vickers [11], [12]. Las grietas generadas son perpendiculares a la superficie (pulida en todos los casos hasta  $0.25 \mu\text{m}$ ) y

coinciden con las diagonales de la huella (ver Figura 4).

Para determinar la dureza hemos empleado la expresión [13]:

$$H_v = \frac{1.854P}{L^2}$$

donde P es la carga empleada (10 Kg, durante 10 segundos, en nuestro estudio) y L es la longitud de la diagonal de la huella.

Conocidas la dureza y el módulo elástico de Young, hemos calculado la tenacidad de fractura,  $K_{Ic}$ , a partir de [14]:

$$K_{Ic} = H_v a^{0.5} \left( \frac{E}{H_v} \right)^{0.4} \left[ 0.057 \left( \frac{c}{a} \right)^{-1.5} \right]$$

donde c y a corresponden a las semilongitudes de la grieta y de la diagonal de la imprenta. En cada muestra se realizaron al menos veinticinco impresas, por lo que la significación estadística de los resultados es alta.

#### 3.2. Resultados

Los valores de los módulos elásticos a temperatura ambiente se recogen en la Tabla III. Estos resultados están en muy buen acuerdo con los que se encuentran disponibles en la literatura.

Muestra	SN24	SN30	SN54	SN60	SN99
$\nu$	0.250	0.256	0.279	0.276	0.269
G (GPa)	141	138	132	131	128
E (GPa)	353	347	338	335	324
$H_v$ perp (MPa)	25070	24424	24742	25081	19755
$H_v$ para (MPa)	23518	24112	24973	25299	17907
$K_{Ic}$ per (MPa <sup>1/2</sup> )	3.8	4.5	5.5	7.0	6.6
$K_{Ic}$ par (MPa <sup>1/2</sup> )	4.4	3.9	6.9	6.1	6.7

← dureza  
→ tenacidad

Tabla III. Propiedades mecánicas de las muestras estudiadas. perp/per: cara perpendicular al eje CUC; para/par: cara paralela al eje CUC.

La dureza y la tenacidad, medidas en caras perpendiculares y paralelas al eje de CUC se han

agrupado también en la Tabla III. Es de destacar que la dureza de la muestra SN99 es notablemente inferior a la de las muestras en las que había mezcla de ambas fases.

Por su parte, la tenacidad de fractura aumenta con un mayor contenido de fase  $\beta$ , tomando valores máximos para las muestras SN54 y SN60, de proporción de fases intermedia. En el caso de las impresas realizadas sobre caras perpendiculares al eje de CUC, el valor máximo  $7.0 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  se obtiene para la muestra SN60, mientras que en caras paralelas al eje CUC hemos encontrado  $6.9 \pm 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Para ambos tipos de ensayo,  $K_{IC}$  toma valores inferiores al correspondiente máximo en la muestra SN99. Por su parte, las probetas SN24 y SN30 presentan tenacidades menores, que varían entre  $3.8 \pm 0.6$  y  $4.5 \pm 0.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

#### 4. DISCUSION

En la Tabla IV se muestran resultados tanto de fractura como de dureza obtenidos por otros autores.

Referencia	$\beta$ % vol	$H_v$ MPa	$K_{IC}$ MPa $\cdot\text{m}^{1/2}$
Lange [1]	100		6.5
Lange [15]	100		6.0
Himsolt et al. [4]	15		3.2
	34		5.0
	64		7.8
	100		6.6
Greskovich et al. [16]	100	16500	(2% vidrio)
	100	19500	(limpio)
	100	18400	(limpio)
Greskovich et al. [17]	15	20900	4.5
	80	16400	6.0
	100	15850	5.7
	100	15000	4.5
Chu [18]	100	14670	6.8
Knutson-Wedel et al. [5]	<50	18620	3.0
	100	15190	4.0
Nakamura et al [19]	40		4.5
	97		5.4

**Tabla IV.** Valores de la dureza y la tenacidad de fractura provenientes de la bibliografía.

Aun discrepando en los valores absolutos de  $H_v$ , los estudios de Greskovich y Gazza [17] y de Knutson-

Wedel y colaboradores [5] ponen de manifiesto la misma tendencia que hemos descrito en el apartado de resultados, de reducción de la dureza con una creciente proporción de fase  $\beta$ . Respecto a las discrepancias en los valores absolutos de  $H_v$ , debemos indicar que siendo las medidas de dureza, esencialmente, ensayos de plasticidad a temperatura ambiente, su valor puede verse influido por factores tales como la presencia de fases vítreas intergranulares. De hecho, los valores más altos de  $H_v$  se han encontrado en muestras cuyos fabricantes han indicado como "limpias". Así lo vemos en la Tabla IV, donde las medidas que Greskovich y Gazza [16] realizaron sobre muestras 100% beta, con escaso contenido en fases vítreas, están en buen acuerdo con nuestros resultados en los especímenes SN99. También en la literatura es posible encontrar resultados sobre  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , completamente  $\alpha$ , fabricado por CVD, con bajo contenido en vidrios, cuya dureza alcanzó valores de hasta 29500 MPa [17], lo que está en una mejor concordancia con nuestros propios resultados. En las muestras con alto contenido en fase beta es factible que la disminución de la dureza sea debida a una mayor presencia de vidrios en relación a las proporciones intermedias [6]

Respecto a  $K_{IC}$ , los valores que se han determinado concuerdan con otros de la bibliografía, como se puede ver en la Tabla IV. Es posible comprobar que Himsolt et al. [4] y Greskovich y Gazza [16] han encontrado también que los valores máximos de la tenacidad se producen para composiciones intermedias (64% y 80% de fase beta, respectivamente). La reducción en tenacidad se atribuye a la disminución de la dureza para las muestras SN99.

La mejora de la tenacidad con una creciente presencia de fase beta puede ser explicada por la morfología de los granos de esta fase. Su estructura alargada da lugar a la activación de diversos mecanismos de mejora de la tenacidad en policristales, que, como hemos dicho, han sido ampliamente descritos en la literatura.

El puenteado (*bridging*) de las grietas por los granos o fibras alargadas, la desviación de las grietas en torno a éstos (*debonding*), y la extracción de los elementos alargados tras la separación física de sus fronteras de grano (*pull-out*), son ostensibles en las micrografías de barrido que se muestran en la Figura 4, tomadas según el avance de una grieta generada por penetración.

En la micrografía A se observa un grano que, tras la apertura de la grieta, ha sido completamente extraído de su posición (*debonding* + *pull-out*). En la



micrografía B podemos ver una zona de la grieta que se ve puentada (*bridging*), con lo que se dificulta el avance ulterior de ésta. Por último, en la micrografía C, en el final de la grieta, vemos que ésta no posee ya la suficiente energía, con lo que su avance se circunscribe a contornear los granos, algunos de ellos de inconfundible estructura alargada, para por fin detenerse.

Las propiedades elásticas y la dureza de los materiales que hemos fabricado indican que pudiese ser un cerámico con escaso contenido en fases intergranulares vítreas en relación a otros policristales comerciales o experimentales. Este hecho es objeto en la actualidad de estudio por medio, en particular, de ensayos de plasticidad a alta temperatura y observaciones microestructurales que se realizan por medio de microscopía electrónica de barrido.

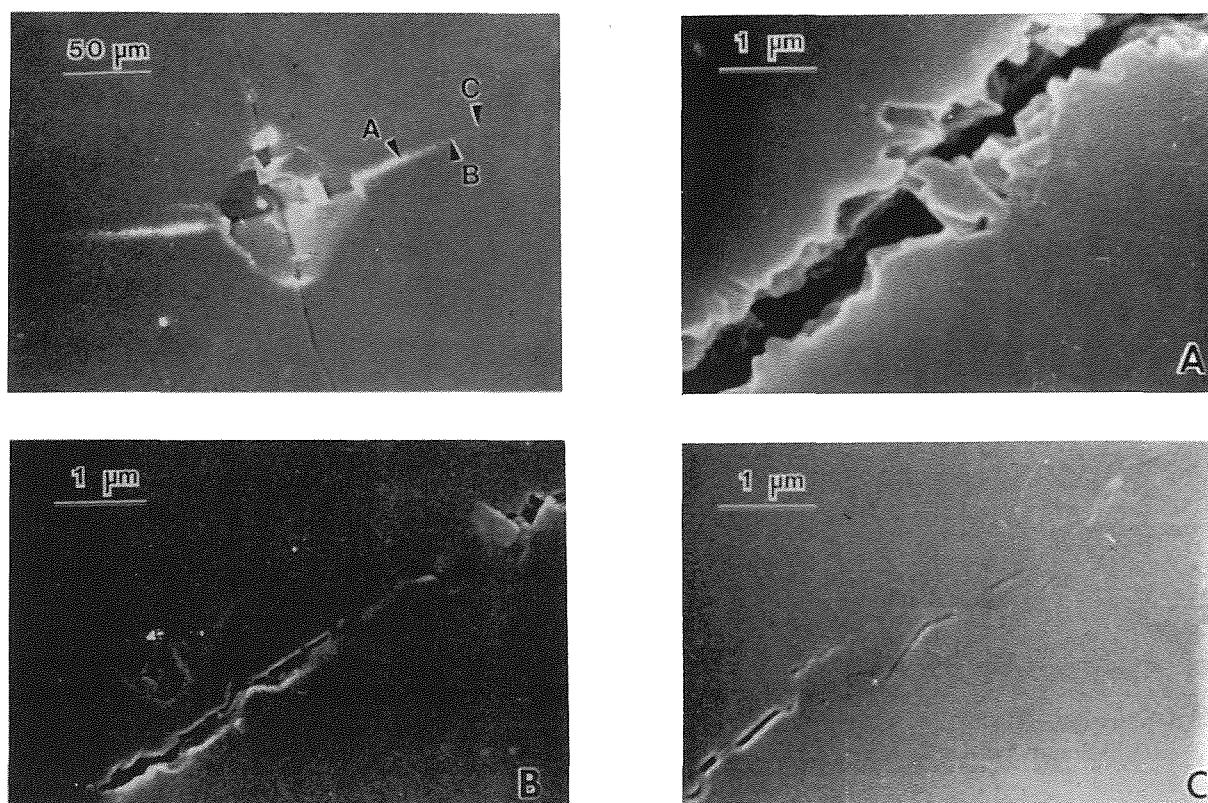


Fig. 4. Mecanismos de mejora de la tenacidad. Muestra SN60. Ensayo de penetración con 10 Kg, durante 10 seg.

## 5. CONCLUSIONES

Hemos confirmado la posibilidad influir en la propiedades mecánicas del nitruro de silicio policristalino por medio del control de la transformación de fase de alfa a beta. Hemos comprobado que los motivos de la mejora de la tenacidad están relacionados con la conformación de una morfología bimodal de granos equiaxiados y alargados y que el valor óptimo de  $K_{Ic}$  se obtiene para combinaciones intermedias de las fases. Por medio de MEB, hemos identificado los mecanismos activos de mejora de la tenacidad.

## 6. AGRADECIMIENTOS / ACKNOWLEDGEMENTS

Este estudio se ha realizado en Argonne National Laboratory, Argonne; Illinois, EE.UU., con el soporte económico del US Department of Energy, Office of Fossil Energy, Advanced Research and Development Materials Program, contrato W-31-109-Eng-38 y el Ministerio de Educación y Ciencia de España, Proyecto de la CICYT, MAT91-0978, y por medio de una beca Posdoctoral de la que ha disfrutado Antonio Ramírez de Arellano López.

Work supported by the US Department of Energy, Office of Fossil Energy, Advanced Research and Development Materials Program, under contract W-31-109-Eng-38 and the Ministerio de Educación y Ciencia de España, CICYT Project, MAT91-0978, and a Postdoctoral Grant for Antonio Ramírez de Arellano López.

## 7. REFERENCIAS

- [1] F.F.Lange, "Strong, high-temperature ceramics", pp. 365-390, en 1974 Annual Review of Materials Science, editor R.A.Huggins, Annual Reviews Inc., Palo Alto, California, EE.UU.
- [2] F.F.Lange, "Dense  $\text{Si}_3\text{N}_4$ : Interrelation between phase equilibria, microstructure and mechanical properties", pp 491-509, en Nitrogen Ceramics, editor F.L.Riley, Noordhof, Holanda
- [3] L.J.Bowen, R.J.Weston, T.G.Carruthers y R.J.Brook, "Hot-pressing and the  $\alpha$ - $\beta$  phase transformation in silicon nitride", J.Mater.Sci., 13, (1978), 341-350
- [4] G.Himsolt, H.Knoch, H.Huebner, y F.W.Kleinlein, "Mechanical properties of hot-pressed silicon nitride with different grain structures", J.Am.Ceram.Soc., 62, [1-2], 29-32 (1979)
- [5] E.M.Knutson-Wedel, L.K.L.Falk, H.Björklund, y T.Ekström, " $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramics formed by HIP using different oxide additions. Relation between microstructure and properties", J.Mater.Sci., 26 (1991) 5575-5584
- [6] V.K.Sarin, "On the  $\alpha$ -to- $\beta$  phase transformation in silicon nitride", Mater.Sci. & Eng. A105/106 (1988) 151-159
- [7] A.G.Evans, "Perspectives on the development of high-toughness ceramics", J.Am.Ceram.Soc. 73, [2], 187-206, (1990)
- [8] A.R.DeArellano-López, J.Martínez-Fernández, M.A.MacMaan y J.P.Singh, artículo en preparación
- [9] C.P.Gazzara, y D.R.Messier, "Determination of phase content of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  by X-ray diffraction analysis", Am.Ceram.Soc.Bull., 56, [9], 777-780 (1977)
- [10] J.Krautkrämer, y H.Krautkrämer, "Ultrasonic testing of materials", Springer Verlag, New York, 1983
- [11] A.G.Evans, y E.A.Charles, "Fracture toughness determination by indentation", J.Am.Ceram.Soc. 59, [7-8], 371-372 (1976)
- [12] A.G.Evans, "Fracture toughness: the role of indentation techniques", pp. 112-135 en Fracture Mechanics Applied to Brittle Materials, S.W.Freiman, Editor. ASTM Spec.Tech.Publ. 678 (1978)
- [13] G.E.Dieter, en Mechanical Metallurgy, 3a. Edición, p. 331, McGraw-Hill, Nueva York
- [14] D.B.Marchall y A.G.Evans, réplica a "Commet on 'Elastic/Plastic indentation damage in ceramics: the median/radial crack system'", J.Am.Ceram.Soc., 64, [12], C182-C183
- [15] F.F.Lange, "Fracture toughness of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  as a function of the initial  $\alpha$ -phase content", J.Am.Ceram.Soc., 62, [7-8], 428-430 (1979)
- [16] C.Greskovich, y H.C.Yeh, "Hardness of dense  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ ", J.Mat.Sci.Lett., 2, 657-659 (1983)
- [17] C.Greskovich, y G.E.Gazza, "Hardness of dense  $\alpha$ - and  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramics", J.Mater.Sci.Lett., 4, 195-196, (1985)
- [18] C-Y.Chu, "Processing and microstructure/mechanical properties correlations in  $\text{Si}_3\text{N}_4$  matrix composites", Tesis Doctoral, Illinois Institute of Technology, Chicago, Illinois, EE.UU. 1991
- [19] K.Nakamura, M.Ohashi, T.Nagaora, N.Yasooka, S.Kanzaki, y T.Suzuki, "Mechanical properties of silicon nitride with different powder processing routes", J.Mater.Sci.Lett., 11, (1992) 742-726

## EFECTOS DINAMICOS EN IMPACTO DE POLIMEROS

A.B. Martínez, A.Gordillo, R.Díaz, M.Ll. MasPOCH.

Dpto. Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
Universidad Politécnica de Cataluña  
ETSIIB, Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona

**Resumen.** La naturaleza dinámica de los ensayos pendulares de impacto, provoca que la probeta vibre, pudiendo dejar de tocar los apoyos y el impactor, generando una curva de la fuerza en función del tiempo oscilante, que dificulta la correcta determinación de los parámetros de la fractura a estas altas velocidades de deformación. En este trabajo se presenta la instrumentación de la geometría Charpy y se analiza el modelo simplificado de Williams; y conforme a sus conclusiones se aplica a la determinación de los parámetros de la fractura del PMMA. Se comparan estos resultados con los obtenidos en ensayos estáticos a bajas velocidades de deformación.

## 1. INTRODUCCION.

Como consecuencia de la naturaleza viscoelástica de los materiales polímeros, los valores de las magnitudes de sus propiedades mecánicas no sólo dependen de la temperatura, sino también del tiempo. A temperatura constante dichos valores dependerán de la velocidad de sollicitación.

En algunas de las aplicaciones extensivas de estos materiales, y en adición al conocimiento de otras propiedades, es esencial conocer el comportamiento frente a los golpes o choques que de distinta naturaleza y de muy diferentes características puede sufrir una pieza o artículo durante su vida útil.

En los ensayos tradicionales analógicos de impacto, se mide la energía perdida por el impactor que golpea al objeto durante el evento del impacto. Es decir, la resistencia al impacto del objeto se evalúa en términos energéticos.

Esta energía medida es la suma de las contribuciones de varias energías: la energía de indentación en los apoyos, la energía elástica almacenada en el aparato, la energía perdida por el aparato en vibraciones y rozamientos, la energía consumida para expulsar las porciones rotas del objeto, y la energía total consumida durante la deformación y rotura del objeto.

La contribución de estas diferentes energías puede variar de manera sustancial dependiendo del tipo y geometría del ensayo.

La energía medida es la energía perdida por el impactor, cuando lo que es más representativo de la resistencia al impacto es la energía absorbida por el objeto durante el evento del impacto (la energía consumida durante la deformación y rotura del objeto) que algunas veces puede estimarse realizando modificaciones en el ensayo.

Aunque estos métodos analógicos son fáciles de aplicar [1], dan resultados difíciles de interpretar, y ello es consecuencia de que la resistencia al impacto no es una propiedad fundamental del material, y depende, entre otros factores, de la temperatura, del tipo y geometría del ensayo, así como de la microestructura y orientación del material.

Parte de estos inconvenientes pueden resolverse con la utilización de los equipos instrumentados, que además de permitirnos una separación de las contribuciones de las distintas energías, al registrarnos la fuerza soportada por el impactor durante el evento del impacto nos permitirá calcular la energía y el desplazamiento, y además puede permitirnos aplicar las técnicas de la mecánica de la fractura y así obtener criterios de fallo y parámetros de la fractura que son independientes de la geometría de la probeta y del ensayo, e idealmente, de las condiciones de éste.

## 2. LA INSTRUMENTACION DE LOS EQUIPOS.

Los métodos más comunes de ensayo de impacto utilizan un péndulo que golpea la probeta, y dependiendo de la geometría del ensayo tenemos los métodos Izod, Charpy o impacto-tracción.

También hay otros métodos en los que se deja caer una masa en forma de dardo sobre la muestra que puede ser una pieza o una probeta.

En general, gran parte de los equipos instrumentados de impacto presentan un diagrama de bloques tal como el mostrado en Figura 1.

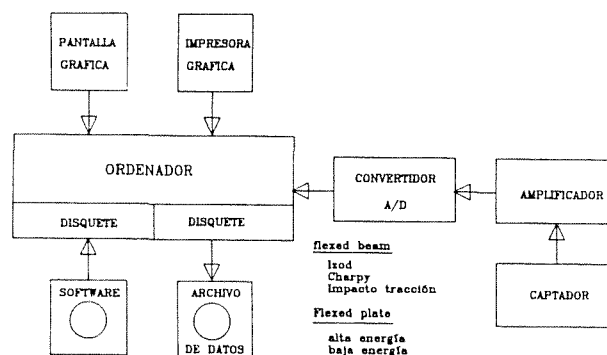


Fig. 1. Diagrama de bloques de la instrumentación.

Mediante la instalación de captadores de fuerza en la cabeza del impactor o en las mordazas y el almacenamiento en un ordenador de las señales del captador en función del tiempo, es posible el registro de las curvas fuerza versus tiempo generadas durante el impacto.

Mediante esta instrumentación, es pues posible, registrar y almacenar la fuerza ejercida sobre el impactor durante el tiempo de duración del impacto.

En la Figura 2 se muestran distintos gráficos experimentales obtenidos con la geometría Charpy en una probeta de PMMA.

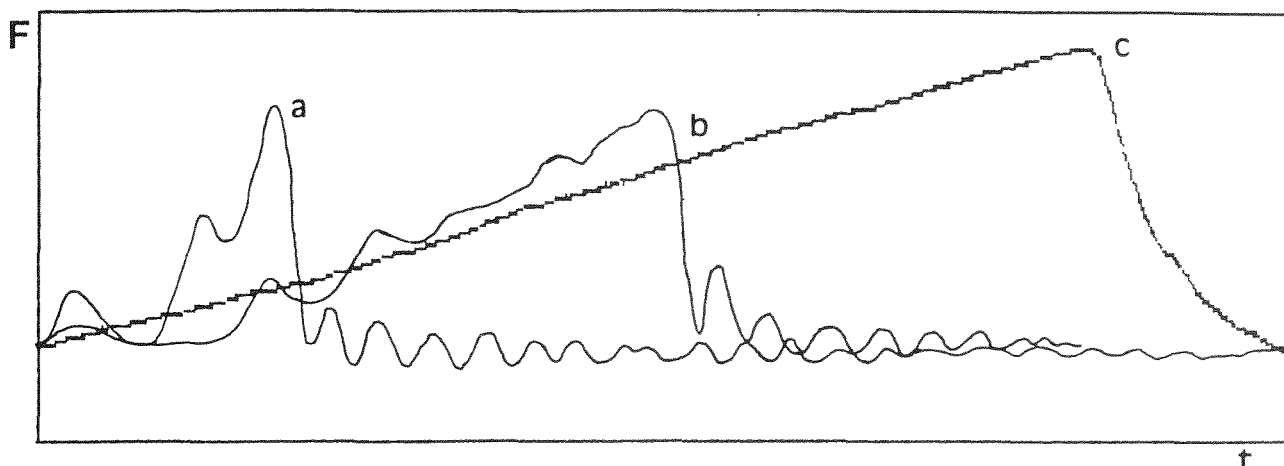


Fig. 2. Curvas  $F(t)$  registradas experimentalmente.

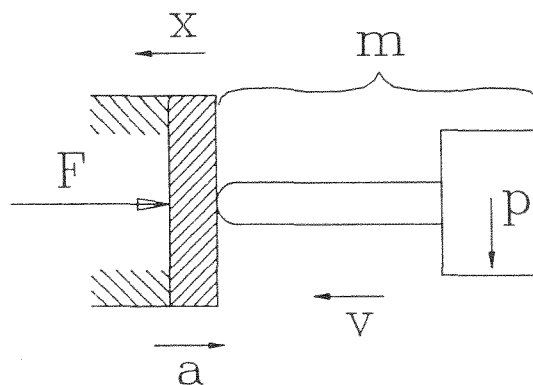
- a)  $V_0 = 0.99 \text{ m/s}$
- b)  $V_0 = 0.43 \text{ m/s}$
- c)  $V_0 = 0.99 \text{ m/s}$  con goma

3. ANALISIS ESTATICO.

Mediante la instrumentación de los equipos de impacto se registran las curvas  $F(t)$  de la fuerza en función del tiempo.

Como los captadores de fuerza están situados en la cabeza del impactor, las fuerzas medidas son las que actúan sobre el impactor. Si la contribución de los efectos dinámicos es pequeña, y el impactor siempre mantiene contacto con la muestra durante el tiempo de duración del suceso del impacto, se puede considerar el fenómeno como estático y analizarse como tal (Figura 3). En este caso las fuerzas medidas por el captador serán las mismas que actúan sobre la muestra.

Es decir, a partir de la curva registrada de la fuerza en función del tiempo se pueden calcular y representar los gráficos de la velocidad, desplazamiento y energía en función del tiempo de duración de la experiencia, y cruzando los datos, las gráficas de la fuerza y de la energía en función del desplazamiento.



$$a = \frac{F}{m}$$

$$a(t) = \frac{F(t)}{m}$$

$$V(t) = V_0 - \int_0^t \frac{F(t)}{m} dt$$

$$x(t) = \int_0^t (V_0 - \int_0^t \frac{F(t)}{m} dt) dt$$

$$E(t) = \int_0^t F(t) [V_0 - \int_0^t \frac{F(t)}{m} dt] dt$$

Fig. 3. Modelo y fórmulas para calcular las curvas mediante los equipos instrumentados de tipo pendular.

#### 4. EFECTOS DINAMICOS

El problema que se nos presenta proviene de considerar si las fuerzas medidas en el impactor son las mismas que actúan sobre la probeta y así los valores calculados de la energía corresponden a la energía ganada por la probeta.

A relativamente bajas velocidades  $V_0$  de impacto, las diferencias entre los valores medidos y los que actúan sobre la probeta son despreciables, pero a medida que la velocidad del impactor se aumenta, la diferencia puede ser considerable.

Estas diferencias están originadas por los efectos dinámicos asociados al método de ensayo y han sido convincentemente demostrados por los trabajos de Kalthoff [2], y Williams y Adams [3].

La naturaleza dinámica de los ensayos de impacto provoca que la probeta vibre, pudiendo dejar de tocar a los apoyos y al impactor, y como los captadores de fuerza están colocados sobre la cabeza del impactor, se genera y registra una curva de la fuerza en función del tiempo oscilante, que puede tener incluso varios ceros.

Las curvas a y b de la Figura 2 muestran, para un mismo material, geometría y método de ensayo, los múltiples ceros (Figura 2a) y el carácter oscilante de las curvas registradas experimentalmente (Figura 2b).

La consecuencia más importante que debe extraerse es que cuando la magnitud de los efectos dinámicos es pequeña, nos encontramos en un caso quasi-

estático y podemos aplicar el análisis estático; pero a medida que aumenta la magnitud de los efectos dinámicos, las fuerzas y energías que tenemos sobre la muestra son diferentes a las registradas y medidas sobre la cabeza del impactor y sería incorrecto aplicar el análisis estático. En este caso debe analizarse dinámicamente el fenómeno.

Con el fin de analizar la influencia de los efectos dinámicos Williams [4], y Williams y Adams [3] han propuesto un análisis simplificado y de fácil tratamiento, que modeliza la geometría Charpy.

#### Modelo dinámico

El esquema de este modelo dinámico se muestra en la Figura 4. La probeta Charpy entallada se modeliza como un resorte de rigidez  $K_2$  y masa equivalente  $m$ . Para esta geometría la masa equivalente es  $17/35$  de la masa de la probeta, a fin de igualar la energía cinética en el punto de aplicación de la carga.

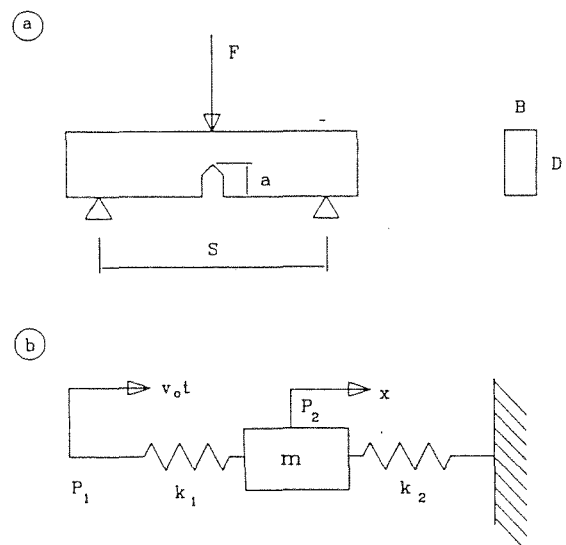


Fig. 4. Análisis dinámico:  
a) Geometría Charpy.  
b) Modelo dinámico.

Un factor importante de este modelo es la rigidez del contacto,  $K_1$ , entre el impactor y la probeta, que controla la dinámica del sistema. En realidad  $K_1$  no es lineal, pero para el caso del contacto entre un cilindro finito sobre un plano, el caso aquí descrito, puede tomarse como aproximadamente lineal.

Si la masa del péndulo es muy grande, podemos asumir que su velocidad no variará apreciablemente durante el proceso del impacto y así  $V_0$ , la velocidad del péndulo justo en el instante de tomar contacto con la probeta, se puede considerar constante durante el suceso de impacto, y así el punto de contacto  $P_1$  se mueve a velocidad constante.

La ecuación del movimiento de la masa  $m$  viene dada por:

$$m\ddot{x} = (K_1 + K_2)x = K_1 V_0 t$$

con las condiciones de contorno  $x = \dot{x} = 0$  a  $t = 0$  y donde  $x$  es el desplazamiento de la probeta.

La solución de la ecuación del movimiento es:

$$x = \left( \frac{K_1}{K_1 + K_2} \right) V_0 \left( t - \frac{\sin \omega t}{\omega} \right)$$

donde  $\omega$ , que es la frecuencia natural del sistema vale:

$$\omega = \sqrt{\frac{K_1 + K_2}{m}}$$

Como el péndulo y la probeta no están unidos,  $K_1$  sólo puede comprimirse, así la fuerza en el punto de contacto  $P_1$  será siempre positiva:

$$P_1 = K_1 (V_0 t - x) = \left( \frac{\alpha}{\alpha + 1} \right) K_2 \frac{V_0}{\omega} (\delta + \alpha \sin \delta)$$

donde  $\alpha = K_1/K_2$  y  $\delta = \omega t$ .

La fuerza  $P_2$  en la probeta es diferente y vale:

$$P_2 = K_2 x = \left( \frac{\alpha}{\alpha + 1} \right) K_2 \frac{V_0}{\omega} (\delta - \sin \delta)$$

Es importante destacar que  $P_2$  son las fuerzas que actúan sobre la probeta, mientras que los captadores colocados en la cabeza del impactor registran  $P_1$ .

También podemos encontrar las expresiones para la energía  $E_1$  perdida por el péndulo, y para la energía  $E_2$  ganada por la probeta:

$$E_1 = \frac{\alpha}{\alpha + 1} K_2 \left( \frac{V_0}{\omega} \right)^2 \left[ \frac{\delta^2}{2} - \alpha (\cos \delta - 1) \right]$$

$$E_2 = \frac{\alpha}{\alpha + 1} K_2 \left( \frac{V_0}{\omega} \right)^2 \left[ \frac{1}{2} \left( \frac{\alpha}{\alpha + 1} \right) (\delta - \sin \delta)^2 \right]$$

El caso quasi-estático corresponde al valor  $\alpha = 0$ , pero a medida que  $\alpha$  aumenta, aumentará la amplitud de las oscilaciones y disminuirá el período  $\tau$  de las mismas.

$$\tau = \frac{2\pi}{\omega}$$

Es así este valor de  $\alpha$ , el cociente entre  $K_1$  y  $K_2$ , quien controla la dinámica del sistema.

Debemos considerar que para un mismo material,  $K_2$  sólo dependerá de la geometría de la probeta, y aunque ésta varíe,  $K_2$  variará poco. Luego será fundamentalmente  $K_1$ , la rigidez del contacto,

quien controlará la dinámica del sistema. Los valores de  $K_1$  en los contactos entre acero y plástico suelen ser muy superiores a los de  $K_2$  para las dimensiones usuales de la probeta.

Debe también considerarse que  $V_0$  contribuye a la amplitud de las oscilaciones; aumentando  $V_0$  se aumenta la amplitud, pero también debe tenerse en cuenta que como consecuencia de la naturaleza viscoelástica de los polímeros, a medida que aumenta  $V_0$  también aumenta  $K_1$ , aunque la contribución de este último caso sea pequeña respecto a la del primer caso en el rango de velocidades usualmente empleadas.

Las curvas registradas muestran sin embargo (Figura 2) muchas menos oscilaciones a medida que el tiempo aumenta. Ello es consecuencia de la amortiguación, y este fenómeno se puede modelizar añadiendo un término de amortiguación en frente de cada armónico.

Este modelo de Williams para analizar los efectos dinámicos es cualitativamente correcto pero no puede predecir las ondas de flexión o vibraciones en flexión de la probeta.

Sin embargo, el modelo es muy valioso al indicarnos las variables clave que rigen la dinámica del sistema: la velocidad de impacto y la rigidez del contacto.

## 5. APLICACION AL PMMA.

El modelo simplificado de Williams [3] permite predecir que la magnitud de los efectos dinámicos se verá reducida al disminuir la constante dinámica de los contactos, ello puede

conseguirse, bien disminuyendo la velocidad (Figura 2a y 2b), o bien poniendo una interface elastomérica entre la probeta y el impactor (Figura 2c). Ahora bien, en este último caso, los valores de la fuerza registrados en el impactor serán los mismos que en la probeta y se podrá calcular  $K_{Ic}$ , pero no ocurrirá así en los valores de la energía medida, pues en este caso tendremos adicionalmente la energía absorbida en los apoyos, en especial por la interface elastomérica.

En las Figuras 5 y 6 se observa que cuando las velocidades son relativamente bajas  $v=0.43$  m/s se obtienen valores de los parámetros de la fractura independientes del tamaño de la grieta, mientras que en la Figura 7 se presenta el mismo gráfico de  $G_{Ic}$  a una velocidad  $v=0.99$  m/s pero con goma en la interface.

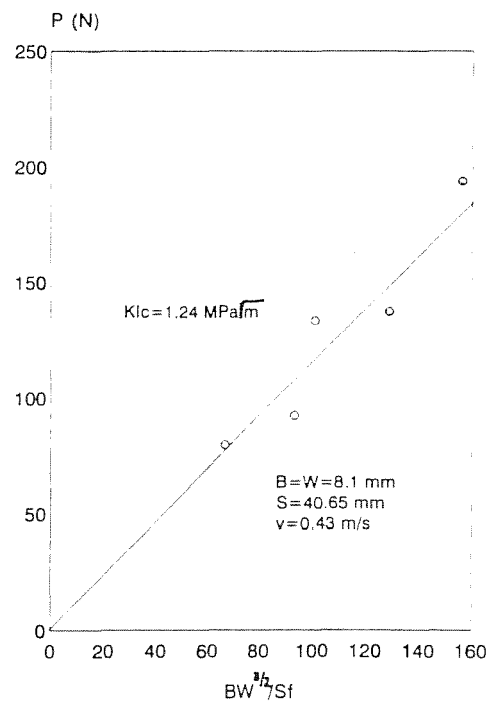


Fig. 5. Factor crítico de intensidad de tensión a  $v=0.43$  m/s.



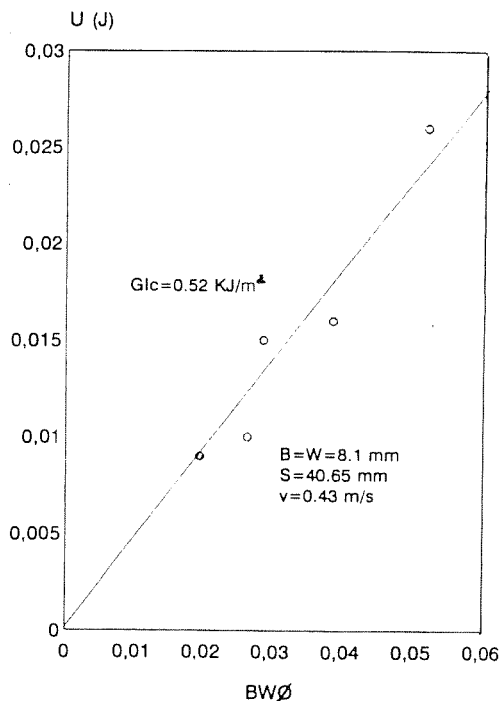


Fig. 6. Tasa crítica de liberación de energía a  $v=0.43$  m/s.

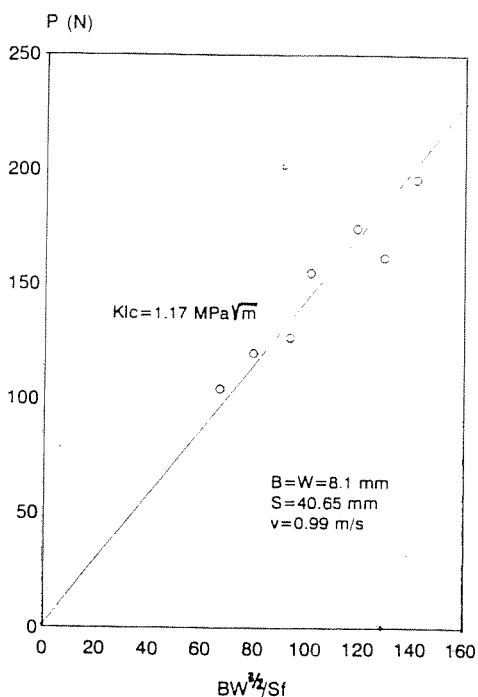


Fig. 7. Factor crítico de intensidad de tensión a  $v=0.99$  m/s.

Los valores de  $K_{Ic}$  obtenidos en ambas velocidades son coherentes con los valores obtenidos en ensayos estáticos a velocidades de deformación  $10^5$  veces menores, igual ocurre con el valor de  $G_{Ic}$  obtenido a baja velocidad. Las pruebas realizadas para corregir la energía absorbida por la interface elastomérica no dan resultados satisfactorios.

6. REFERENCIAS

[1] A.B. Martínez, J. Arnau, P. Pagés, M.R. Díaz, Los ensayos de impacto, *Fetraplast* 6, 21-28 (1992).

[2] J.F. Kalthoff, On the mesurement of dynamic fracture toughnesses -a review of recent work. *Int. J. Fract.* 27, 277-298 (1987).

[3] J.G. Williams, G.C. Adams, The analysis of instrumented impact test using a mass-spring model. *Int. J. Fract.* 33, 209-222 (1987).

[4] J.G. Williams, The analysis of dynamic fracture using lumped mass-spring models. *Int. J. Fract.* 33, 47-59 (1987).

## COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA DE MEZCLAS DE PP Y TALCO

J.I. Velasco, J.A. de Saja, A.B. Martínez\*

Dpto. de Física de la Materia Condensada  
Facultad de Ciencias. Universidad de Valladolid  
Prado de la Magdalena s/n, 47011 Valladolid

\*Dpto. Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
Universidad Politécnica de Cataluña  
ETSIIB, Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona

**Resumen.** El PP es un polímero sintético de gran interés industrial. En muchas de sus aplicaciones se modifica con talco, con el objetivo de abaratar costos y también de modificar propiedades mecánicas. En este trabajo se pretende estudiar el comportamiento a la fractura de estas mezclas, a fin de poder optimizar la formulación. Básicamente se ha estudiado la influencia de la fracción en peso de talco, y también la influencia de la adhesión en la interfase partícula-matriz, mediante el tratamiento superficial del talco con un agente de acoplamiento.

## 1. INTRODUCCION.

El polipropileno es un polímero sintético de gran interés industrial. La adición de cargas se realizó originalmente con el fin de abaratar costos. Sin embargo, en la actualidad, la adición de cargas minerales ofrece la oportunidad de alcanzar nuevas combinaciones de propiedades.

Una carga mineral puede cambiar las propiedades de un polímero de dos formas. Primero, las características mismas de las partículas (forma, tamaño, rigidez) pueden tener un profundo efecto, especialmente sobre las propiedades mecánicas, y en segundo lugar las partículas pueden causar un cambio en la micromorfología del polímero que también puede dar lugar a diferencias en las

propiedades. No debe tampoco olvidarse la importancia de una buena dispersión de las partículas de carga mineral en la matriz polimérica, ni tampoco la influencia del tratamiento superficial de las partículas de carga mineral, que al modificar la interfase entre las partículas y la matriz polimérica puede modificar también las propiedades del conjunto, especialmente las de flujo del fundido.

Los minerales usados en Europa como cargas para el polipropileno [1] son fundamentalmente el talco y el carbonato cálcico, y en menor porcentaje la mica y la wollastonita.

Como consecuencia de su estructura lamelar, el talco es la clásica carga [2-3] que imparte al polipropileno una mayor rigidez, aumenta la

temperatura de distorsión por calor y aporta una mayor estabilidad dimensional. Aparte de la reducción de costes, la alta rigidez permite una disminución de las paredes de las piezas con la consiguiente reducción de los ciclos de inyección, lo que también se ve favorecido por la mayor conductividad térmica que el talco imparte al polipropileno. El comportamiento frente a la fluencia también mejora pero, por el contrario, se reduce la resistencia al impacto y, en tracción, disminuyen las tensiones máxima y de rotura, así como las elongaciones. Por otra parte, se obtienen superficies de piezas mate, se empobrece la calidad de las líneas de soldadura de las piezas transformadas y, dependiendo de la calidad y tratamiento superficial del talco, se puede influir negativamente sobre la estabilidad termooxidativa del polipropileno.

En este trabajo se presenta un estudio preliminar sobre el comportamiento a la fractura del polipropileno cargado con talco, que forma parte de un proyecto más amplio que comprende la globalidad de los aspectos citados en los párrafos anteriores.

## 2. MATERIALES.

Para la matriz se ha utilizado un homopolímero de polipropileno isotáctico facilitado por Repsol.

Como carga mineral se ha utilizado el talco Lucenac 1445 cuya distribución de tamaños de partículas se muestra en la Figura 1.

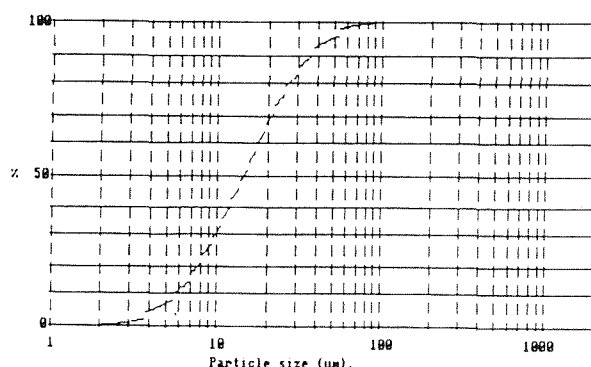


Fig. 1. Distribución de tamaño de partículas del talco.

A fin de modificar la naturaleza de la adhesión en la interfase entre las partículas de talco y la matriz de polipropileno, las partículas de talco se han tratado superficialmente, en su caso, con una mezcla de los agentes de acoplamiento de tipo silano organofuncional Urcasil 1A y 1B de Union Carbide Co.

En una extrusora de doble husillo, a fin de obtener una buena dispersión del talco se prepararon dos diferentes formulaciones: Una formulación con un 40% en peso de talco y un 1.2% de negro de carbono denominada PP40-N, y otra formulación con un 35% de talco organofuncionalizado con los agentes de acoplamiento denominada PP40-F.

Los porcentajes de talco y de negro de humo se comprobaron experimentalmente siguiendo los métodos descritos en las normas ISO 1172-1975 y UNE 53375-83.

A partir de ambas formulaciones, se obtuvieron mezclas con diferentes porcentajes de talco, mediante su dilución con el PP original en una extrusora-granceadora de un solo husillo.

### 3. DETALLES EXPERIMENTALES.

De las distintas granzas con los diferentes contenidos en talco, y con la interfase modificada o no, se obtuvieron por inyección probetas en forma de halterio tipo 1 según ASTM D-647 y también probetas en forma de barra prismática de 6.35x12.7x127 mm según el molde de la figura 4 de ASTM D-647.

Antes de ser ensayados, las probetas se sometieron a un recocido a 100°C durante 24 horas a fin de darles la misma historia térmica, aliviar las tensiones internas, y garantizar la escasa entidad de las orientaciones del flujo.

Los ensayos mecánicos se realizaron a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos Instron de tipo mecánico a fin de garantizar una velocidad de deformación constante.

Las curvas J-R se determinaron siguiendo el protocolo de ensayo del ESIS [4], utilizándose como probeta la mitad de las barras prismáticas inyectadas y agudizándose la base de la entalla con una cuchilla de afeitar.

El estudio térmicos de las diferentes mezclas se realizó en un DSC Mettler.

### 4. DISCUSION DE LOS RESULTADOS.

#### Características térmicas

En la Figura 2 se presenta la variación del índice de fluidez, determinado según la norma ASTM D-1238, a 230°C y 2160 gf en función del porcentaje de talco y de la distinta interfase. Se observa que en las mezclas

funcionalizadas el índice de fluidez prácticamente se mantiene, mientras que en las mezclas no funcionalizadas el valor se reduce drásticamente con el porcentaje de carga, lo que implica un recorrido de flujo menor y una mayor dificultad en el proceso de transformación.

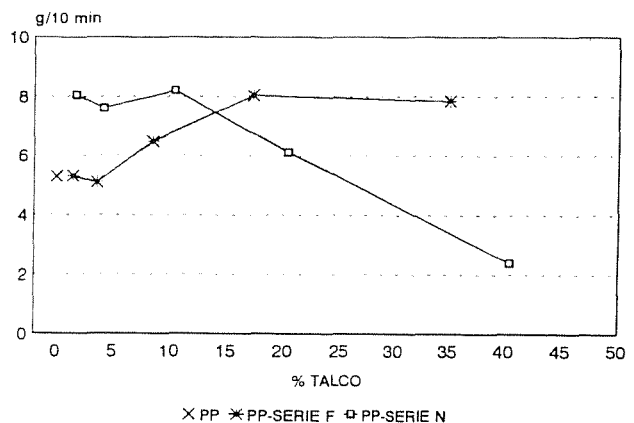


Fig. 2. Índice de fluidez.

La temperatura de deformación bajo carga, determinada según el procedimiento A de norma UNE 53075-79 (Figura 3), aumenta con el porcentaje de carga y con la adhesión en la interfase, siendo de destacar en este último caso la gran influencia de un pequeño porcentaje de carga.

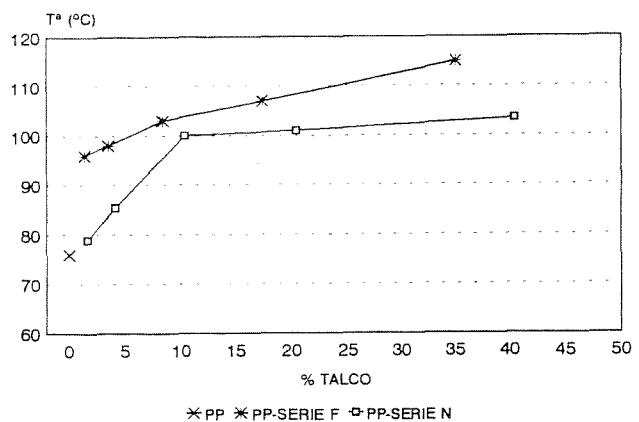


Fig. 3. Temperatura de deformación por calor.

Para ver si parte de estos efectos se debían a diferencias microestructurales en la fase de PP originada por la incorporación de las cargas, se procedió a caracterizar térmicamente el material en un DSC, cuyos resultados se presentan en la Figura 4. Donde T y H representan temperaturas y entalpías, y los subíndices f y c, fusión y cristalización.

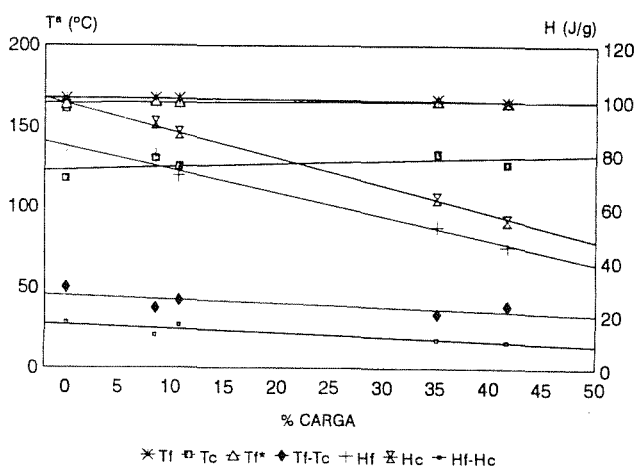


Fig.4. Características térmicas.

Del análisis de estos resultados se desprende: el material de las probetas es uniforme, no tiene diferencias con el mismo material vuelto a fundir y enfriado en el calorímetro; el talco actúa como agente nucleante, cuanto mayor porcentaje de talco mayor efecto nucleante; pero, sin embargo, los calores de fusión y entalpías de cristalización son funciones lineales del porcentaje de carga, es decir, no se detectan diferencias de cristalinidad. No se observan tampoco diferencias ocasionadas por el tratamiento superficial del talco.

**Caracterización mecánica.**

En la Figura 5 se muestran los registros de la carga frente al

desplazamiento al ensayar a tracción a una velocidad de 1 cm/min los diferentes grados.

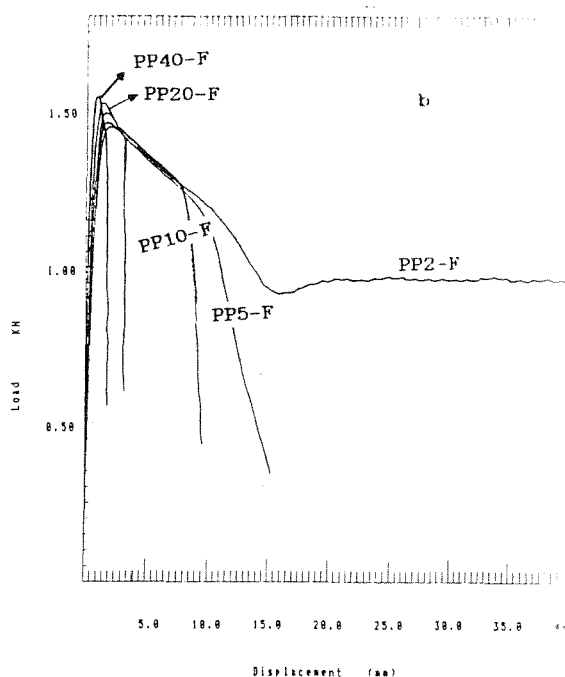
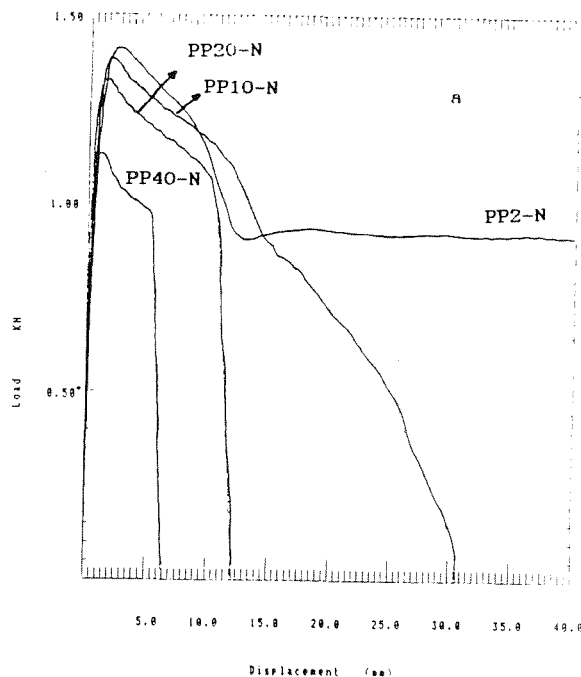


Fig.5. Curvas carga desplazamiento. a) No funcionalizado. b) Funcionalizado.

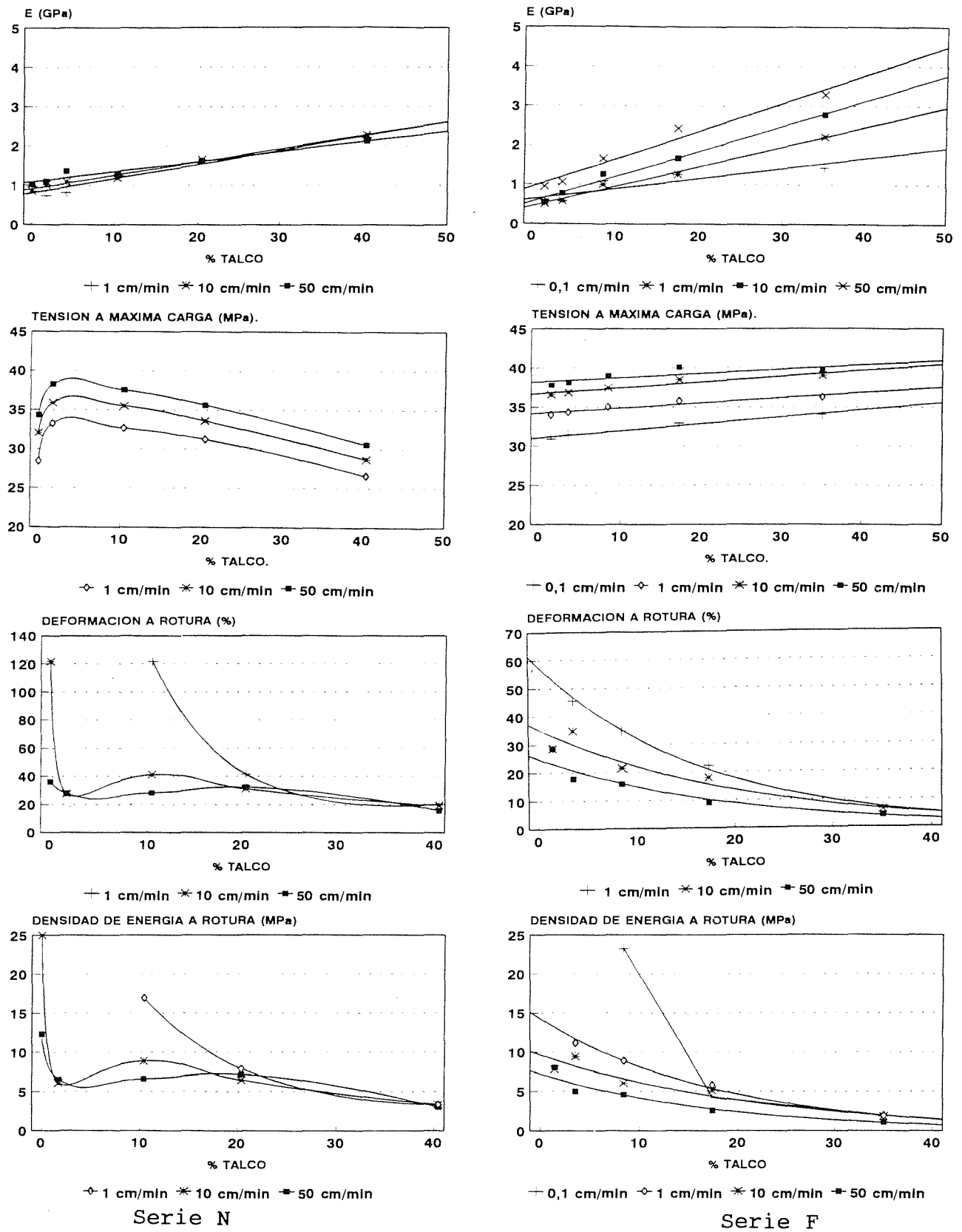


Fig. 6. Características a tracción.

En la Figura 5a (talco no funcionalizado) se observa que a medida que aumenta el porcentaje de carga aumenta el módulo de Young, y disminuyen la elongación a rotura y la tensión de rotura. Sin embargo, en la Figura 5b, correspondiente a la mezcla con talco funcionalizado, se observa que al aumentar el porcentaje de carga aumenta el módulo de Young y la tensión de rotura, y disminuye el alargamiento.

En la Figura 6 se presentan las características a tracción en función de la velocidad de deformación.

Los valores del módulo elástico aumentan con el porcentaje de talco, la velocidad de deformación y la funcionalización. Los aumentos más significativos se producen a altos contenidos en talco funcionalizado.

Las tensiones máximas aumentan con la velocidad de deformación, disminuyen con el aumento de la fracción de talco no funcionalizado, pero aumentan ligeramente cuando está funcionalizado, es decir, el talco funcionalizado refuerza la resistencia a la tracción. Aunque no se ha representado, la tensión de rotura presenta un comportamiento similar.

A bajos contenidos en talco el alargamiento a la rotura es muy sensible a la velocidad de deformación, y disminuye con el aumento del porcentaje de talco y, sobre todo, con el tratamiento superficial del mismo.

Este comportamiento del talco es pues similar al de las fibras cortas de vidrio [5], que refuerzan la resistencia de la

matriz de plástico, mediante un mecanismo de restricción de la deformación de la matriz a través de la resistencia a la cizalladura de la interfase. Cuanto mayor es la adhesión en la interfase mayor es la resistencia a la cizalladura en ésta, y resulta un mayor refuerzo. Por otra parte, a mayor cantidad de talco mayor restricción de deformación de la matriz, resultando un mayor refuerzo. Esta restricción de la deformación de la matriz causa el aumento de la temperatura de deformación bajo carga y reduce la fluencia de la mezcla.

La densidad de energía de deformación plástica si aceptamos el modelo propuesto será más pequeña con la cantidad de talco, con la adhesión en la interfase, y también con la velocidad de deformación, tal como ocurre con los valores determinados experimentalmente.

#### Curvas J-R.

Mediante la geometría SENB siguiendo el protocolo de norma del ESIS [4] se han determinado las curvas J-R que se muestran en la Figura 7, y cuyos valores más característicos se representan en la tabla I.

La curva J-R correspondiente al PP no se ha podido representar, pues a esta velocidad de deformación de 1 mm/min hay muy poco crecimiento estable de la grieta y el valor estimado de  $J_{IC}$  es de 8.5 KJ/m<sup>2</sup>.

A pesar de las dificultades de la determinación de la curva J-R en estos materiales, con la consiguiente falta de precisión, se observa una disminución de  $J_{IC}$  a medida que aumenta el porcentaje de talco, también se puede destacar que a igualdad de

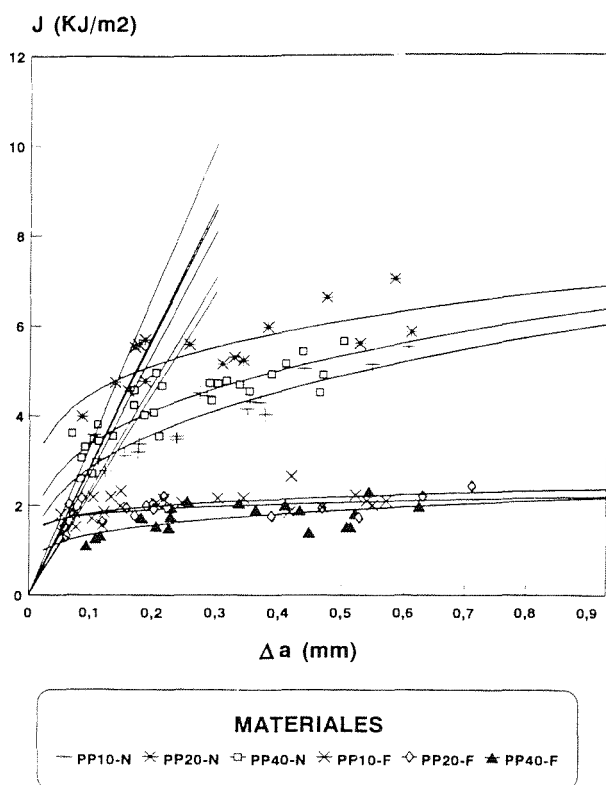


Fig. 7. Curvas J-R.

carga, cuando ésta no está funcionalizada, aumenta el valor de  $J_{Ic}$ . En este último caso la precisión en las medidas de  $\Delta a$  disminuye, resultando aproximada la representación de las curvas J-R a causa de la gran cantidad de deformación plástica, que puede observarse en las superficies de fractura. Sin embargo, estos resultados son coherentes con las densidades de energía representadas en la Figura 6. La dificultad de la determinación de la curva J-R en PP ha sido puesta de manifiesto por diferentes investigadores en el round-robin test analizado en el encuentro de mayo de 1992, Les Diablerets, ESIS Technical Committee 4.

MATERIAL	$J_{Ic}$ (KJ/m <sup>2</sup> )	$J_{c2}$ (KJ/m <sup>2</sup> )
PP	(8,5)	
PP2-N	4,39	4,56
PP10-N	3,21	3,60
PP20-N	5,21	5,11
PP40-N	3,38	4,10
PP2-F	2,05	2,33
PP10-F	1,75	1,98
PP20-F	1,72	1,91
PP40-F	1,11	1,56

Tabla I. Valores de J.

## 5. REFERENCIAS.

[1] J.B. Griffiths, Minerals as fillers, *Plastics and Rubber Processing and Applications* 13 (1990) 3-8

[2] A.M. Riley et al, Factors affecting the impact properties of mineral filled polypropylene, *Plastics and Rubber Processing and Applications* 14 (1990) 85-93

[3] R. Gächter, H. Müller, *Plastics Additives Handbook*, Hauser Publishers, Munich, 1984.

[4] ESIS, A testing protocol for conducting J-R curve test on plastics. ESIS Technical Committee 4, March 1991

[5] R.J. Crawford, *Plastics Engineering*, Pergamon Press, Oxford, 1985



## MATERIALES LAMINADOS DE MULLITA/ALUMINA CON FUNCION GRADIENTE

P. Pena, J. S. Moya y J. Requena

Instituto de Cerámica y Vidrio (C.S.I.C)  
28500 Arganda del Rey Madrid. España.

**Abstract.** Mullite-alumina Functionally Gradient Ceramics (FGC) have been obtained by sequential slip casting of mullite-alumina slurries with different mullite/alumina ratio. These slurries were prepared with 65% solids content and viscosities ranging from 10 to 40 mPa.s. The presence of cracks perpendicular to the FGC layers have been attributed residual stress field developed because mismatch in thermal expansion coefficients.

**Resumen.** Se han obtenido materiales de mullita-alúmina con función gradiente mediante filtración coloidal secuencial de suspensiones con diferente razón mullita/alúmina. Estas suspensiones fueron preparadas con 65% en peso de sólidos y viscosidades que varían entre 10 y 40 mPas. La presencia de grietas perpendiculares a las capas de FGC se ha atribuido al campo de tensiones residuales desarrollado como consecuencia de la diferencia entre los coeficientes de dilatación de las diferentes capas.

*implantes humanos, Abalón: aragonito laminado*

### 1. INTRODUCCIÓN

Los materiales laminados de metal/cerámica con una función gradiente han sido recientemente desarrollados por investigadores japoneses [1] siguiendo una ruta pulvimetalúrgica. Paralelamente un grupo de investigadores del CSIC, han desarrollado mediante un proceso de filtración coloidal secuencial distintos materiales laminados de cerámica/cerámica con función gradiente [2,3].

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos para el sistema alúmina-mullita ( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ ).

La alúmina y la mullita son dos compuestos oxídicos de gran importancia tecnológica, tanto por sus propiedades mecánicas. Así la alúmina presenta un módulo de Young  $E=400$  GPa, coeficiente de expansión térmica  $\alpha_{20-1000}=8.10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , conductividad térmica  $\kappa=30 \text{ Wm}^{-1}.\text{K}^{-1}$  y la mullita,  $E=200$  GPa,  $\alpha_{20-1000}=4.10^{-6} \text{ K}^{-1}$  y  $\kappa=2 \text{ Wm}^{-1}.\text{K}^{-1}$ , como por su

carácter de aislantes eléctricos con relativamente bajos valores de permitividad ( $\epsilon_m = 6$ ,  $\epsilon_a = 9$ ) lo que hace que este sistema posea un extraordinario interés no solo para aplicaciones estructurales, sino también para aplicaciones eléctricas y electrónicas.

En este trabajo se pretende explorar la estabilidad mecánica de los compuestos laminados obtenidos por filtración coloidal, el campo de tensiones residuales generado y su relación con la microarquitectura del compacto con función gradiente.

## 2. PARTE EXPERIMENTAL

### Materiales de partida:

Como materias primas se han utilizado polvos comerciales de gran finura: a) alúmina Alcoa CT3000 SG, RFA con un tamaño medio de grano de  $0,5 \mu\text{m}$ , una superficie específica de  $8 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$ , un análisis químico de:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (99,6),  $\text{Na}_2\text{O}$  (0,1),  $\text{SiO}_2$  (0,08),  $\text{MgO}$  (0,1),  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (0,03), y b) mullita Baikowsky con un tamaño medio de partícula de  $0,7 \mu\text{m}$ , y una superficie específica de  $10 \text{ m}^2\text{g}^{-1}$ , y un análisis químico de:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (26,4),  $\text{SiO}_2$  (72,6),  $\text{Na}_2\text{O}$  (0,12),  $\text{MgO}$  (0,03),  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (0,1),  $\text{CaO}$  (0,01).

### Obtención de probetas por filtración coloidal:

Se han preparado suspensiones acuosas de las distintas mezclas de mullita-alúmina con un contenido en sólidos del 65% en peso, y con una adición de un 1% en peso de un polielectrolito orgánico libre de álcalis. La selección del polielectrolito y la optimización del proceso de colaje se han descrito en trabajos previos [2,4]. Las suspensiones se han homogeneizado en un molino de bolas de alúmina de alta pureza durante 17h. Posteriormente se han deaireado mediante una agitación suave hasta la eliminación total de

burbujas.

Las curvas tau-D de las seis suspensiones estudiadas se han determinado en un viscosímetro Haake RV20 con un rango de gradientes, D, de 0 a  $1000 \text{ s}^{-1}$ . Todas las medidas se han realizado a temperatura ambiente,  $25^\circ\text{C}$ .

Se han colado probetas cilíndricas de 10mm de diámetro y 120mm de longitud de cada una de las composiciones estudiadas, con objeto de realizar la caracterización cerámica de cada de las mismas. Así mismo se han preparado materiales laminados con función gradiente mediante filtración coloidal secuencial. Los materiales laminados están constituidos por seis láminas de mullita/alúmina con un gradiente de composición del 20% en peso entre las láminas. Tanto las probetas monolíticas como los materiales laminados se han colado en molde de escayola con una relación agua/escayola de 70/100. El grado de compactación de los materiales monolíticos en verde se ha determinado a partir de la medida de su densidad por inmersión en mercurio.

El estudio de la sinterización dinámica de los distintos materiales monolíticos se ha estudiado por dilatometría a una velocidad constante de  $2^\circ\text{Cmin}^{-1}$  hasta  $1600^\circ\text{C}$ , en un dilatómetro con soporte de alúmina sobre probetas de 10mm de diámetro y 8mm de altura.

Tanto los materiales monolíticos como los laminados se han calcinado siguiendo el mismo ciclo de cocción. Subida hasta  $1650^\circ\text{C}$  a  $2^\circ\text{C.min}^{-1}$ , estabilización a dicha temperatura durante 2 horas y enfriamiento hasta temperatura ambiente a  $2^\circ\text{C/min}$ .

La microestructura de las muestras calcinadas se ha estudiado por MOLR y MEB sobre superficies pulidas hasta diamante de  $1\mu\text{m}$  y

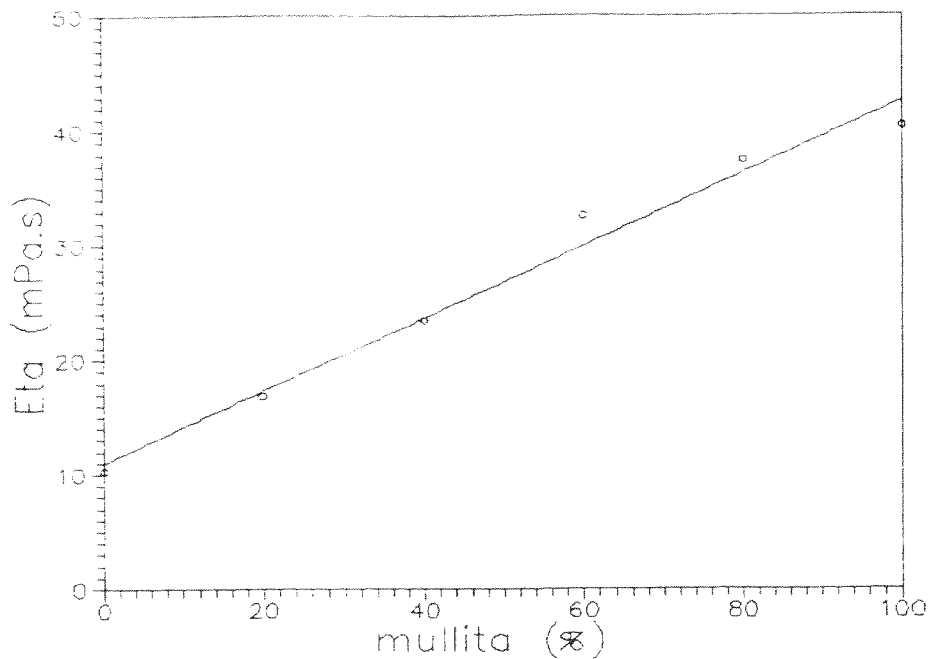


Figura 1: Variación de la viscosidad con el contenido de mullita para las diferentes suspensiones estudiadas.

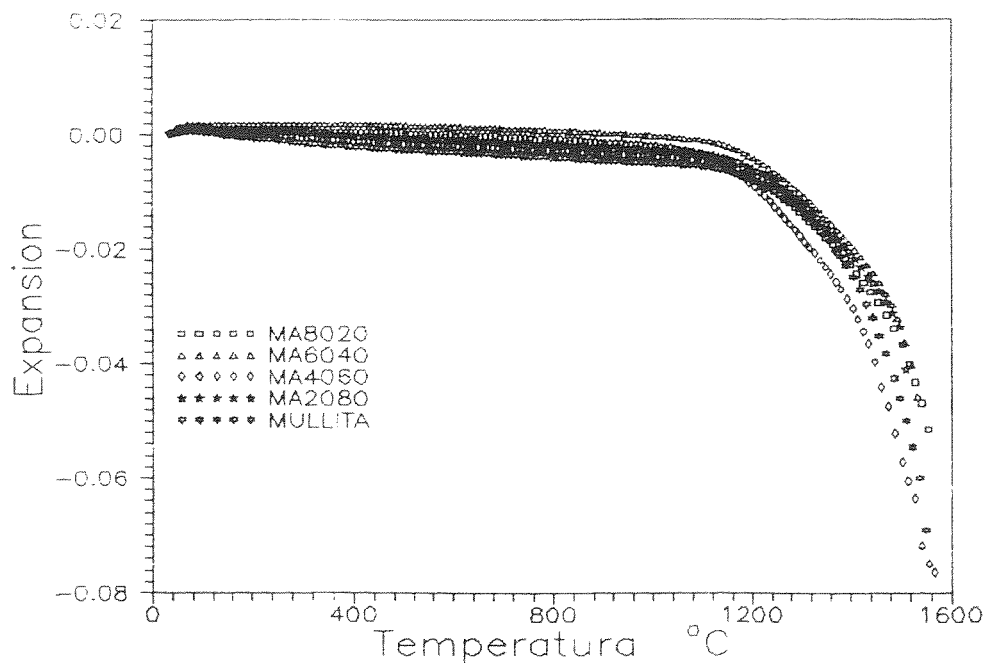


Figura 2: Contracción lineal en función de la temperatura para probetas en verde las distintas composiciones estudiadas. (velocidad de calentamiento constante  $2^{\circ}\text{K min}^{-1}$ )

atacadas térmicamente.

El coeficiente de dilatación de los materiales monolíticos se ha determinado sobre probetas de 20 mm de altura, en un dilatómetro con soporte de sílice vítrea entre 20 y 900°C con una velocidad de calentamiento de 2°C/min.

La dureza  $H$  y la tenacidad  $K_c$  de los materiales monolíticos y de los laminados, se ha determinado por medio de microindentación Vickers. El valor de  $K_c$  se ha calculado a partir de la ecuación desarrollada por P. Miranzo y J.S. Moya [5].

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 1 se aprecia la variación de la viscosidad con el contenido de mullita, en el rango de concentraciones estudiado, entre un 0 y 100 % en peso de mullita. De esta gráfica se deduce que la viscosidad aumenta de forma lineal con el contenido de mullita en la suspensión. El valor máximo de viscosidad,  $40 \cdot 10^{-3}$  Pa.s, corresponde a la suspensión con un 100% de mullita.

En la figura 2, se representan las curvas de sinterización dinámica de compactos en verde de las composiciones estudiadas. Como se puede apreciar las curvas de sinterización presentan un hábito muy similar. La contracción comienza en torno a los 1200°C y finaliza alrededor de los 1550°C.

En la figura 3 se exponen las curvas de dilatación de las muestras calcinadas a 1650°C 2h. Los coeficientes de dilatación obtenidos a partir de dichas curvas aumentan con el contenido en alúmina oscilando entre un valor de  $\alpha_{20-900} = 4 \cdot 10^{-6}$  y  $\alpha_{20-900} = 8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para los compactos de mullita y de alúmina respectivamente.

En la tabla I se exponen los valores de los

distintos parámetros físicos determinados para los materiales monolíticos estudiados. Se observa que los valores de  $\rho$ ,  $H$  y  $K_c$  aumentan con el contenido de alúmina tal como era de esperar.

En la figura 4 se puede observar la microestructura a partir de microfotografías obtenidas por microscopía óptica de luz reflejada (MOLR) y de barrido (MEB) de secciones transversales de los materiales laminados sinterizados a 1650°C y pulidos. En ella se puede apreciar que el contacto entre las láminas es excelente a lo largo de toda el área interfacial no habiéndose detectado problemas de deslaminación. Es de señalar la densidad próxima a la teórica de todas las capas así como el pequeño tamaño de grano tanto de la mullita como de la alúmina en las capas bifásicas. Por el contrario en la capa de alúmina, el tamaño de partícula es significativamente mayor  $d_{50} \approx 15 \text{ } \mu\text{m}$ . Así mismo, las fotomicrografías obtenidas del material laminado muestran la presencia de grietas perpendiculares a las láminas.

Presumiblemente estas grietas se han formado en el enfriamiento como consecuencia de las tensiones residuales desarrolladas entre las capas, originadas por las diferencias entre los coeficientes de dilatación de estas.

Estas tensiones residuales  $\sigma_R$  pueden ser determinadas mediante microindentación, teniendo en cuenta la ecuación

$$K_c = \chi \frac{P}{\sqrt{C^3}} + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sigma_R \sqrt{C}$$

donde  $\chi$  es una constante de proporcionalidad,  $K_c$  la tenacidad de la capa (similar a la del compacto monolítico con idéntica composición y  $c$  la longitud de la grieta. Para este cálculo

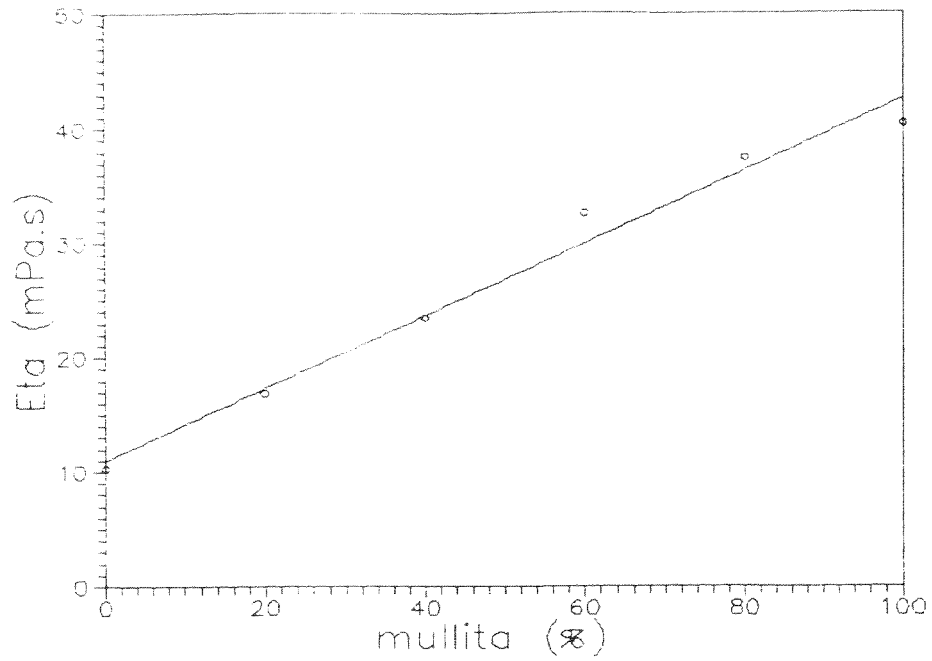


Figura 1: Variación de la viscosidad con el contenido de mullita para las diferentes suspensiones estudiadas.

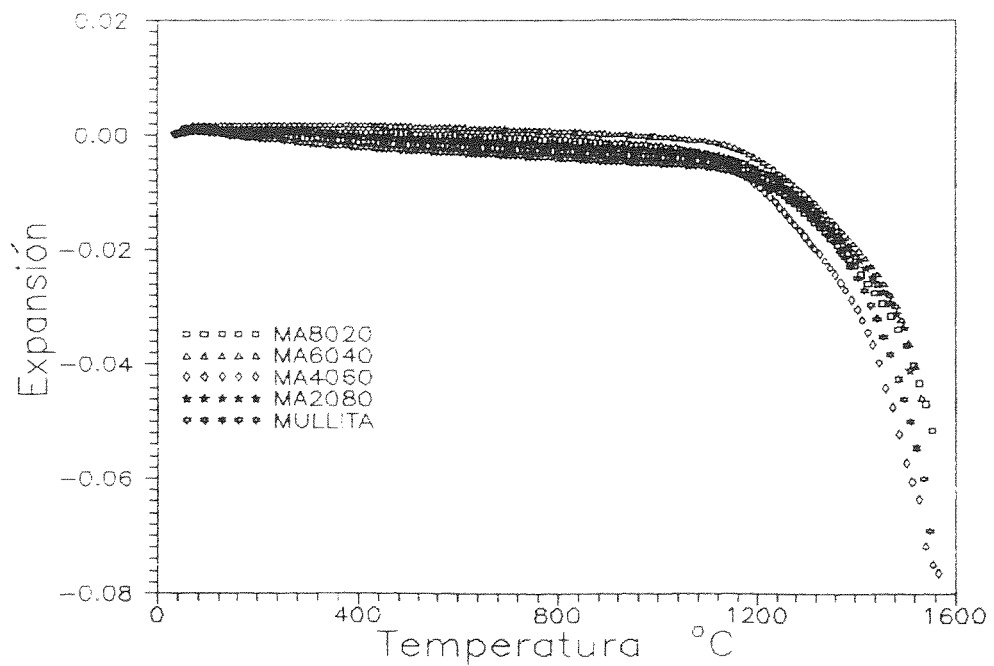


Figura 2: Contracción lineal en función de la temperatura para probetas en verde las distintas composiciones estudiadas. (velocidad de calentamiento constante 2°K min<sup>-1</sup>)

atacadas térmicamente.

El coeficiente de dilatación de los materiales monolíticos se ha determinado sobre probetas de 20 mm de altura, en un dilatómetro con soporte de sílice vítrea entre 20 y 900°C con una velocidad de calentamiento de 2°C/min.

La dureza H y la tenacidad  $K_{Ic}$  de los materiales monolíticos y de los laminados, se ha determinado por medio de microindentación Vickers. El valor de  $K_{Ic}$  se ha calculado a partir de la ecuación desarrollada por P. Miranzo y J.S. Moya [5].

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 1 se aprecia la variación de la viscosidad con el contenido de mullita, en el rango de concentraciones estudiado, entre un 0 y 100 % en peso de mullita. De esta gráfica se deduce que la viscosidad aumenta de forma lineal con el contenido de mullita en la suspensión. El valor máximo de viscosidad,  $40 \cdot 10^{-3}$  Pa.s, corresponde a la suspensión con un 100% de mullita.

En la figura 2, se representan las curvas de sinterización dinámica de compactos en verde de las composiciones estudiadas. Como se puede apreciar las curvas de sinterización presentan un hábito muy similar. La contracción comienza en torno a los 1200°C y finaliza alrededor de los 1550°C.

En la figura 3 se exponen las curvas de dilatación de las muestras calcinadas a 1650°C 2h. Los coeficientes de dilatación obtenidos a partir de dichas curvas aumentan con el contenido en alúmina oscilando entre un valor de  $\alpha_{20-900} = 4 \cdot 10^{-6}$  y  $\alpha_{20-900} = 8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  para los compactos de mullita y de alúmina respectivamente.

En la tabla I se exponen los valores de los

distintos parámetros físicos determinados para los materiales monolíticos estudiados. Se observa que los valores de  $\rho$ , H y  $K_{Ic}$  aumentan con el contenido de alúmina tal como era de esperar.

En la figura 4 se puede observar la microestructura a partir de microfotografías obtenidas por microscopía óptica de luz reflejada (MOLR) y de barrido (MEB) de secciones transversales de los materiales laminados sinterizados a 1650°C y pulidos. En ella se puede apreciar que el contacto entre las láminas es excelente a lo largo de toda el área interfacial no habiéndose detectado problemas de deslaminación. Es de señalar la densidad próxima a la teórica de todas las capas así como el pequeño tamaño de grano tanto de la mullita como de la alúmina en las capas bifásicas. Por el contrario en la capa de alúmina, el tamaño de partícula es significativamente mayor  $d_{50} \approx 15 \text{ } \mu\text{m}$ . Asimismo, las fotomicrografías obtenidas del material laminado muestran la presencia de grietas perpendiculares a las láminas.

Presumiblemente estas grietas se han formado en el enfriamiento como consecuencia de las tensiones residuales desarrolladas entre las capas, originadas por las diferencias entre los coeficientes de dilatación de estas.

Estas tensiones residuales  $\sigma_R$  pueden ser determinadas mediante microindentación, teniendo en cuenta la ecuación

$$K_{Ic} = \chi \frac{P}{\sqrt{C^3}} + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sigma_R \sqrt{C}$$

donde  $\chi$  es una constante de proporcionalidad,  $K_{Ic}$  la tenacidad de la capa (similar a la del compacto monolítico con idéntica composición y c la longitud de la grieta. Para este cálculo

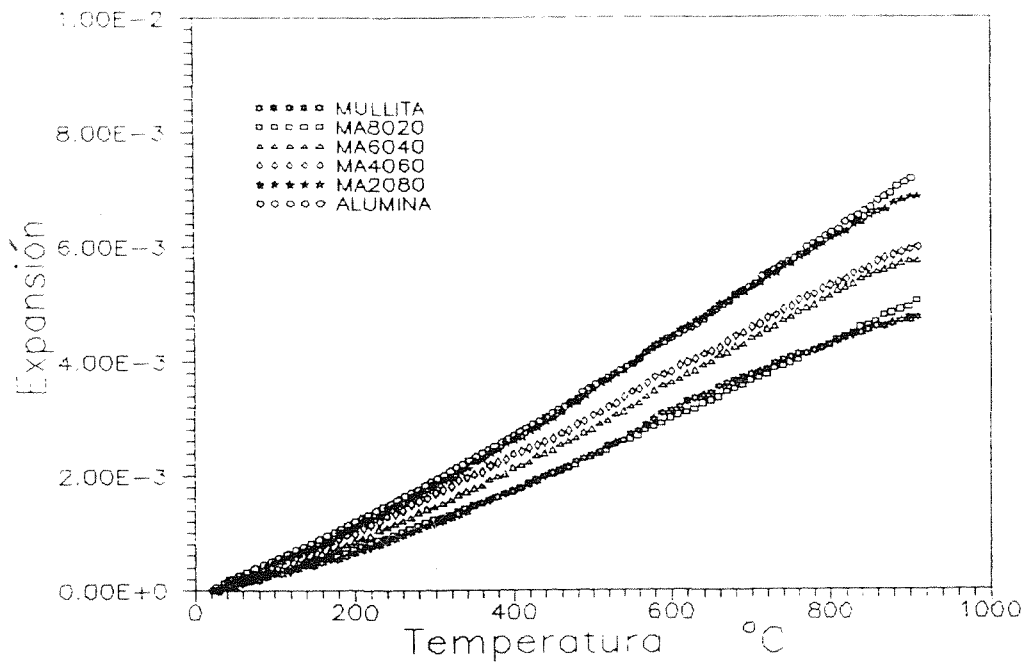


Figura 3: Curvas de dilatación térmica de los diferentes materiales compuestos de alúmina/mullita sinterizados a 1650°C/2h.

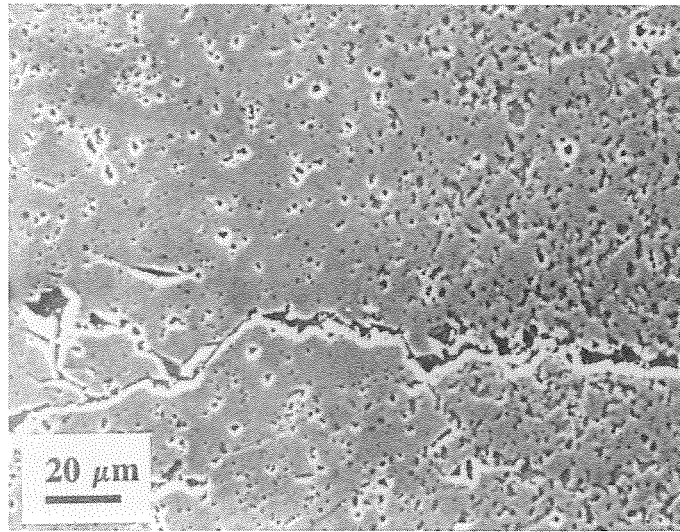
Tabla I:

Propiedades físicas de los materiales monolíticos calcinados a 1650°C, 2h.

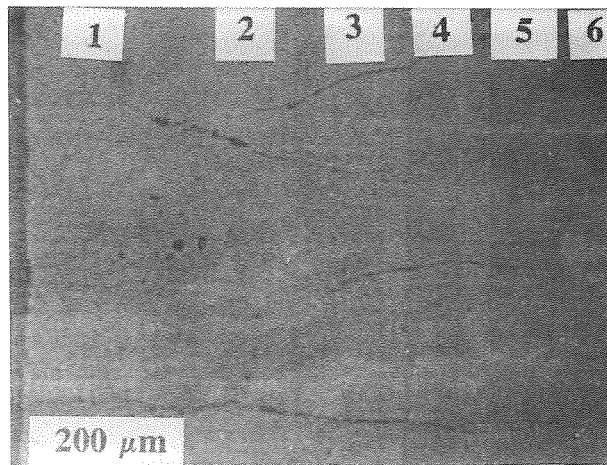
COMPOSICION	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\rho/\rho_t$ (%)	H <sub>v</sub> (Pa)	K <sub>Ic</sub> (MPa.m <sup>1/2</sup> )
alúmina	3,88	98	-	-
20M/80A	3,72	99	14,57	2,69
40M/60A	3,51	99	13,00	2,57
60M/40A	3,31	98	11,63	2,30
80M/20A	3,13	98	10,87	1,98
mullita	3,04	99	10,79	1,54

60A/40H

60H/40A



A



B

Figura 4: Fotomicrografías de la sección transversal del FGC sinterizado a 1650°C, 2h obtenidas mediante a) MOLR y b) MEB.



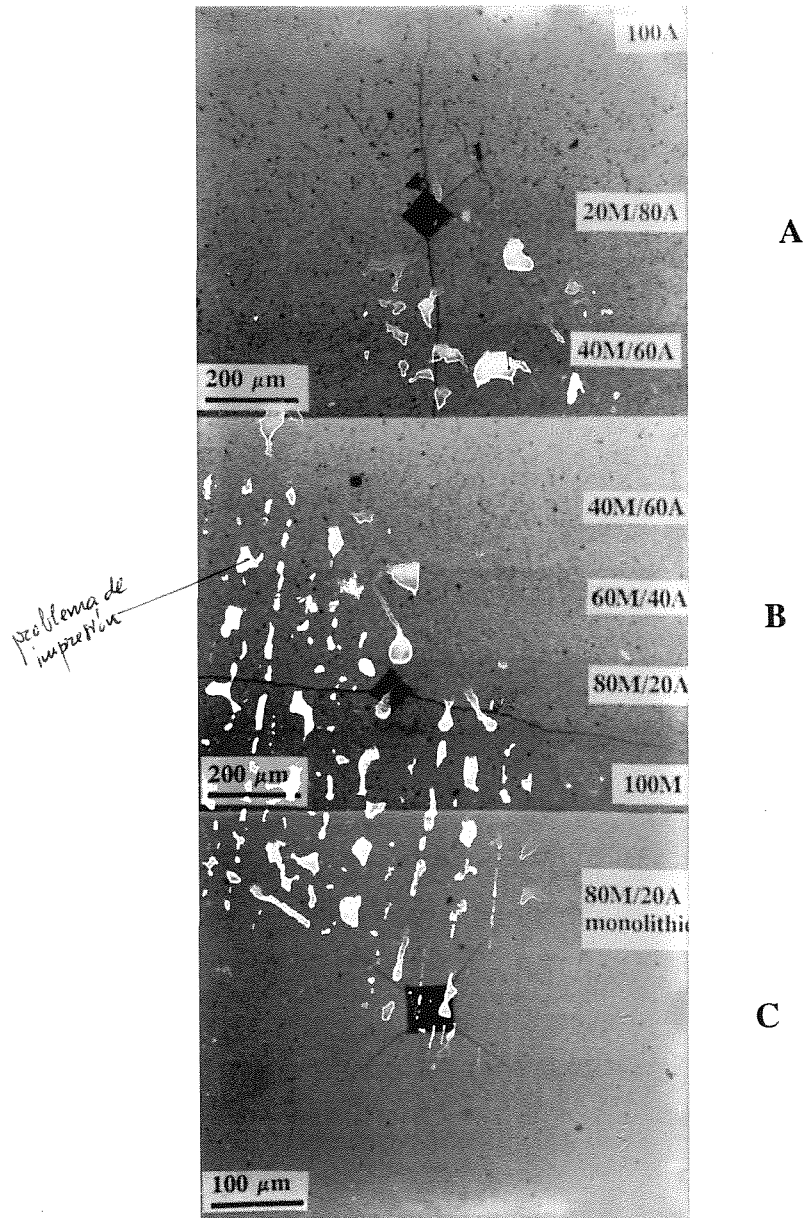


Figura 5: Microfotografías de las huellas de indentación Vickers realizadas en:  
 a) la lámina de composición  $80\text{Al}_2\text{O}_3/20\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ , carga de indentación 10Kg  
 b) la lámina  $20\text{Al}_2\text{O}_3/80\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ , carga de indentación 5Kg  
 c) el compacto monolítico de composición  $20\text{Al}_2\text{O}_3/80\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ , carga de indentación 10Kg

asumimos que la tensión residual es uniforme a lo largo de la grieta.

De las microindentaciones realizadas en diferentes capas del material con función gradiente se desprende que la capa de alúmina esta sometida a tensión ( $\sigma_{RAI}$ ) y la de mullita a compresión ( $\sigma_{RM}$ ), Figura 5, siendo:

$$\begin{aligned}\sigma_{RAI} &= - 105 \text{ MPa} \\ \sigma_{RM} &= 60 \text{ MPa}\end{aligned}$$

A la vista de los resultados obtenidos se pueden hacer las siguientes consideraciones:

1- La filtración coloidal secuencial es un método sencillo y económico para obtener materiales laminados de alúmina-mullita.

2- La formación de grietas perpendiculares con origen en la capa de alúmina se atribuye a las tensiones residuales formadas durante el enfriamiento como consecuencia de las diferencias entre los coeficientes de dilatación de las distintas capas.

#### 4. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido subvencionado por la CICYT, proyecto número MAT91-0878

#### REFERENCIAS

- [1] M.Sasaki and T. Hirai. "Fabrication and Properties of Functionally Gradient Materials". J. Cer. Soc. Japan **99** (1991) 970-980
- [2] J.Requena, R. Moreno and J.S. Moya. "Alumina and Alumina/Zirconia Multilayer Composites Obtained by Slip Casting". J.Am.Cer.Soc. **72** (1989) 1511-1513.
- [3] J.S. Moya, A.J. Sanchez-Herencia, J.Requena and R. Moreno. "Functionally Gradient Ceramics by sequential Slip Casting". Materials Letters **14** (1992) 333-335.
- [4] R. Moreno, J.S. Moya, J. Requena. "Rheological parameters of mullite aqueous suspensions". Ceramics Today Tomorrow's Ceramics. Edit. P. Vicenzini. Pub. Elsevier B.V. (1991) 1053-1061.
- [5] P. Miranzo y J. S. Moya. "Elastic/plastic indentation in ceramics: a fracture toughness determination method" Ceramic International, 10,4 (1984) 147-152.

## ALTERACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS POR FORMACION DE PRECIPITADOS EN $ZrO_2$ PARCIALMENTE ESTABILIZADO CON $Y_2O_3$

J. Martínez, M. Jiménez y A. Domínguez  
 Dpto. de Física de la Materia Condensada  
 Universidad de Sevilla  
 Apdo. 1065 41080 Sevilla, España

**Resumen.** Se ha estudiado el comportamiento mecánico a altas temperaturas del  $ZrO_2$  monocristalino parcialmente estabilizado con 4.7 mol% de  $Y_2O_3$ , mediante ensayos de velocidad de deformación constante, a  $1.4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , en aire a  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ . Las muestras fueron sometidas a tratamientos térmicos a  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$  antes de la deformación. Se ha realizado un estudio detallado de la interacción dislocación-precipitado mediante microscopía electrónica de transmisión, para explicar el comportamiento observado, proponiendo un modelo de deformación.

**Abstract.** Single crystals of partially-stabilized  $ZrO_2$  containing 4.7 mol%  $Y_2O_3$  were deformed by constant strain rates of  $1.4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , in air at  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ . The samples were annealed at  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$  prior to deformation. TEM studies of the dislocation-precipitate interaction were performed to explain the observed behavior, and a model for the deformation is suggested.

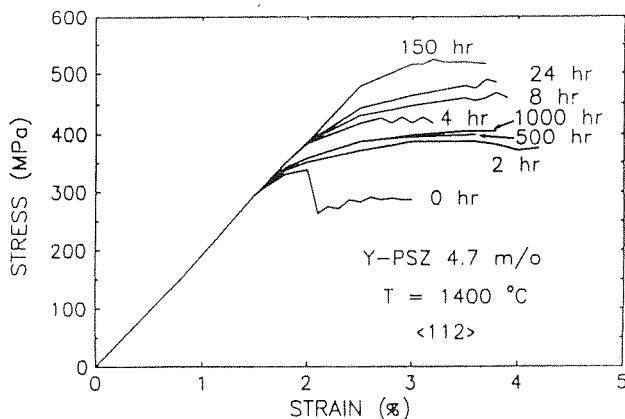
### 1- INTRODUCCION

En el estudio de las propiedades mecánicas del  $ZrO_2$  parcialmente estabilizado son de particular importancia los fenómenos de endurecimiento, debido a las características microestructurales de esta aleación [1]. La caracterización microestructural de la fase tetragonal en el sistema  $Y_2O_3$ - $ZrO_2$  ha sido ampliamente estudiada por Lanteri y col. [1] tanto en monocristales como en policristales parcialmente estabilizados. También se han realizado consideraciones teóricas sobre las distintas morfologías de los precipitados tetragonales dependiendo del dopante, usando la teoría de Khachaturyan [2]. En este sistema los precipitados presentan una estructura interna formada por dos variantes tetragonales con ejes  $c$  perpendiculares, alternadas, y separadas por planos de macla. Existen tres tipos de variantes tetragonales, que denominaremos  $t_1$ ,  $t_2$  y  $t_3$ , dependiendo de que el eje  $c$  tetragonal sea paralelo a uno de los tres ejes tipo  $\langle 100 \rangle$  cúbicos. Por lo tanto podemos tener tres tipos de colonias:  $t_1/t_2$ ,  $t_1/t_3$ , y  $t_2/t_3$ .

Heuer y col. [3] estudiaron monocristales de Y-PSZ dopados con 4.5 m/o de  $Y_2O_3$  mediante ensayos de deformación constante a  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ . El eje de

compresión usado fue  $\langle 112 \rangle$ , y las muestras fueron sometidas a tratamientos térmicos de hasta 150 horas a  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ . En este estudio se encontró un importante endurecimiento por precipitados, alcanzando un punto de cedencia de 550 MPa para los cristales más resistentes. Ingel y col. [4] realizaron medidas de resistencia a la flexión y resistencia a la fractura a temperaturas de hasta  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$  en monocristales de Y-PSZ, comparando con resultados de  $ZrO_2$  dopado con CaO y MgO. Los monocristales dopados con  $Y_2O_3$  presentaron mayor resistencia a la fractura que los otros dopados, a temperaturas superiores a  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ . Lankford [5] estudió también en compresión el Y-PSZ monocristalino dopado con 2, 8 y 12 m/o de  $Y_2O_3$ , a temperaturas entre 23, 700, y  $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ , para distintas orientaciones. La resistencia del material decreció rápidamente con la temperatura y fue mayor para el dopado más bajo.

Nuestro trabajo se centra en las propiedades mecánicas a temperaturas altas y para el dopado en el cual las propiedades a temperatura ambiente son óptimas. Estudiaremos la dependencia con la microestructura, que se altera mediante tratamientos térmicos, complementando trabajos anteriores.



**Fig. 1.** Curvas tensión ( $\sigma$ )- deformación ( $\epsilon$ ) para el material objeto de estudio, sometido a tratamientos térmicos a 1600 °C, y posteriormente deformado a 1400 °C, en la dirección  $\langle 112 \rangle$ .

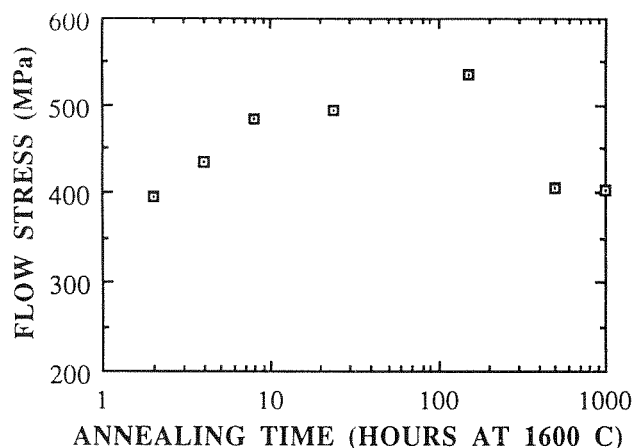
## 2.-METODOS EXPERIMENTALES

En este estudio se han utilizado muestras monocristalinas de Y-PSZ crecidas por la técnica de "Skull melting", dopadas con 4.7 de  $Y_2O_3$ , orientadas según la técnica Laue, cortadas con una sierra adiamantada y pulidas con pasta de diamante de 9, 6 y 3  $\mu m$ . Las muestras para los ensayos de compresión se cortaron con dimensiones 2.5 x 2.5 x 5 mm y se orientaron con el eje mayor (de carga) en la dirección  $\langle 112 \rangle$  y las caras perpendiculares en planos (111) y (110). Estas muestras se sometieron a tratamientos térmicos en un horno de resistencias de superkantal a una temperatura de 1600 °C. Los tratamientos térmicos realizados fueron de 500 y 1000 horas, después de los cuales las muestras fueron templadas al aire, sin que se apreciase fisuración debida al choque térmico. La velocidad de deformación fue para todos los ensayos de  $1.4 \times 10^{-5} \text{ sg}^{-1}$ .

## 3.RESULTADOS

Se han realizado ensayos con muestras sometidas a diferentes tratamientos térmicos, complementando las realizadas por Heuer et al.[3]. Estos autores han realizado experiencias para recocidos de hasta 150 horas a 1600 °C. Nosotros hemos completado el estudio para recocidos más largos (500 y 1000 horas).

En las curvas mostradas en la figura 1 se encuentran discontinuidades de la tensión en la zona de endurecimiento. Este fenómeno corresponde con la activación de bandas de Lüders, pudiendo ser estas observadas mediante microscopía óptica. En la cara  $\{110\}$  las trazas de los sistemas de deslizamiento son perpendiculares a la dirección de compresión, y en la cara  $\{111\}$  forman  $35^\circ$ , por lo que claramente, corresponden a la activación del sistema primario  $\{100\}\langle 110 \rangle$ . En las muestras de Y-PSZ la deformación se produce de forma inhomogénea con bandas bien localizadas (bandas de Lüders), que en las muestras as-received producen un descenso de unos 50 MPa, seguida de otras pequeñas. Este efecto va disminuyendo según aumenta la duración del tratamiento térmico. Se encuentra que la tensión de endurecimiento cero (figura 2) aumenta con el tiempo de recocido hasta 150 hora, presentando a partir de dicho valor una disminución.



**Fig. 2.** Tensión de cedencia, y de endurecimiento cero frente al tiempo de recocido a 1600 °C.

Para partículas de pequeño tamaño como las mostradas en la figura 3 (tratamiento térmico de 2 horas) se ha observado que las dislocaciones forman bucles de orowan alrededor de las partículas [3], y para tratamientos térmicos más largos (aproximadamente 24 horas) las dislocaciones cortan a los precipitados. En este trabajo se ha estudiado la subestructura de dislocaciones, la interacción con las partículas y su movimiento dentro de estas. En la figura 4 se muestran detalles de esta interacción en una muestra tratada térmicamente durante 1000 horas y posteriormente deformada, en la que las dislocaciones penetran preferentemente en variantes alternadas (figuras 4A-4D), dejando bucles de

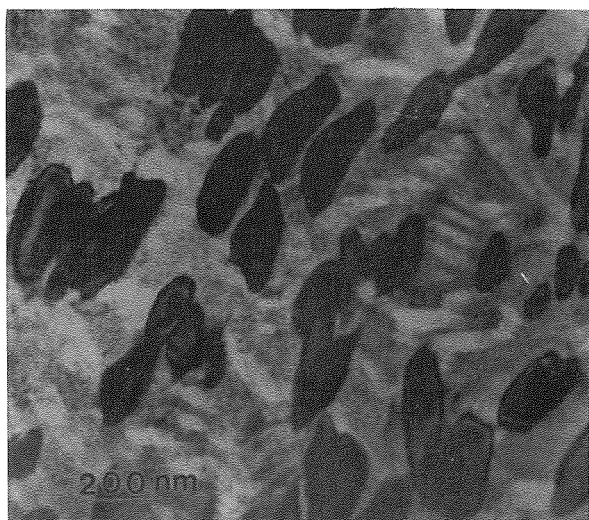


Fig. 3. Microestructura del material tratado térmicamente 2 horas a 1600 °C.

dislocaciones también en variantes alternadas (figura 4E). Estas observaciones nos han permitido elaborar modelos de movimiento de las dislocaciones en el material, que se desarrollan en la discusión.

4. DISCUSION

El comportamiento mecánico a altas temperaturas del sistema Y-PSZ es muy complejo, debido a su particular microestructura, función de la concentración de dopado y tiempo de recocido.

Las muestras as-received presentan pequeños precipitados tetragonales (< 100 nm) dispersos en una matriz tetragonal metaestable, denominada t'. Esta fase t' es más rica en Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> que la correspondiente a la fase tetragonal estable, t, y proviene de una transformación desplazativa de la fase cúbica durante el enfriamiento de los cristales tras su fabricación [1]. Ya que este enfriamiento no es idealmente rápido, se desarrollan por difusión pequeños precipitados tetragonales, t.

El efecto del recocido sobre los cristales es:

- aumentar el tamaño de los precipitados t tanto por el aumento del espaciado lamelar como por interconexión con otras partículas.
- disminuir la fase t', debido a la evolución hacia el equilibrio. A su vez, también enriquece la matriz en contenido de Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

La interacción dislocación-precipitado debe ser analizada de diferente manera dependiendo del tamaño de precipitado. Inicialmente, para los precipitados pequeños (< 200 nm aproximadamente), que no son cizallados, la tensión necesaria (τ) para que la dislocación se curve entre precipitados a una distancia D (radio de curvatura D/2) es:

$$\tau = \frac{2 T}{b d} \tag{1}$$

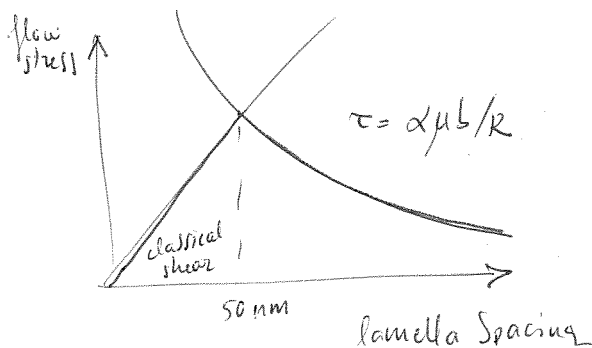
donde b es el vector de Burgers y T es la tensión de línea sobre la dislocación (T = 1/2 μb<sup>2</sup>). Dado que el espaciado entre precipitados disminuye con el aumento de precipitados, la tensión necesaria para que la dislocación pase entre ellos, debe aumentar con el tiempo de recocido.

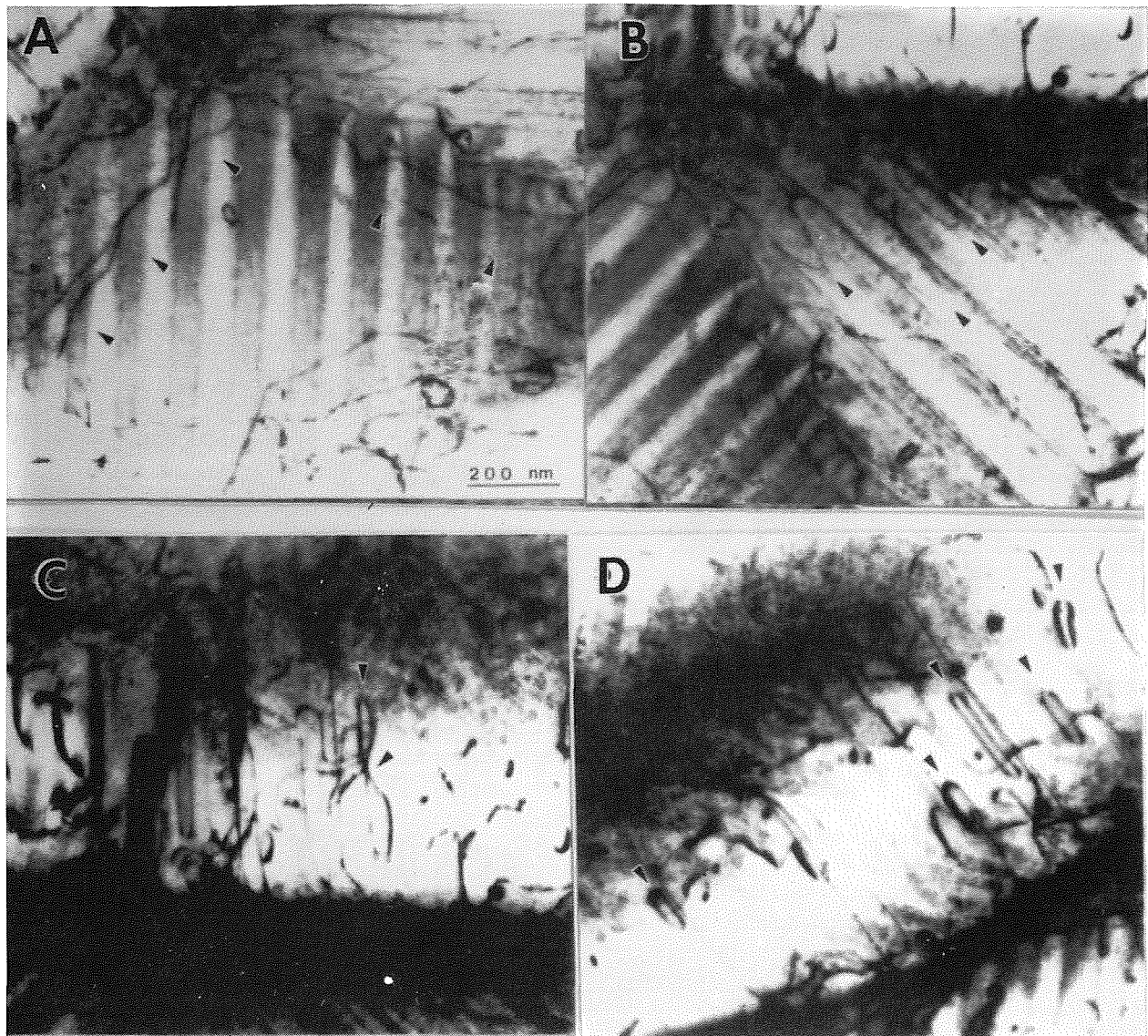
A partir de un tamaño de partícula crítico, las dislocaciones comienzan a atravesar a los precipitados por ser un proceso más fácil. Estos procesos de corte se pueden analizar usando el modelo descrito por Haasen [6] para endurecimiento debido a la presencia de una segunda fase. Según este modelo, la tensión resuelta para cizallar un precipitado coherente es:

$$\tau_c = \frac{g_{max}^{3/2} f^{1/2}}{b (T)^{1/2} r} \tag{2}$$

donde g<sub>max</sub> es la máxima fuerza elemental de interacción, f es la fracción de volumen de precipitados y r el radio de los precipitados.

En nuestro caso la dislocación produce falta de apilamiento en dos de las tres variantes tetragonales presentes, siendo perfecta en la otra. En este caso la dislocación crea un desorden en el plano de cizalladura en la partícula al cruzarla, y puede tomarse g<sub>max</sub> = rγ, donde γ es la energía de falta de apilamiento y r puede tomarse como (Ld)<sup>1/2</sup>, siendo L y d la longitud y anchura de las partículas en el plano de deslizamiento de la dislocación. De este modelo se deduce que la tensión de endurecimiento cero aumenta con la fracción de volumen de precipitado, y cuando la precipitación esté finalizada, seguirá aumentando debido al aumento de tamaño de partícula a fracción de volumen constante que





**Fig. 4.** Subestructura de dislocaciones de una muestra recocida durante 1000 horas y deformada. Ver texto.

producen los procesos de difusión. Según medidas de la evolución de la concentración de ytrio en la matriz, y de los parámetros estereológicos de la microestructura [7], la precipitación concluye para tratamientos térmicos de aproximadamente 24 horas.

Vamos ahora a analizar el origen del decrecimiento de la tensión de endurecimiento cero para los tratamientos térmicos más largos, asociada con una

subestructura de dislocaciones muy característica mostrada en la figura 4. Consideremos una dislocación en la matriz con vector de Burgers  $1/2[101]$  y deslizando en un plano (100), que encuentra una colonia de precipitados.  $1/2[101]$  sólo sería vector de la red tetragonal en el caso de una variante con el eje  $c$  perpendicular al plano ( $t_3$ ); para las variantes con el eje  $c$  en el plano ( $t_1$  y  $t_2$ ) esta dislocación debería crear a su paso alguna forma de

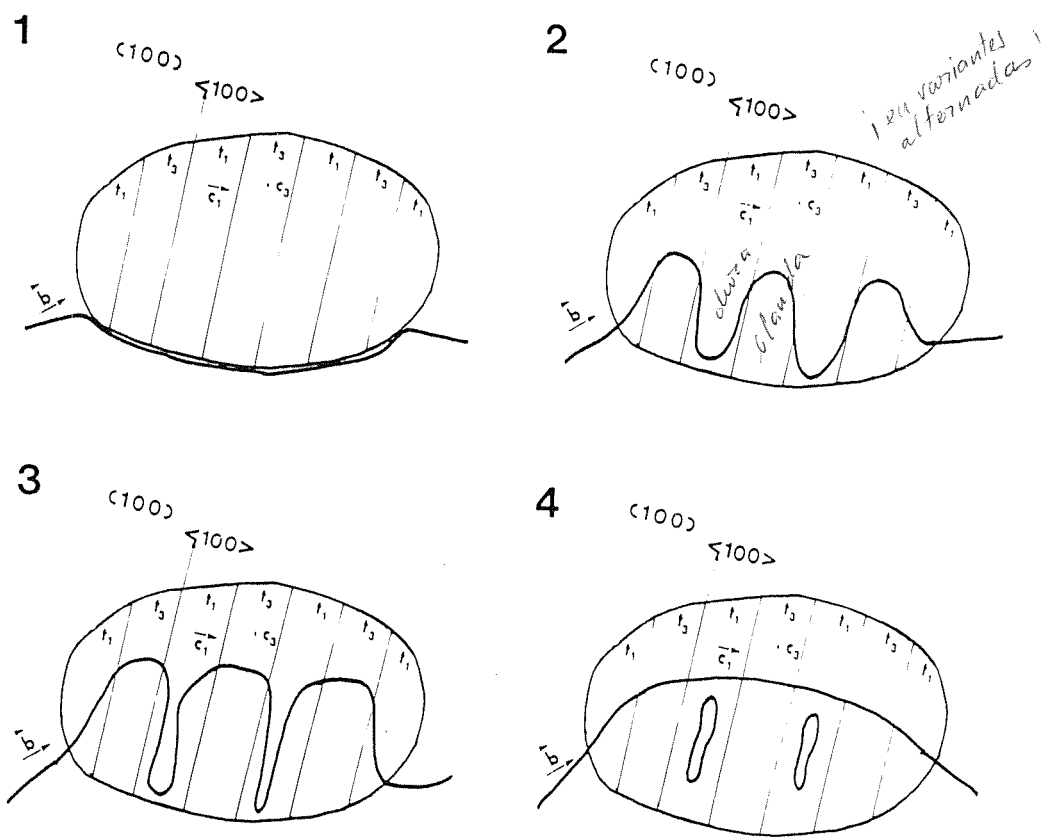


Fig. 5. representación esquemática del modelo propuesto de interacción dislocación-precipitado. Ver texto.

falta de apilamiento, ya que el desplazamiento producido por la dislocación no es un vector de la red.

Si observamos con detalle la figura 4, vemos que la dislocación puede atravesar sin dificultad una de las variantes  $t$  por lo anteriormente dicho, pero no la variante que le acompaña. La dislocación queda anclada en variantes alternas hasta que el desfase entre la posición de la dislocación en una y otra variantes es tan grande que la línea de dislocación fácilmente se puede cerrar sobre sí misma formando bucles. Las altas temperaturas a las que el ensayo mecánico se realiza facilita esta formación de bucles, ya que la dislocación está sometida a cierta vibración térmica. Cuando la dislocación forma un bucle, el efecto resultante es que la dislocación avanza dejando un bucle a su paso. Este mecanismo de avance puede verse representado esquemáticamente en la figura 5.

El mecanismo descrito anteriormente es energéticamente mucho más favorable que atravesar la partícula para la dislocación de nuestro ejemplo. No se tiene evidencia experimental de la falta de apilamiento que debe ser creada por estas dislocaciones, por lo que es posible que se produzca una restauración de la estructura en el proceso de enfriamiento después del ensayo mecánico.

El espaciado lamelar ( $d$ ) determina la dificultad del proceso: la dislocación debe presentar un radio de curvatura menor que  $D/2$  (donde  $D$  es ahora el espaciado lamelar) para moverse dentro de una lamela. Se podría utilizar el razonamiento de Orowan, con lo que  $\tau$  sería proporcional a  $1/(D/2)$ , que aumenta con el tiempo de recocido. Este hecho explica el descenso de la tensión de endurecimiento cero encontrado para los recocidos más largos.



## 5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el comportamiento mecánico del Y-PSZ monocristalino dependiendo de la microestructura de la segunda fase. Los precipitados tetragonales producen un endurecimiento del material debido a la necesaria formación de bucles de Orowan en los primeros estados de precipitación. Cuando la cizalladura de los precipitados se hace inevitable, la resistencia del material sigue aumentando con el tratamiento térmico debido a que en el proceso de corte se produce defectos planares de falta de apilamiento. Alcanzado un valor crítico de tamaño de precipitado, existe un mecanismo de corte de partículas por las dislocaciones con formación de bucles en variantes alternadas, que hace que este corte sea más fácil, con la consiguiente disminución de la tensión de endurecimiento cero. Este estado crítico se alcanza para tratamientos térmicos entre 150 y 500 horas a 1600 °C.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado con financiación de la CYCIT, proyecto MAT91-1196-CO2.

## 7. REFERENCIAS

[1] Heuer A.H., Chaim R. y Lanteri V. Review: "Phase Transformations and Microstructural

Characterization of Alloys in the System  $Y_2O_3-ZrO_2$ ". Adv. in Ceramics vol. 24. The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, 1989, 3-20.

[2] Khatchaturian, A. G., "Theory of Structural Transformations in Solids", Wiley and Sons, New York, 1983.

[3] A. H. Heuer, V. Lanteri y A. Dominguez Rodriguez, "High-Temperature Precipitation Hardening of  $Y_2O_3$  Partially-Stabilized  $ZrO_2$  Single Crystals", Acta. Meta. 37, 559 (1989).

[4] R. P. Ingel, K. Lewis, B. A. Bender y R. W. Rice, "Temperature Dependence of Strength and Fracture Toughness of  $ZrO_2$  Single Crystals", J. Am. Ceram. Soc., 65 [9] C-150 C-125 (1982).

[5] Lankford, J., Page, R.A. y Rabenberg, L., "Deformation mechanisms in yttria-stabilized zirconia". J. Mat. Sci. 23 (1988) 4144-4156.

[6] Cahn R.W. y Haasen P., "Physical Metallurgy", North-Holland Physics Publishing, Amsterdam (1983).

[7] Martínez J, Jiménez M., Domínguez A., Behrens G. y Heuer A.H., "On the Stability of Tetragonal Precipitates in  $Y_2O_3$ -Partially-Stabilized  $ZrO_2$ ". Enviado "Science & Technology of Zirconia Conference", Melbourne, Australia, (1992).



## EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA DE LA ZAC EN EL ANALISIS DE RESULTADOS DE ENSAYOS CTOD EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS HSLA PARA PLATAFORMAS OFFSHORE.

R. González<sup>†</sup>, R. Jiménez<sup>†</sup>, F. Molleda<sup>‡</sup> y J.C. Suárez<sup>†</sup>

<sup>†</sup> Departamento de Estructura y Propiedades de los Materiales, Facultad de Ciencias, Universidad de Cádiz, España.

<sup>‡</sup> Departamento de Arquitectura y Construcción Navales, E.T.S.I. Navales, Universidad Politécnica, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid, España.

**Resumen.** La realización de ensayos CTOD en la Zona Afectada por el Calor de uniones soldadas presenta la dificultad de situar la grieta de fatiga en el lugar preciso que se desea ensayar. Los valores de apertura de grieta reflejan la influencia de las distintas microestructuras muestreadas por el fondo de la fisura, enmascarando el efecto de, por ejemplo, el aporte calorífico de la soldadura. El presente trabajo propone un tratamiento de los datos, basado en el valor del crecimiento estable de grieta, que permite poner en evidencia correlaciones no observables tras un primer análisis de los ensayos.

**Abstract.** During the CTOD testing of the Heat Affected Zone of weld joints, difficulties are found to grow the fatigue flaw exactly in the area of interest. The crack opening values show the influence of the microstructure sampled by the crack tip, shadowing the effect of, for example, the heat input of the weld. This paper suggest a treatment of data, based on the stable tearing preceeding the cleavage initiation, that shows some correlations not evident after a first analysis of test results.

## 1. INTRODUCCION

La normativa actual sobre construcción de plataformas off-shore [1] exige la realización de ensayos CTOD para la homologación de los procedimientos de soldadura que se emplearán durante la fabricación. La Zona Afectada por el Calor (ZAC) de la unión

soldada, sobre todo en chapas de 75 mm de espesor que imponen fuertes gradientes térmicos y elevadas velocidades de enfriamiento, supone una región especialmente sensible a la propagación de grietas y, por tanto, es de especial interés someterla a ensayo.

Se han realizado una serie de

ensayos CTOD en la ZAC de un acero HSLA microaleado, soldado en distintas condiciones de aporte calorífico. El objetivo del trabajo, además de la propia homologación del proceso de soldadura, ha sido el de encontrar alguna correlación entre el aporte térmico y el valor de la apertura del vértice de grieta ( $\delta$ ) obtenido en el ensayo. Aunque la normativa únicamente exige que  $\delta > 0.20$  mm para dar como válido el procedimiento de soldadura (resultando ser el ensayo una simple prueba de pasa/no-pasa), sería interesante el poder cuantificar la pérdida de tenacidad a medida que se aumenta el aporte calorífico.

Tras un primer análisis de los resultados, no se deduce en absoluto ninguna correlación entre la tenacidad y el aporte calorífico, a partir de los datos disponibles. Debido a la propia naturaleza del ensayo CTOD, es necesario hacer crecer por fatiga una grieta en la ZAC, dentro de la cual existe (por efecto del gradiente térmico debido al ciclo de soldeo) toda una variedad microestructural en unos pocos milímetros de anchura. Esto implica que el fondo de grieta no queda siempre en la misma posición, sino que muestra a diferentes microestructuras. La correlación que pudiera existir entre el aporte calorífico y  $\delta$  queda enmascarada por las distintas posiciones del fondo de grieta en cada probeta.

Se ha tratado de correlacionar la microestructura particular que muestra la fisura con un parámetro medido en el ensayo: el crecimiento estable de grieta antes de la rotura catastrófica ( $\delta_a$ ). Esto permite "modificar" el valor de  $\delta$  en función de la

diferencia entre el crecimiento estable de cada probeta y un valor de  $\delta_a$  arbitrario pero fijo (es decir, referir el valor a una microestructura particular de referencia).

Al representar el aporte calorífico frente al valor modificado de la apertura de grieta ( $\delta_m$ ), se ha obtenido una correlación entre ambas variables. Este resultado muestra que efectivamente existe una dependencia entre el aporte calorífico y la tenacidad de la ZAC, pero que es necesario tratar los datos para evitar el efecto enmascarador de la posición aleatoria del fondo de grieta.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Material

Tabla 1. Composición química del material base (% en peso).

C	.097	Al	.032
Mn	1.36	Nb	.016
P	.009	V	.001
S	.002	Ti	.003
Si	.403	N	.007
Cu	.153	Cu+Ni+Cr+Mo	.797
Ni	.512	Nb+V+Ti	.020
Cr	.123	Al/N	5.0
Mo	.008	Ceq	.394

El material base es un acero HSLA (High Strength Low Alloy Steel) conforme con la BS 7191 450 EMZ tipo 2 [2]. Se trata de un acero calmado, de grano fino, templado y revenido, para conferirle un límite elástico de

434 N/mm<sup>2</sup> y una resistencia a la tracción de 545 N/mm<sup>2</sup>.

## 2.2 Fabricación del panel soldado

Los paneles, de 980 mm (longitud del cordón de soldadura) × 750 mm y 75 mm de espesor, se soldaron mediante arco sumergido con una preparación de bordes en K. No sufrieron tratamiento térmico de post-soldeo. La temperatura entre pasadas se mantuvo alrededor de los 115°C. Los aportes térmicos elegidos estuvieron comprendidos entre 1,348 y 2,326 kJ/mm. De cada panel se obtuvieron cuatro probetas para el ensayo CTOD, de las que se ensayaron tres, quedando una como reserva.

## 2.3 Metalografía previa al ensayo

Se cortaron dos secciones a unos 50 mm de los extremos de la soldadura. Se prepararon para su observación metalográfica con pasta de diamante de 1 µm y se atacaron con nital al 2%. Se determinó el tamaño de grano de la ZAC adyacente a la línea de fusión, según norma ASTM E112 [3], en los dos tercios centrales del espesor de la probeta. El objeto de esta operación es la de situar correctamente la entalla dentro de la ZAC.

## 2.4 Ensayo CTOD

La probeta empleada en el ensayo CTOD fue la SENB3, para flexión en tres puntos. Este tipo es el recomendado por la norma BS 5762 [4], que fue la seguida en el programa de ensayos, con una sección B × 2B (donde B es el espesor de la chapa).

Todas las probetas fueron comprimidas localmente un 1%, en

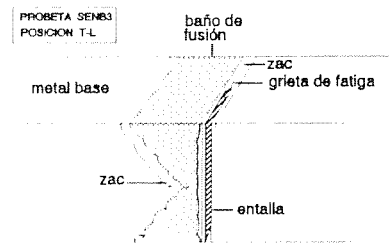


Fig. 1. Situación de la probeta de ensayo respecto a la unión soldada.

la zona del ligamento, para intentar mantener el crecimiento de la grieta de fatiga lo más uniforme posible en todo el espesor (en presencia de las tensiones residuales generadas durante el soldeo).

Los ensayos se realizaron bajo control de desplazamiento, a una temperatura de -10°C. Los valores de  $\delta$  fueron calculados usando un límite elástico de la ZAC obtenido como valor medio del dado para el material base y del medido para el cordón a partir de un ensayo de tracción. Los valores fueron corregidos para la temperatura de ensayo de -10°C [5].

## 2.5 Metalografía posterior al ensayo

Tras el ensayo, se dio un corte perpendicular a la superficie de fractura, justo delante de la grieta de fatiga, para así determinar las microestructuras y el tamaño de grano muestreado por el vértice de grieta. Se contabilizaron porcentualmente los distintos tamaños de grano muestreados, en los dos tercios centrales del espesor.

Se determinó por microscopía óptica y electrónica de barrido el lugar de inicio de la rotura catastrófica. Se midieron los valores medios de crecimiento

estable de grieta antes de la rotura por clivaje.

### 3. RESULTADOS

A partir de los registros de carga/apertura de entalla se han obtenido valores de  $\delta$ , usando la expresión [4]:

$$\delta = \frac{K^2}{2\sigma_y E'} + \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4W + 0,6a + z}$$

donde  $K$  es el factor de intensidad de tensiones de la probeta SENB3,  $\sigma_y$  es el límite elástico corregido para la temperatura de ensayo,  $E'$  es el módulo de Young para deformación plana,  $W = 2B$  la anchura de la probeta (dos veces el espesor de la chapa),  $a$  es la longitud de la grieta,  $V_p$  es la componente plástica de la apertura medida en la boca de la entalla y  $z$  es la distancia entre la posición de las cuchillas de medida y el inicio de la entalla.

La figura 2 muestra cómo se distribuyen los valores de  $\delta$  frente a los distintos aportes caloríficos utilizados en la soldadura de los paneles. Como se puede ver, aparentemente no existe ninguna correlación significativa entre ambas variables.

La figura 3 recoge la correlación existente entre el valor de  $\delta$  de cada ensayo y el correspondiente crecimiento estable de grieta.

A partir del estudio metalográfico posterior al ensayo, se buscó la relación entre el valor de  $\delta_a$  y algún parámetro microestructural significativo. La figura 4 muestra la relación encontrada con el porcentaje de frente de

grieta que muestreaba la ZAC denominada intercrítica

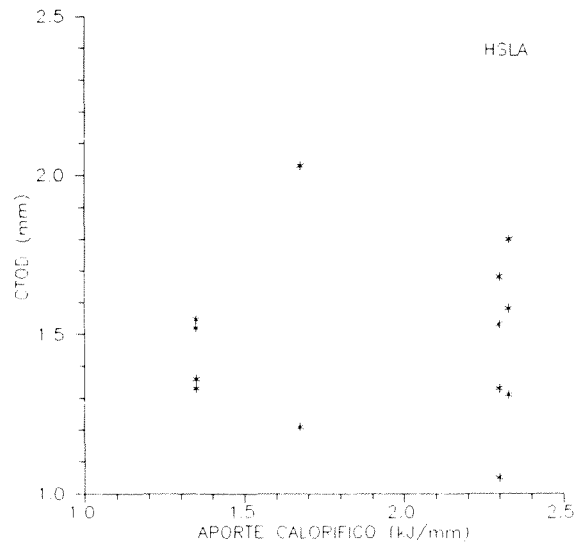


Fig. 2. Valor del CTOD en relación con el aporte calorífico del proceso de soldadura.

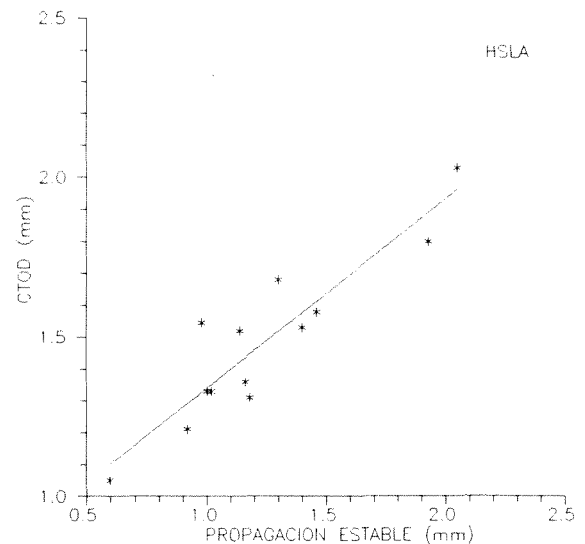


Fig. 3. Correlación entre el valor del CTOD y el crecimiento estable de grieta.

(material que durante el proceso de soldadura alcanzó temperaturas entre los 723° y los 870°C, correspondiente al campo

bifásico  $\alpha/\gamma$  del acero).

Por otra parte, la figura 5 muestra el efecto combinado del porcentaje de ZAC intercrítica muestreada y la superficie total de frontera de grano frente a la

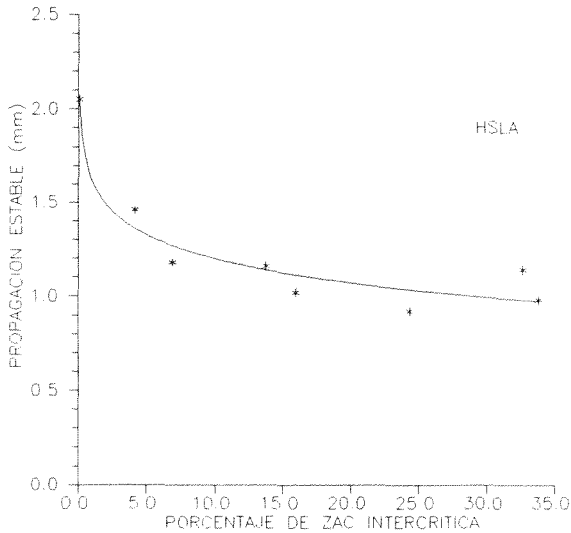


Fig. 4. Influencia del porcentaje de ZAC intercrítica muestreada por la fisura sobre el valor del crecimiento estable de grieta.

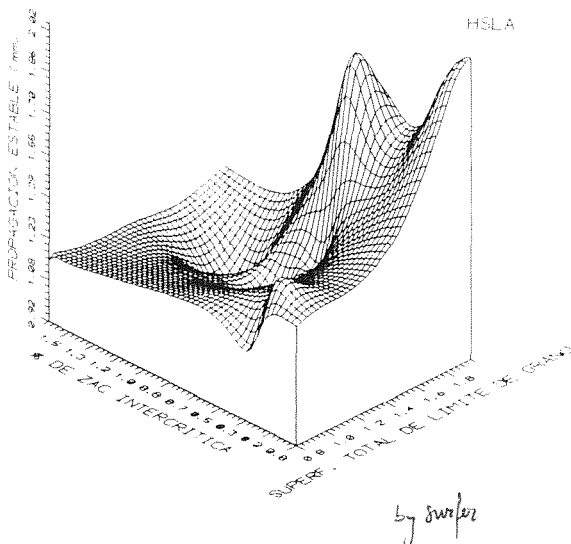


Fig. 5. Relación entre la microestructura muestreada por la grieta y su valor de crecimiento estable.

grieta de fatiga.

#### 4. DISCUSION

Es un hecho aceptado comúnmente en la bibliografía que un grave problema del ensayo CTOD es la localización precisa de la grieta de fatiga dentro de la ZAC [6-8]. La norma [4] indica que la grieta debe estar incluida dentro de una banda de 0,5 mm de distancia al baño de fusión. Con esto se pretende muestrear la zona de grano grueso de la ZAC, que es potencialmente la más peligrosa desde el punto de vista de la propagación de grietas. No obstante, la comprobación de la posición real de la grieta no se verifica hasta después de realizado el ensayo, mediante la inspección por microscopía óptica. Sin embargo, un estudio de Gittos y Dolby [9] muestra que sólo un 20% de las probetas cumplirían estrictamente la norma. Por otra parte, en algunos trabajos sobre aceros HSLA [10-11] se identifican zonas alejadas de la banda de grano grueso, en las que apenas hay crecimiento del tamaño de grano, y que sin embargo se muestran extremadamente frágiles debido a la presencia de islas de austenita/martensita (ZAC intercrítica). Cuando la grieta muestrea estas zonas, cosa nada infrecuente, es de esperar que el valor del CTOD se modifique sustancialmente.

Existen estudios [12] que sugieren que podría sobrepasarse el límite máximo actual de aporte calorífico (3-4 kJ/mm) hasta valores de 8 kJ/mm, con aumentos de la velocidad de aportación de hasta un 150%, siempre que se dispusiera de la información necesaria sobre las

propiedades a fractura de la unión soldada. Sin embargo, cuando se representa el valor de  $\delta$  frente al aporte calorífico se observa una nube de puntos (ver figura 2) que muestra una falta aparente de correlación entre ambas variables. Otros autores [13] han llegado a estos mismos resultados con idéntico ensayo y similar material de partida.

Pensamos, por el contrario, que tal correlación existe y que simplemente está enmascarada por efecto de la dispersión en las zonas muestreadas por la grieta de fatiga. Para ponerlo en evidencia se han tratado los datos del ensayo tal como se explica a continuación.

Se partió de la hipótesis de que un parámetro del ensayo CTOD que está directamente relacionado con la microestructura que se muestrea es el crecimiento estable de la grieta antes de la rotura por clivaje. Algunos autores [14] relacionan los "pop-ins" registrados sin un previo crecimiento estable con la posición del vértice de grieta en la zona de grano grueso. Asimismo, cuando el vértice de grieta está alejado de esta zona, tienen lugar sucesos de "pop-ins" después de un cierto crecimiento estable, tanto mayor cuanto más alejada esté de la línea de fusión. Por otra parte, de nuestros ensayos, se han sacado algunas conclusiones previas acerca de la influencia del porcentaje de ZAC intercrítica muestreada sobre el valor de crecimiento estable: a medida que mayor proporción de frente de grieta se encuentra en la zona de islas frágiles de martensita, el crecimiento estable antes de que se desencadene en un punto la rotura catastrófica es menor (ver figura 4). Junto con esta

relación, también se ha investigado el efecto conjunto tanto del porcentaje de ZAC intercrítica muestreada como de la superficie total de frontera de grano que ha de atravesar la grieta al crecer (ver figura 5).

Independientemente de que la constatación experimental de la relación existente entre crecimiento estable de grieta y la microestructura muestreada esté pendiente de estudios más detallados (que estamos llevando a cabo en la actualidad), si aceptamos como razonable que dicha correlación existe, podemos seguir adelante en el proceso de tratamiento de los datos y ver a qué resultados se llega.

Para ello, se elige un valor de propagación estable como representante de una cierta microestructura estándar frente al vértice de grieta, por ejemplo  $\delta_a = 1,0$  mm que corresponde a un  $\delta = 1,28$  mm. Para otro ensayo con otro valor de crecimiento estable (muestreando, pues, otra microestructura), digamos  $\delta_a = 2,0$  mm, que se corresponde con un  $\delta = 2,0$  mm, se observa que, a partir de la relación lineal ajustada en la figura 2, una variación del 100% en el valor de  $\delta_a$  supone un incremento del 72% en  $\delta$ . Luego, del valor experimental de  $\delta$  obtenido para cada ensayo hay que restar 0,0072 mm por cada 0,01 mm que se separe el valor de  $\delta_a$  de la unidad. Por ejemplo, para un ensayo con  $\delta = 1,80$  mm y  $\delta_a = 1,93$  mm, el valor modificado ( $\delta_m$ ) que consideraremos será:

$$\delta_m = 1,80 - (93 \times 0,0072) = 1,13 \text{ mm}$$

Y así se efectúa la corrección para el resto de los ensayos (correspondientes a distintos aportes caloríficos).

Si ahora volvemos a hacer la representación análoga a la de la figura 2, pero empleando en esta ocasión los valores modificados  $\delta_m$ , obtenemos la gráfica que se muestra en la figura 6.

En esta ocasión sí se observa una correlación entre las variables. Se puede comprobar cómo un aumento del aporte

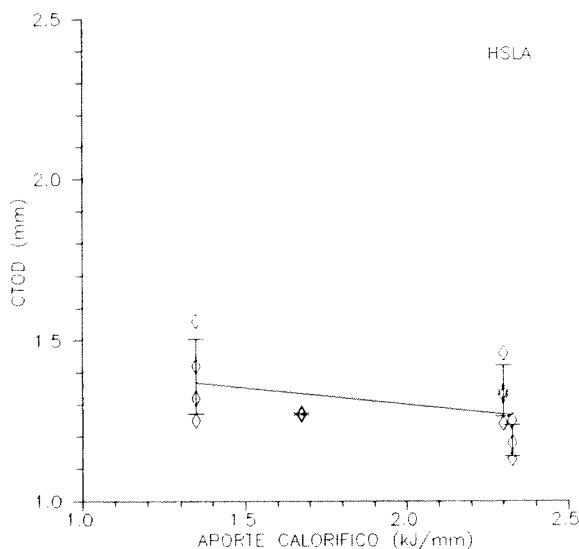


Fig. 6. Correlación entre los valores de CTOD, modificados en función del crecimiento estable de grieta, y el aporte calorífico de la soldadura.

calorífico se traduce en una pérdida de tenacidad en la unión, como muestran los valores más bajos de  $\delta_m$  obtenidos.

En vista de lo costoso que resultan los ensayos CTOD, esta valiosa información adicional que se pueda obtener de ellos resulta interesante, de manera que dejen de ser una simple prueba pasa/no-pasa para ayudar a la selección de los procesos de soldadura más productivos compatibles con unas aceptables propiedades a fractura. Evidentemente, el cuantificar

con fiabilidad la pendiente de la recta de la figura 6, e incluso las posibles variaciones de la dependencia a más altos valores del aporte calorífico, requiere un número mayor de ensayos que los efectuados en este trabajo, ensayos cuyo objetivo primordial era, no obstante, la homologación de un procedimiento de soldadura.

## 5. CONCLUSIONES

● Se ha ratificado que los valores de CTOD obtenidos en el ensayo de la ZAC de soldaduras son extremadamente sensibles a la posición exacta de la grieta de fatiga y, por tanto, a la microestructura muestreada.

● Para el acero HSLA ensayado no se observa ninguna correlación significativa entre el aporte térmico del proceso de soldadura y el valor del CTOD, tras un primer análisis de los datos.

● Se ha relacionado el crecimiento estable de la grieta con parámetros característicos de la microestructura como la superficie total de límite de grano y el porcentaje de grieta situada en la ZAC intercrítica.

● A partir de la correlación entre crecimiento estable de la fisura y valor de la apertura del vértice de grieta, se han modificado los valores del CTOD, eliminándose de esta manera el efecto perturbador debido a las diferencias en la posición de la grieta de fatiga.

● La representación del aporte calorífico de la soldadura frente a los valores modificados del CTOD sí que muestra una correlación, en el sentido de que se reduce la tenacidad de la unión al aumentar el aporte

calorífico.

## 6. REFERENCIAS

- [1] EEMUA 158: "Construction specification for fixed offshore structures in the North Sea", Engineering Equipment and Materials Users Association, Publication No.158 (1989).
- [2] BS 7191: "Weldable structural steels for fixed offshore structures", British Standards Institution (1989).
- [3] ASTM E112-88: "Methods for determining average grain size", American Society for Testing and Materials (1988).
- [4] BS 5762:1979: "Method for crack opening displacement (COD) testing", British Standards Institution (1979).
- [5] Dawes M.G., "Fracture mechanics tests on welded joints", ASTM STP 995, 191-213.
- [6] Burget W. y Blauel J.G., "Fracture toughness of welding procedure qualification and component welds tested in SENB and C- specimens", The Fracture Mechanics of Welds, EGF Pub.2 (Ed. Blauel J.G. y Schwalbe K.H.) 19-42, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [7] Webster S.E., "The structural significance of low toughness HAZ regions in a modern low carbon structural steel", en The Fracture Mechanics of Welds, EGF Pub.2 (Ed. Blauel J.G., Schwalbe K.) 19-42, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [8] Harrison J.D., "COD testing and analysis. The present state of the art", The Welding Institute, Cambridge (1981).
- [9] Gittos M.F. y Dolby R.E., "Predicting the HAZ toughness of C and CMn steels - welding at 2 kJ/mm", Welding Research Int'l, 9 (6), 22-54 (1979).
- [10] Matsuda F., Bernasovsky P., Li Z., Ishihara K., Okada H., "An investigation on the behaviour of the M-A constituent in simulated Haz of HSLA steels", Welding in the World, 29, 307-313 (1991).
- [11] Fairchild D.P., Bangaru N.V., Koo J.Y., Harrison P.L y Ozekcin A., "A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels", Welding Journal (Welding Research Supplement), diciembre, 321s-329s (1991).
- [12] Rørvik G., Onsøien M.I., Klukuken A.O. y Akselsen O.M., "High heat input welding of offshore structures. Procedures and weld properties", Welding Journal (Welding Research Supplement), diciembre, 321s-329s (1991).
- [13] Amo J.M., Chao J., Fernández J. y Durán J., "Estudio de la tenacidad a la fractura de la ZAT de uniones soldadas en un acero microaleado", Rev. Soldadura, 21 (1), 29-37 (1991).
- [14] Koçak M., Terlinde G., Schwalbe K.H. y Gnirss G., "Fracture toughness testing of heat affected zones of weldments and the significance of pop-ins", en The Fracture Mechanics of Welds, EGF Pub.2 (Ed. Blauel J. G., Schwalbe K.H.) pp. 19-42, Mechanical Engineering Publications, London (1987).

**NOTA.** Los ensayos CTOD han sido realizados en The Welding Institute, Cambridge, (G.B.).



## ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS DE TOPO À FLEXÃO

J. A. M. Ferreira e J. D. M. Costa

Departamento de Engenharia Mecânica, FCT/Universidade de Coimbra,  
3000 Coimbra, Portugal

**Resumo.** Neste trabalho apresentam-se os resultados de um estudo da influência da geometria do cordão de soldadura na resistência à fadiga de juntas de topo transversais à flexão. Os parâmetros estudados são a sobreespessura e a largura do cordão. A duração à fadiga considerada engloba um período de iniciação e uma fase de propagação da fenda. A previsão do período de iniciação da fenda é feita usando a equação de Coffin-Manson, modificada por Morrow. Para o efeito foram obtidas as propriedades do material usado que é o aço 17Mn4. São também obtidos, pelo método dos elementos finitos, os factores de concentração de tensões no pé do cordão. A previsão da fase de propagação é feita por integração da lei de Paris, tendo sido obtido para cada caso o factor de intensidade de tensões pelo método das funções de peso. Numa das geometrias é feita a comparação entre as previsões da vida de fadiga com resultados obtidos experimentalmente verificando-se boa concordância.

**Abstract.** This paper presents results of a fatigue life investigation carried out in butt welded joints loaded in bending. In this investigation are concerned the effects of weld joint geometry on fatigue crack initiation and propagation. The parameters studied are the width and height of the weld joint. The life for crack initiation was predicted using the local strain approach. The stress concentration factor was computed by finite elements method. A linear elastic fracture mechanic approach was used to predicted crack propagation life. Using weight function methods the  $M_K$  factors of the welded joint were computed for different values of geometrical parameters. The theoretical predictions were compared against experimental results carried out in welded joints of the 17Mn4 steel, and good agreement was found.

## 1. INTRODUÇÃO

A resistência à fadiga de juntas de topo transversais é influenciada por parâmetros geométricos, tais como: a sobreespessura e a largura do cordão. A influência destes parâmetros é bem conhecida para o caso de cargas axiais, sendo analisada por Gurney [1]. Para solicitações de flexão este conhecimento não é tão completo tendo os autores vindo a estudar a influência de parâmetros geométricos e das tensões residuais [2].

Neste trabalho é feita a previsão da vida gasta na iniciação e na propagação de fendas de fadiga. A previsão da iniciação é feita com base na equação de Coffin-Manson modificada por Morrow [3]. A utilização deste método pressupõe o conhecimento das propriedades mecânicas do material e dos factores de concentração de tensões. As propriedades mecânicas são obtidas para o material base utilizado nas juntas. Os valores do factor

de intensidade de tensões são obtidos, em cada caso, usando o método dos elementos finitos.

A previsão da vida gasta na propagação é feita usando a lei de Paris, considerando que a fenda é semi-elíptica. O factor de intensidade de tensões é calculado, em cada caso, considerando-o dado pelo produto, da solução de Raju e Newman [4] para uma fenda superficial semi-elíptica numa placa, por um factor amplificador  $M_K$ , obtido pelo método das funções de peso de Glinka [5]. O factor  $M_K$  tem em conta a influência da concentração de tensões provocada pela geometria do cordão.

A figura 1 mostra a geometria estudada e a nomenclatura utilizada. Os parâmetros estudados foram as relações  $h/t$  e  $l/t$ , em que:  $h$  é a sobreespessura,  $t$  a espessura e  $l$  a largura do cordão.

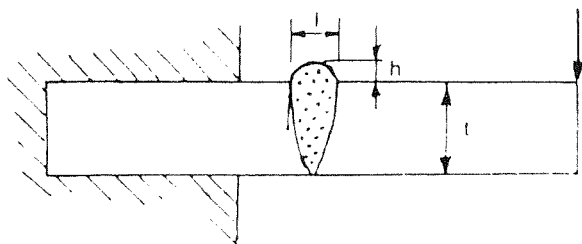


Fig. 1. Geometria, nomenclatura e modo de carregamento

## 2. PROPRIEDADES DO MATERIAL

O material usado foi o aço 17Mn4; segundo a DIN. Este material tem a composição química indicada na tabela 1. O comportamento mecânico foi obtido através de ensaios de tração e de fadiga oligocíclica. Os resultados obtidos nos vários provetes para a fadiga oligocíclica encontram-se representados na figura 2, em termos da amplitude de deformação elástica  $\Delta\varepsilon_e/2$ , da amplitude de deformação plástica  $\Delta\varepsilon_p/2$  e da amplitude de deformação total  $\Delta\varepsilon_t/2$  em função do número de ciclos até à rotura.

A relação entre a amplitude de deformação elástica,  $\Delta\varepsilon_e/2$ , e o número de ciclos de rotura,  $N_r$ , é a equação de Basquin:

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_r)^b \quad (1)$$

em que: -  $\sigma'_f$  é o coeficiente de resistência à fadiga  
-  $E$  é o módulo de Young;  
-  $b$  é o expoente de resistência à fadiga

A relação entre a amplitude de deformação plástica,  $\Delta\varepsilon_p/2$ , e o número de ciclos de rotura,  $N_r$ , é a equação de Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_r)^c \quad (2)$$

em que: -  $\varepsilon'_f$  é o coeficiente de ductilidade cíclica  
-  $c$  é o expoente de ductilidade cíclica

As propriedades mecânicas obtidas para o material são apresentadas na tabela 2.

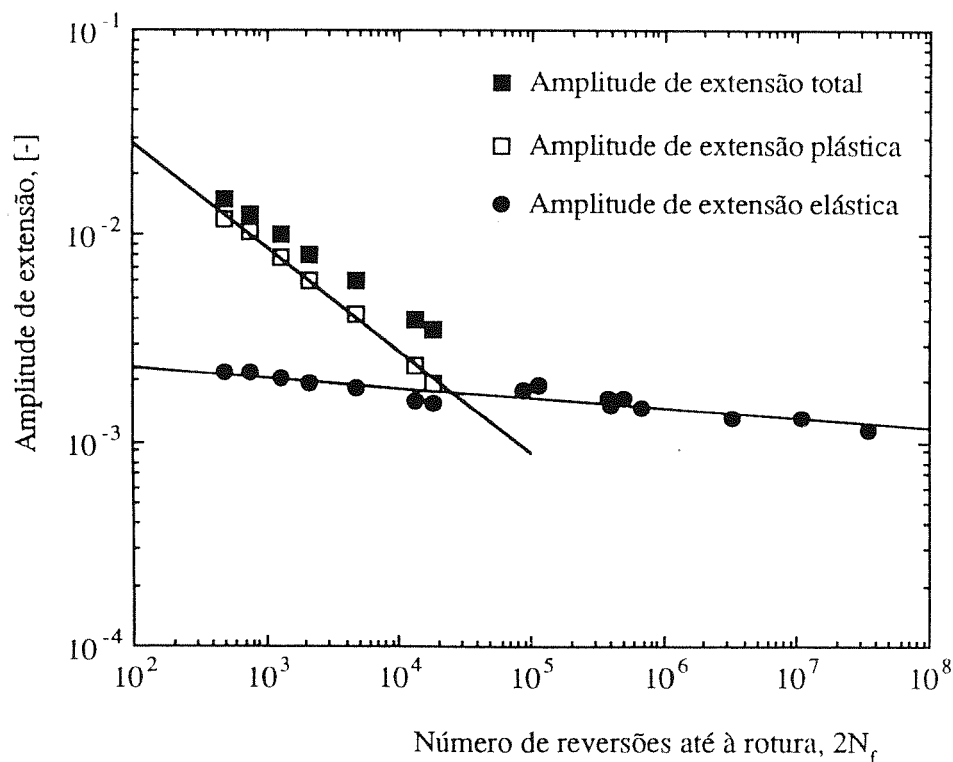


Fig.2.  $\Delta\varepsilon_e/2$ ,  $\Delta\varepsilon_p/2$  e  $\Delta\varepsilon_t/2$  em função do número de ciclos de rotura

Tabela 1. Composição química do material

Material	C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)
Aço17Mn4	0,2	0,25	1,2	0,05	0,05

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço 17Mn4

Tensão de cedência, $\sigma_c$	412 MPa
Tensão de rotura, $\sigma_r$	596 MPa
Módulo de Young, $E$	$2,1 \times 10^5$ MPa
Coefficiente de resistência cíclica, $K'$	1102 MPa
Expoente de endurecimento cíclico, $n'$	0,194
Coefficiente de resistência à fadiga, $\sigma'_f$	806,9
Expoente de resistência à fadiga, $b$	-0,0897
Coefficiente ductilidade à fadiga, $\epsilon'_f$	0,192
Expoente ductilidade à fadiga, $c$	-0,458

### 3. DETERMINAÇÃO DO FACTOR DE INTENSIDADE DE TENSÕES

O factor de intensidade de tensões foi calculado em cada caso usando o método das funções de peso de Bueckner [6] pela relação:

$$K = \int_0^a \sigma(x) m(x,a) dx \quad (3)$$

em que:  $\sigma(x)$  é a tensão na linha em que se presume exista fenda calculada na ausência de fenda,  $m(x,a)$  é uma função de calibração (função de peso) e  $a$  é a profundidade da fenda.

A função de peso  $m(x,a)$  usada foi a obtida por Glinka [5]. As tensões  $\sigma(x)$  foram calculadas com um programa de elementos finitos bidimensionais, isoparamétricos de 8 nós.

A relação entre o factor  $K$  calculado e o factor de intensidade de tensões nas mesmas condições de carga, mas na ausência de cordão é um factor amplificador  $M_K$ . A solução considerada para o factor de intensidade de tensões para uma barra com fenda lateral à flexão foi a obtida por Murakami [7].

Os valores obtidos para  $M_K$  encontram-se representados nas figuras 3 e 4, mostrando o efeito das relações  $h/t$  e  $l/t$ , respectivamente.

A análise da figura 3 mostra que em cordões com a mesma largura, ( $l/t=1$ ), à medida que a sobreespessura (relação  $h/t$ ) aumenta o valor de  $M_K$  cresce significativamente. A figura 4 mostra que em cordões com a mesma sobreespessura ( $h/t=0,25$ ) o parâmetro  $M_K$  é muito pouco influenciado pela relação  $l/t$  para  $0,5 \leq l/t \leq 1$ . No entanto, para  $l/t=2$  verifica-se uma redução significativa do valor de  $M_K$ .

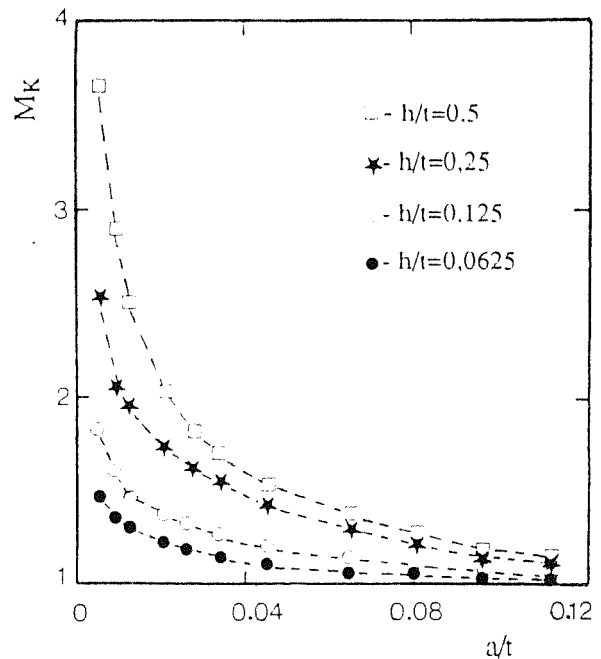


Fig. 3. Influência da relação  $h/t$  no factor  $M_K$ .  $l/t=1$ .

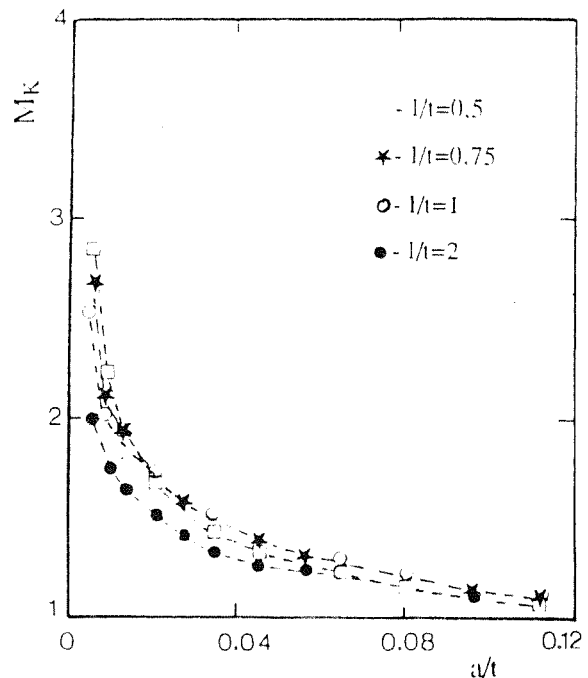


Fig. 4. Influência da relação  $l/t$  no factor  $M_K$   $h/t=0,25$ .

#### 4. PREVISÃO DA VIDA DE FADIGA

A vida de fadiga,  $N_t$ , foi calculada considerando separadamente a fase de iniciação,  $N_i$ , e a fase de propagação,  $N_p$ . O número de ciclos de propagação,  $N_p$ , foi obtido pela integração da lei de Paris, considerando que a fenda inicial é semi-circular com 0,25 mm de raio e que cresce com forma semi-elíptica. O factor de intensidade de tensões em cada instante é obtido por:

$$K = M_K K' \quad (4)$$

em que  $K'$  é o valor do factor de intensidade de tensões para uma fenda superficial semi-elíptica com as mesmas dimensões, numa placa à flexão, dada pela solução de Raju e Newman [4]. As constantes da equação de Paris usadas foram:  $m=3$ ;  $C_A=1,83 \times 10^{-13}$  e  $C_B=1,334 \times 10^{-13}$  [mm/ciclo; MPa $\sqrt{\text{mm}}$ ].  $C_A$  e  $C_B$  são os coeficientes da lei de Paris para a propagação do ponto da fenda de maior profundidade e dum ponto à superfície, respectivamente.

O número de ciclos de iniciação,  $N_i$ , foi obtido pela equação de Coffin-Manson modificada por Morrow [3]:

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \epsilon_f' (2N_i)^c + \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_i)^b \quad (5)$$

As deformações locais obtêm-se a partir das tensões nominais pelo método de Molski-Glinka [8] usando a

curva de deformação cíclica do material e o coeficiente de concentração de tensões,  $K_t$ , no pé do cordão. Os valores de  $K_t$  foram obtidos pelo método dos elementos finitos. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 3.

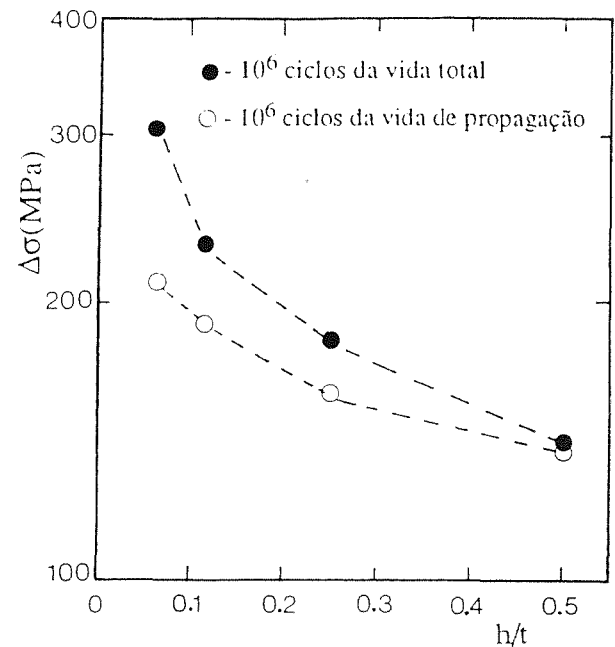


Fig. 5. Gama de tensão nominal no pé do cordão em função de  $h/t$ .  $l/t=1$ .

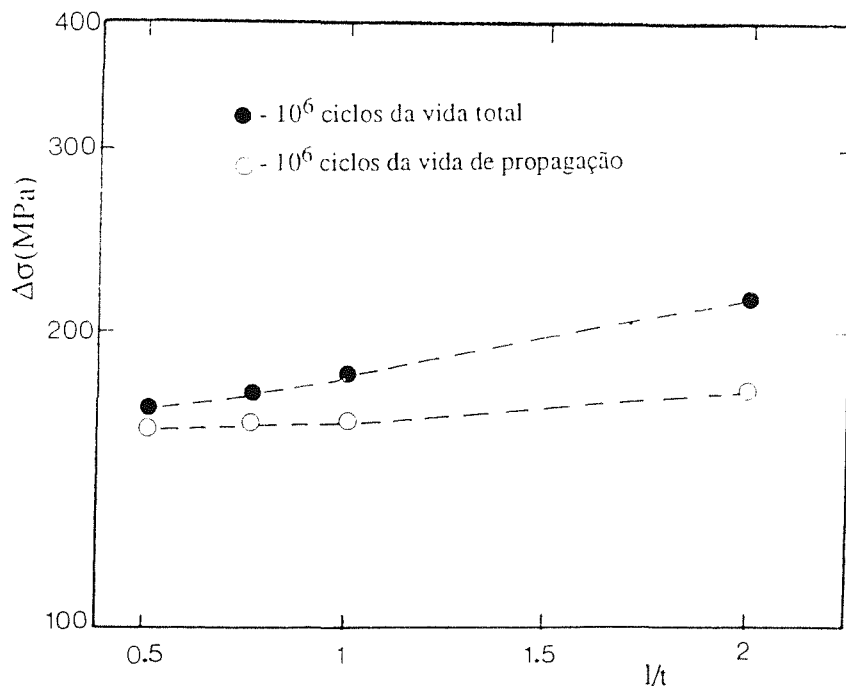


Fig. 6. Gama de tensão nominal no pé do cordão em função de  $l/t$ .  $h/t=0,25$ .

Tabela 3. Factores de concentração de tensões

$l/t$	0,5	0,75	1	2	1	1	1
$h/t$	0,25	0,25	0,25	0,25	0,5	0,125	0,0625
$K_t$	3,97	3,55	3,25	2,54	5,09	2,28	1,64

A curva tensão-deformação usada é do tipo:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{1/n'} \quad (6)$$

em que:  $K'$  é o coeficiente de resistência cíclica  
 $n'$  é o coeficiente de endurecimento cíclico

A duração do período de iniciação e a vida total foi calculado teoricamente em função da amplitude de tensão, para cada uma das geometrias consideradas.

As figuras 5 e 6 representam a influência dos parâmetros  $h/t$  e  $l/t$ , respectivamente, na gama de tensão que provoca a rotura da junta ao fim de  $10^6$  ciclos de vida total ou apenas de propagação. Estas curvas forma obtidas para uma razão de tensão  $R=0$ .

A figura 5 mostra uma redução muito pronunciada na tensão que provoca a rotura da junta ao fim de um milhão de ciclos quando a relação  $h/t$  aumenta de 0,0625 para 0,5 mantendo constante  $l/t$  ( $l/t=1$ ).

A análise da figura 6 mostra que mantendo  $h/t=0,25$  a tensão que provoca rotura ao fim de  $10^6$  ciclos, considerando apenas a propagação, é praticamente constante para  $l/t$  entre 0,5 e 1 e aumenta ligeiramente quando  $l/t$  sobe para 2.

A tensão que provoca rotura ao fim de  $10^6$  ciclos de vida total (iniciação+propagação) cresce com a relação  $l/t$  (cerca de 30% quando  $l/t$  cresce de 0,5 para 2 no caso em que  $h/t=0,25$ ).

5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Para a geometria  $h/t=0,125$  e  $l/t=1$  foram obtidas curvas do período de iniciação e da vida total em função da amplitude de tensão. Estes ensaios foram realizados à temperatura ambiente sendo o ciclo de carga pulsante com tensão mínima zero ( $R=0$ ). Os provetes ensaiados eram simétricos em relação ao cordão de soldadura e tinham 200 mm de comprimento, 16 mm de largura e 18 mm de espessura. Os provetes foram ensaiados em flexão encastrada a uma frequência de 25 Hz.

As fendas eram detectadas pela inspecção visual, depositando periodicamente sobre o cordão um líquido penetrante composto por uma mistura de água e um detergente. O aparecimento de uma fenda está associado

com o borbulhar do líquido depositado. Após a detecção da fenda a região do pé do cordão era marcada com tinta. Após o termo do ensaio o provete era fracturado medindo-se a fenda por microscopia óptica. O número de ciclos de iniciação foi normalizado considerando como referência uma fenda de 0,25 mm de profundidade.

Os resultados obtidos foram representados na figura 7, em que se apresentam os valores do número de ciclos de iniciação e o número de ciclos de vida total em função da gama de tensão aplicada. Nesta figura são sobrepostas as curvas do tempo de iniciação e da vida total obtidas pelos métodos de previsão teórica. A análise mostra uma boa concordância entre as curvas de previsão e os resultados experimentais.

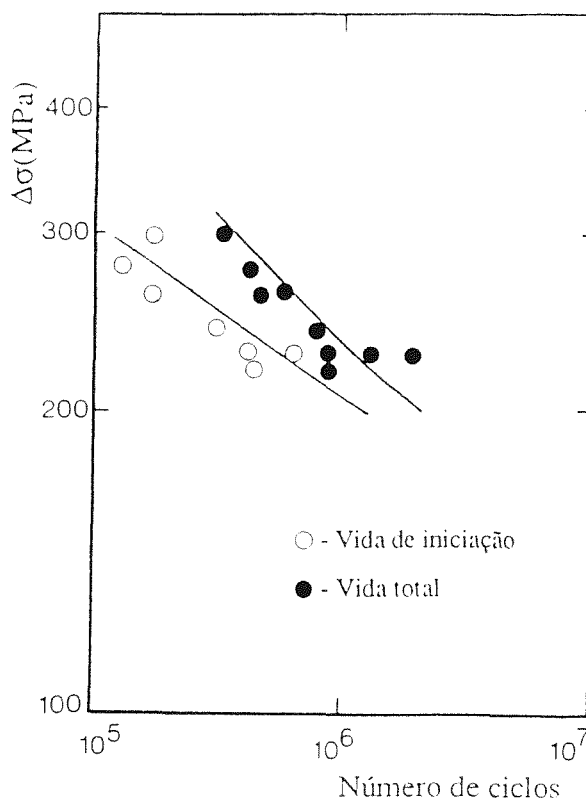


Fig. 7. Gama de tensão nominal no pé do cordão em função do número de ciclos de iniciação e do número de ciclos total.  $l/t = 1$ .  $h/t = 0,125$ .

6. CONCLUSÕES

1. O modelo de previsão da vida de fadiga utilizado e os resultados experimentais apresentam boa concordância.
2. Para juntas de igual sobreespessura ( $h/t=0,25$ ) a gama de tensões no pé do cordão que provoca rotura ao fim de

um milhão de ciclos cresce de 30% quando  $l/t$  aumenta de 0,5 para 2.

3. Para juntas com a mesma relação  $l/t$  ( $l/t=1$ ) a gama de tensões no pé do cordão que provoca rotura ao fim de  $10^6$  ciclos decresce mais de 50% quando  $h/t$  cresce de 0,0625 para 0,5.

## 7. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a colaboração prestada pelos engenheiros Fernando J.C.A. Moreira e Paulo N.B. Nobre, na realização dos ensaios de iniciação de fendas de fadiga.

## 8. REFERÊNCIAS

- [1] Gurney, T.R., "Fatigue of welded joints", Ed. Cambridge University Press (1979).
- [2] Ferreira, J.A.M., Dias, A.M., Costa, J.D.M. e Loureiro, A.R., "Análise da propagação de fendas em juntas de topo transversais", Proc. 4as. Jornadas de Fractura, Lisboa, Outubro (1991).
- [3] Wetzel, R.M., "Fatigue under complex loading: analysis and experiments", Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, USA (1977).
- [4] Raju, I.S. and Newman, J.C., "Stress intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies subjected to tension and bending loading", NASA TM 85793, Virginia, USA (1984).
- [5] Niu, X. and Glinka, G., "Weight functions for edge and surface semi-elliptical cracks in flat plates and plates with corners", Engng. Fract. Mech., vol. 36, pp 459-475, 1990.
- [6] Bueckner, H.F., "A novel principle for the computation of stress intensity factors", Z. Angew. Math. Mech., 50 (9), pp. 529-546, (1970).
- [7] Murakami, Y., "Analysis of mixed mode stress intensity factor by body force methods", in Numerical Methods in Fracture Mechanics, D.R.J. Owen and A.R. Luxmoore, Eds. Pineridge Press, Swansea, UK (1980).
- [8] Molski, K. and Glinka, G., "A method for elastoplastic stress and strain calculation at a notch root", Mat. Sci. Engng., vol. 50, pp. 93-100 (1981).

## INFLUENCIA DE LA FORMA DE LA FISURA DE INDENTACION EN LA DETERMINACION DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DE 3Y-TZP

J. Alcalá, J. González y M. Anglada.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
E.T.S.I. Industriales, Universidad Politécnica de Cataluña  
Avda. Diagonal 647, 08028-Barcelona.

**Resumen.** Se analiza la aplicación del método de indentación para la determinación de la tenacidad de fractura al caso de policristales de circonita estabilizados con 3 % molar de itria. Mediante detallados estudios fractográficos se pone de relieve que el perfil de la fisura es radial (Palmqvist) pero cambia con la carga de indentación aplicada desde semicircular hasta forma de medio riñón. Al aplicar una tensión sobre la fisura ésta se extiende adquiriendo una configuración de tipo semicircular, lo cual permite la determinación del factor de intensidad de tensiones y de ahí la constante de calibración a utilizar para la determinación de la tenacidad cuando la grieta tiene forma de medio riñón.

**Abstract.** The use of the indentation method to determine the fracture strength of materials is assessed by studying tetragonal zirconia polycrystals stabilized with 3% molar of yttria. By means of a detailed fractographic study it is shown that the radial (Palmqvist) crack profile changes with indentation load to a half-kidney shape. When an external load is applied to the indentation crack, this extends changing its shape until a median-radial configuration is achieved. This makes possible the determination of the stress intensity factor and from this the calibration constant to be used in order to determine the fracture toughness when the crack has a half kidney shape.

## 1. INTRODUCCION

Una aproximación al diseño de materiales frágiles de alta resistencia consiste en disminuir sustancialmente el tamaño de los defectos presentes mediante un control estricto del proceso de elaboración. Otro método posible, se basa en aumentar la tenacidad del material por medio de diversos mecanismos cuya contribución aumenta con el tamaño de la grieta para así disminuir la dispersión característica en la resistencia. En ambas aproximaciones, es necesario evaluar la tenacidad de fractura y las leyes de crecimiento subcrítico de fisuras pequeñas. Para ello debe conocerse de forma precisa la geometría de las fisuras para así estimar el factor de intensidad de tensiones correspondiente.

El método de indentación permite la determinación de la tenacidad de fractura de cerámicas y vidrios con fisuras pequeñas de tamaño similar a las existentes de forma "natural" en estos materiales. El método ha sido ampliamente utilizado ya que ofrece varias ventajas: a) la utilización de probetas de tamaño muy pequeño; b) una preparación muy sencilla; c) se necesita solamente un durómetro y un microscopio óptico, los cuales son equipos ampliamente utilizados en el estudio de muchos materiales; d) coste bajo.

Las desventajas inherentes al método de indentación pueden resumirse en: a) es necesario medir la longitud

**Tabla 1.** Expresiones representativas utilizadas en la determinación de la tenacidad de fractura por el método de indentación.

Ecuación para $K_{Ic}^*$	Tipo*	Nombre	Ref.
$0.0089(E/H)^{2/5}P/(l^{1/2}d/2)$	r	Nihihara 82	4
$0.0143(E/H)^{2/3}(d/2l)^{1/2}(P/c^{2/3})$	r	Laugier 87	3
$0.0122(E/H)^{2/5}P/(l^{1/2}d/2)$	r	Nihihara 83	5
$0.016(E/H)^{1/2}(P/c^{3/2})$	s	Antis et al	6
$0.0363(E/H)^{2/5}(P/(d/2)^{1.5})(d/2c)^{1.56}$	s, r	Lankford	7
$(0.517/\alpha)H(d/2)^{1/2}(E/H)^{0.4}(2c/d)^{(c/9d)-1.51}$	s, r	Fantozzi	8

\* E, módulo de elasticidad; H dureza Vickers; P, carga de indentación;  $\alpha$ , función del módulo de Poisson; r, grieta radial; s fisura semicircular.

de la grieta con mucha precisión y debe considerarse la posibilidad de crecimiento subcrítico de ésta provocado por las tensiones residuales; b) los modelos y formas de fisura de indentación en que se basa la determinación del factor de intensidad de tensiones (fisuras Palmqvist radiales y fisuras semicirculares), en general, son solamente una aproximación a la fisura real; c) la magnitud de las tensiones residuales son desconocidas y es necesario "calibrar" las ecuaciones correspondientes.

La morfología de los dos sistemas típicos de fisuras utilizados en los modelos para la determinación del factor de intensidad de tensiones se muestran en la Fig.1. Tanto  $l$  como  $2c$  se refieren a las longitudes indicadas, independientemente de si representan las trazas superficiales de fisuras Palmqvist y fisuras semicirculares respectivamente, ya que el tipo de grieta realmente existente no puede conocerse a partir de la observación de las trazas superficiales. Por otra parte, los modelos desarrollados para la determinación de la tenacidad de fractura por indentación suponen que la grieta se extiende bajo la acción de las tensiones residuales. Algunas de las ecuaciones desarrolladas para el cálculo de  $K_{Ic}$  se muestran en la Tabla 1 para los dos tipos de fisura considerados.

En este trabajo se analiza el comportamiento de la 3Y-TZP, poniendo en evidencia la forma inicial de la fisura y los cambios que se producen en el perfil de ésta cuando se aplican tensiones en un ensayo de flexión por cuatro puntos. Además se considera la influencia del cambio de forma de la fisura en la determinación de la tenacidad de fractura. Un resultado de directa aplicación

práctica es un método para la determinación de la tenacidad de fractura cuando la grieta tiene forma de "medio riñón", geometría para la cual el factor de intensidad de tensiones no es conocido.

## 2. MECANICA DE LA FRACTURA DE FISURAS DE INDENTACION.

### 2.1. Sistema de grietas de tipo semicircular.

En el caso de una fisura de tipo semicircular generada por una carga  $P$  aplicada mediante un indentador Vickers, si la longitud de la fisura es  $2c$  y sobre ésta se aplica una tensión perpendicular a sus caras, el factor de intensidad de tensiones viene dado por [1]:

$$K(c) = K_a + K_{res} = Y \sigma \sqrt{c} + \chi P/c^{3/2} \quad (1)$$

El primer término,  $K_a$ , es la contribución de la tensión externa aplicada donde  $Y$  es un parámetro que depende de la forma de la grieta. El segundo término,  $K_{res}$ , es la contribución del campo de tensiones residuales donde  $\chi$  es un factor proporcional al campo de tensiones residuales y debe ser determinado experimentalmente. La expresión de  $K_{res}$  es la correspondiente al factor de intensidad de tensiones de una fisura semicircular bajo una fuerza puntual,  $F$ , actuando en su centro; en este caso se establece que  $\chi P = F/\pi^{3/2}$ .

La longitud de la grieta en equilibrio se alcanza cuando  $K$  es igual a la tenacidad de fractura del material, o sea:

$$K(c) = K_c \quad (2)$$



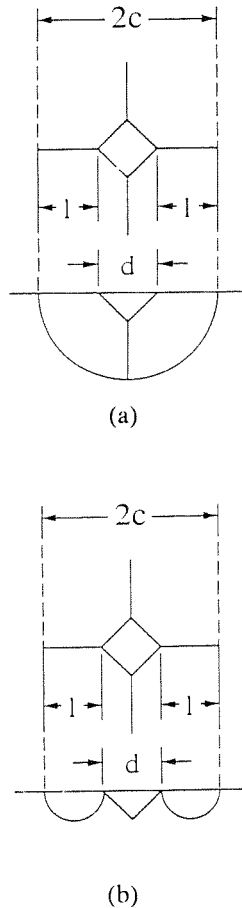


Fig. 1. Geometría de las fisuras de indentación. (a) Fisura semielíptica; (b) Fisura Palmqvist.

Sin embargo, en muchos materiales cerámicos  $K_c$  depende de la longitud de la fisura, es decir, el material ofrece una resistencia creciente a la extensión de las fisuras. El fenómeno se explica mediante un mecanismo de apantallamiento de las tensiones en la punta de la fisura que tiende a saturarse a medida que ésta crece. En este caso, la ec.(2) sigue siendo válida pero  $K_c$  no es una constante, ya que es una función de  $c$ . Para determinar  $K_c$  o la curva R en el caso de que la punta de la grieta sufra algún apantallamiento, es suficiente practicar varias indentaciones y medir la longitud de la grieta ( $2c_0$ ). Es decir, si  $\sigma = 0$ , de la ec.(2), se tiene:

$$K_c = \frac{\chi P}{c_0^{3/2}} \quad (3)$$

Nótese que  $\chi$ , en general, no es conocido. Además, en ésta no se considera la existencia de crecimiento subcrítico (fatiga estática) durante el tiempo

transcurrido desde que se realiza la indentación hasta que se miden las grietas en el microscopio óptico. La ec.(3) indica que la carga de indentación y  $c^{3/2}$  son proporcionales, es decir,  $P \propto c^{3/2}$ .

Otro método que presenta una clara ventaja respecto al anterior consiste en aplicar una carga de flexión monótonica y registrar simultáneamente la longitud de la fisura[2]. De acuerdo a la ec.(2), para cada valor de  $\sigma$  existe una longitud de grieta en equilibrio. Si  $K_c$  es constante, lo cual parece ser el caso en 3Y-TZP después de que la fisura de indentación alcanza una longitud de unas pocas decenas de micras desde los vértices de la huella, reordenando la ec.(2) resulta:

$$\frac{\sigma c^2}{P} = \frac{K_c c^{3/2}}{Y P} - \frac{\chi}{Y} \quad (4)$$

Por tanto, si se representa  $\sigma c^2/P$  en función de  $c^{3/2}/P$ , los puntos obtenidos deben poder ajustarse mediante una línea recta con una pendiente igual a  $K_c/Y$  y una intersección con el eje de ordenadas igual a  $\chi/Y$ .

### 2.2. Fisuras radiales (Palmqvist).

En el caso de fisuras radiales de perfil semicircular, el factor de intensidad de tensiones causado por las tensiones residuales viene dado por [3]:

$$K_{res} = (\chi P/c^{3/2})\sqrt{(d/l)} \quad (5)$$

donde  $d$  es la diagonal de la indentación y  $l$  es la longitud de la grieta (ver Fig.1). En este caso, se cumple que  $P(d/l)^{1/2} \propto c^{3/2}$ . Obviamente, si  $(d/l)^{1/2} \approx$  constante, la expresión (5) no puede diferenciarse de la correspondiente a la grieta semicircular.

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado son policristales de circona tetragonal estabilizada con 3% molar de itria con un tamaño de grano medio de alrededor de 0.3-0.5  $\mu\text{m}$ , con una fracción de volumen de fase tetragonal superior al 95 %, y una resistencia a la flexión de 900 MPa.

Las superficies donde se realizaron las indentaciones fueron pulidas previamente con pasta de diamante y se realizó un tratamiento térmico a 1100 °C durante 45 minutos para eliminar las tensiones residuales y la transformación t-m producidas por el desbaste y pulido. Las indentaciones fueron realizadas con un penetrador

Vickers y el intervalo de cargas estudiado estuvo comprendido entre 98 y 450 N. La longitud de las grietas producidas por indentación fueron medidas en un microscopio óptico utilizando el dispositivo de contraste diferencial de Nomarski.

Se prepararon también probetas de flexión por cuatro puntos de dimensiones 50x8x5 mm y se practicaron varias indentaciones en la superficie pulida sometida a tracción en el ensayo de flexión. Estos ensayos se realizaron con una distancia entre los puntos de apoyo exteriores de 40 mm y de 20 mm entre los interiores en una máquina electromecánica de ensayos en control de carga. La carga fue medida con una precisión de  $\pm 2N$ . La velocidad de carga y descarga fue de 100 N/s. Periódicamente, la probeta fue retirada de la máquina y examinada en el microscopio óptico para medir la extensión de las grietas. En algunos ensayos, las grietas fueron propagadas por fatiga cíclica. Después de que las grietas crecieran, la superficie de fractura fue marcada girando la probeta en la mordaza de manera que la grieta estuviera sometida a compresión.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los valores medidos de  $c$  están graficados en la Fig.2 en términos de la carga de indentación  $P$ , y de  $P(d/l)^{1/2}$  en un gráfico logarítmico.

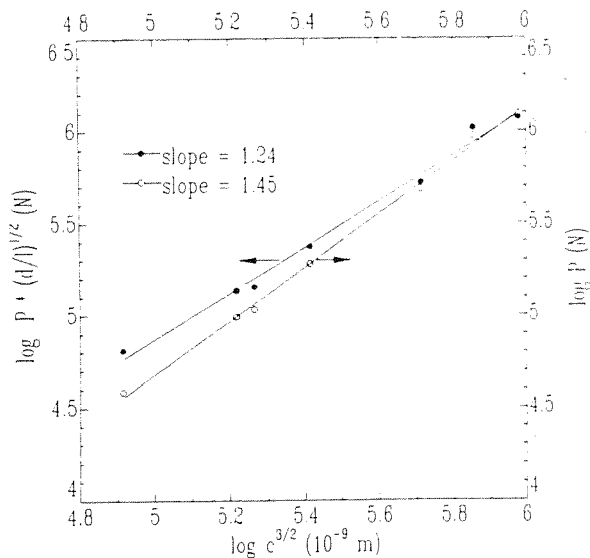
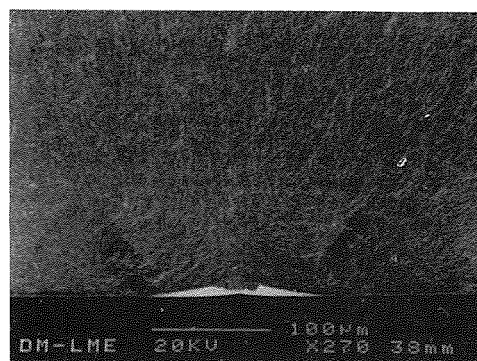
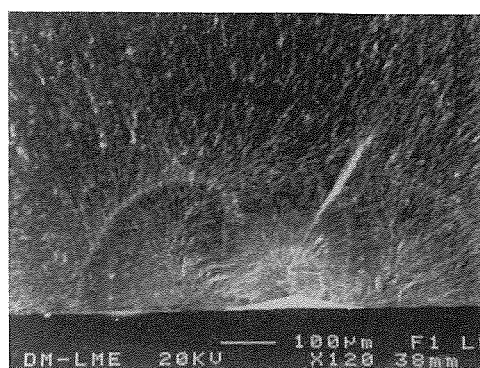


Fig. 2. Relación entre  $P$ ,  $P(d/l)^{1/2}$  y  $c$ .



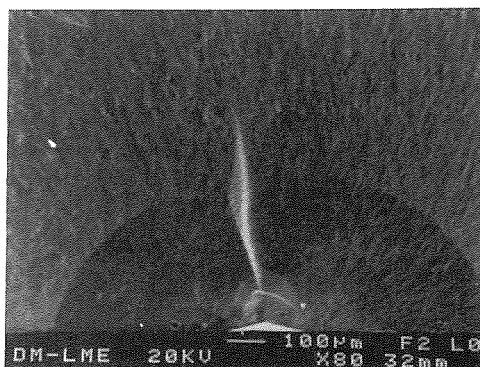
(a)

*Palmquist*



(b)

*1/2 tracción*



(c)

*Semi-elíptica*

Fig.3. Forma de la fisura de indentación: a) 10 kg; b) 30 Kg; c) forma semielíptica cuando se aplica una carga de flexión.

Nótese que la pendiente de la recta que representa la relación  $\log P - \log c$  es más cercana a  $3/2$  que la correspondiente a la relación  $\log P * (d/l)^{1/2} - \log c$  (1,45 y 1,25, respectivamente). Por consiguiente, este

resultado parecería indicar que la grieta es de tipo semicircular. La morfología real de la fisura (Fig.3(a)) es de tipo Palmqvist (para cargas menores a 45 Kp) y a medida que se aumenta la carga de indentación aplicada su forma cambia a una de medio riñón. Finalmente, bajo la acción de una carga constante o bien mediante fatiga cíclica, se transforma en tipo semicircular, aunque su forma es en realidad semi-elíptica. De aquí se desprende que de la forma observada del perfil final de la grieta no puede inferirse el inicial. La forma observada en este trabajo coincide con la determinada por Jones et al[9] marcando la fisura por impregnación. Esta forma también ha sido puesta de manifiesto por Andersen y Braun[10] en el mismo material y por Pajares et al[11] en 4Y-PSZ utilizando una técnica de eliminación sucesiva de material mediante desbaste.

Antis et al[6] conduce a los valores más bajos de la tenacidad (alrededor de 3.75 MPa m<sup>1/2</sup>). Esta es una de las ecuaciones más utilizadas aunque estrictamente es aplicable únicamente en el caso de que la fisura sea semicircular, aspecto que en muchas ocasiones no es comprobado en detalle.

La diferencia entre las tenacidades calculadas a partir de las distintas ecuaciones pone de manifiesto la dificultad en obtener valores fiables de K<sub>IC</sub> mediante el método de indentación. Por una parte, debe considerarse que en el caso de la ecuación de Antis (Tabla 1) la constante de calibración fue determinada suponiendo que las fisuras de indentación son de tipo semicircular y que el factor de intensidad de tensiones aplicable es el correspondiente a una grieta semicircular con una carga puntual en el centro, cuya magnitud es conocida salvo una constante para cuya determinación experimental es necesario medir la tenacidad mediante otro método independiente. Antis et al[6] utilizaron tenacidades de varios materiales frágiles medidas en grietas grandes en probetas DCB. Por consiguiente, también está implícita la hipótesis de que la resistencia del material es independiente de la longitud de la grieta. En el caso estudiado es bien conocido que la distancia que debe propagarse la grieta para que los efectos de apantallamiento se saturen es muy pequeña (del orden de unas pocas decenas de micras). Por esta razón, aquí supondremos que la longitud de las fisuras producidas por indentación es tal que éstas están ya saturadas.

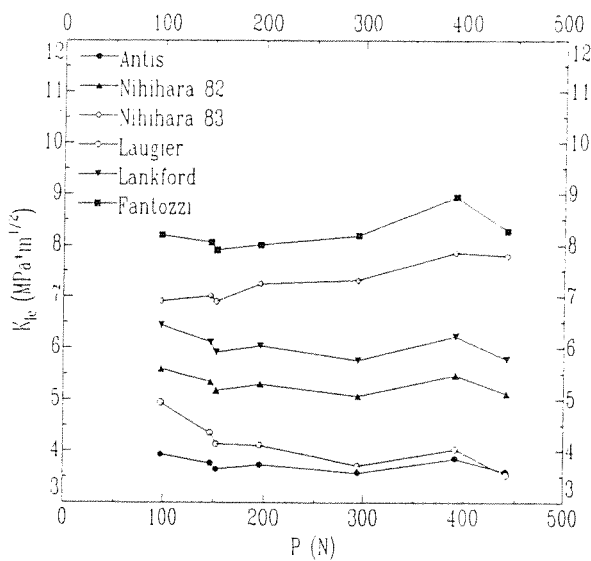


Fig.4. Tenacidad de fractura calculada a partir de las ecs. de la Tabla 1.

Algunas de las ecuaciones propuestas para la determinación de la tenacidad de fractura mediante el método de indentación para los dos tipos de fisuras (Tabla 1) se han aplicado al material estudiado en este trabajo y los resultados se representan en la Fig.4. Puede verse que prácticamente cualquier valor de tenacidad entre 3.5 y 8 puede ser reproducido si se elige la ecuación adecuada. Nótese que la ecuación de

Cuando la fisura de indentación se somete a la acción de una carga externa se encuentra que su forma deviene semicircular. Para esta configuración, el factor de intensidad de tensiones residual puede representarse como el correspondiente a una carga puntual en el centro de la fisura. La constante de calibración,  $\chi$ , puede determinarse a partir de la medida de la longitud de la grieta en función de la tensión aplicada en un ensayo de flexión por cuatro puntos. En la Fig.5 se muestran los resultados obtenidos, los cuales corresponden a la extensión de fisuras producidas por cargas de indentación de 153 y 392 N en varias probetas. Los puntos graficados describen una misma curva, la cual puede ajustarse mediante dos rectas. Una corresponde a valores de  $(c^{3/2}/P) \leq 3.5 \cdot 10^{-8} \text{ m}^{3/2}/\text{N}$ , cuando la grieta aún es de tipo Palmqvist con su forma cambiando continuamente a medida que se extiende, mientras que la otra corresponde a valores de  $(c^{3/2}/P)$  superiores al valor anterior cuando la grieta ya es de tipo semicircular aunque su forma es en realidad semi-elíptica. Tanto la tenacidad como el valor de la constante dependen también del valor del factor Y. Este

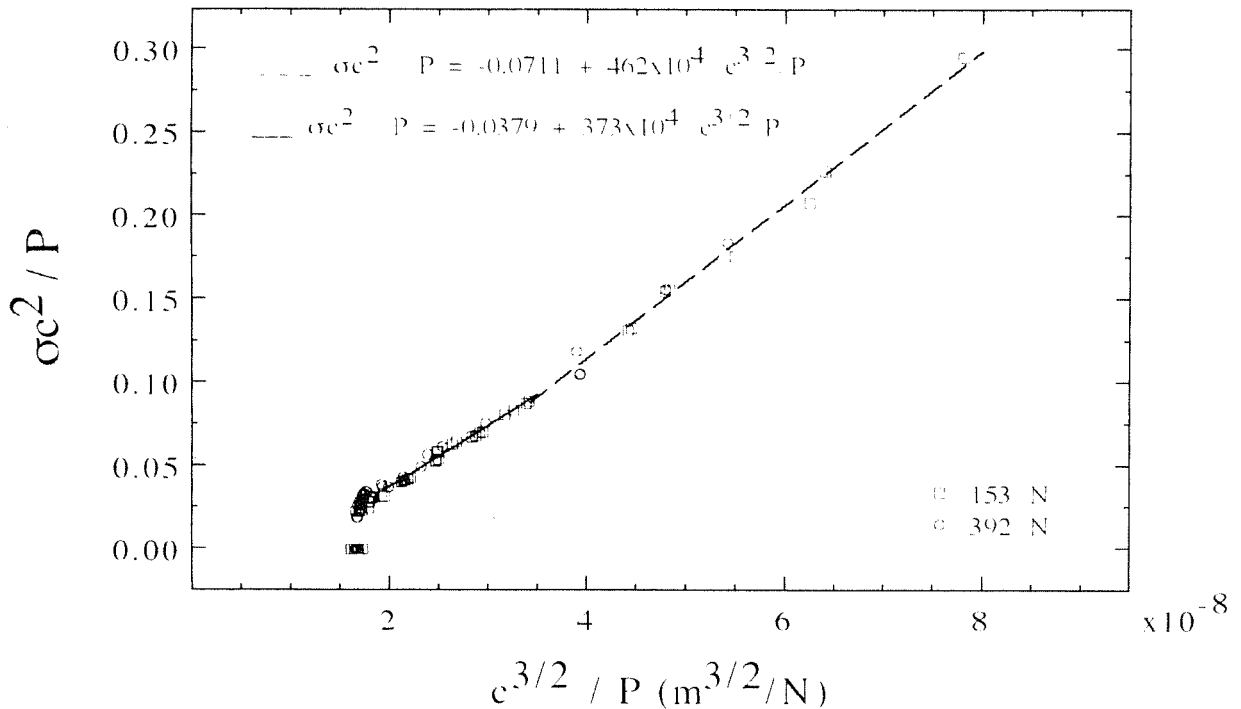


Fig.5. Extensión de la fisura Vickers bajo la acción de una carga monótonica en un ensayo de flexión por cuatro puntos.

es perfectamente bien conocido en el caso de grietas semicirculares o semielípticas, pero no existen actualmente soluciones para la geometría de medio riñón.

Por consiguiente, para  $(c^{3/2}/P) \geq 3.5 \cdot 10^{-8} \text{ m}^{3/2}/\text{N}$ , el valor de  $Y$  según las expresiones deducidas por Newmann y Raju [12] es 1.15 en el caso de la excentricidad medida en el perfil de la grieta ( $c/a = 0.8$ ). Puesto que el valor de la pendiente es  $4.62 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , resulta que  $K_c = 5.32 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ . A partir del valor de la intersección con el eje de ordenadas ( $-0.071$ ) obtenemos que  $\chi$  es igual a  $0.082$ . Esto corresponde a una constante de calibración de  $0.020$  en lugar de  $0.016$  en la ecuación de Antis. El valor de la tenacidad de fractura es similar al valor estacionario de la curva  $R$  que se obtiene en fisuras semicirculares en probetas recocidas después de producir las fisuras mediante el penetrador Vickers para así eliminar las

tensiones residuales[13]. También es similar a los valores reportados por otros autores y medidos en probetas con grietas grandes y factores de intensidad de tensiones constantes en todo el frente de grieta [14].

En el intervalo  $(c^{3/2}/P) \leq 3.5 \cdot 10^{-8} \text{ m}^{3/2}/\text{N}$  en que las fisuras tienen forma de medio riñón, las expresiones de la ec.(1) no son aplicables y los factores de intensidad de tensiones  $K_a$  y  $K_r$  no son conocidos con exactitud debido a la forma de la grieta. En todo caso, de la Fig. 5 se desprende que en el relativamente corto intervalo del eje de abscisas analizado, los puntos graficados describen una línea recta con constantes distintas a las correspondientes a grietas de tipo semicircular. Esto indica que la relación lineal es una buena aproximación al comportamiento en este intervalo, lo cual implica que para este tipo de fisuras también es posible describir a  $K_a$  y  $K_{res}$  mediante relaciones similares a las utilizadas para grietas semicirculares, es decir,  $K_a = Y \cdot \sigma \sqrt{c}$ , y

$K_{res} = \chi' P/c^{3/2}$ , donde  $Y'$  y  $\chi'$  se consideran constantes en el intervalo estudiado pero con valores distintos a  $Y$  y  $\chi$  utilizados en el caso anterior.

De esta manera, de la Fig. 5 se obtiene que para que el valor de la tenacidad sea el mismo que en el caso de fisuras de tipo semicircular se debe tener que  $\chi' = 0.054$ ,  $Y' = 1.43$ .

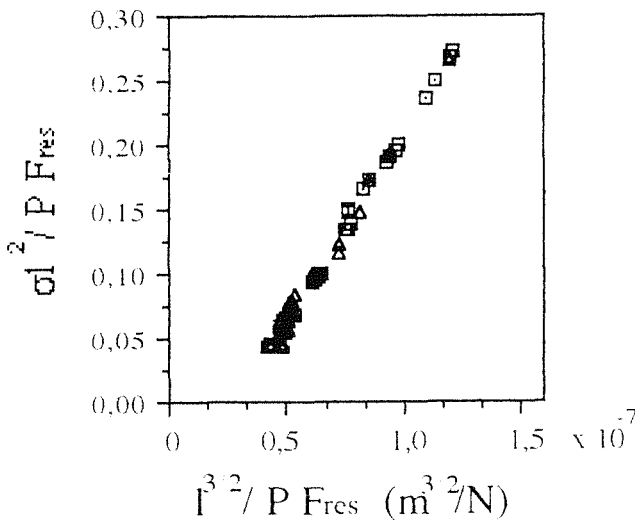


Fig.6. Resultados de la extensión de la grieta de indentación sometida a flexión para fisuras pequeñas de tipo Palmqvist.

Sin embargo, no existe ninguna base teórica sólida para utilizar las expresiones correspondientes a fisuras de tipo semicircular en el estudio de fisuras de Palmqvist. Por esta razón es conveniente analizarlas utilizando las expresiones aproximadas pero adecuadas para este tipo de fisuras. Para ello supondremos que el factor de intensidad de tensiones en la punta de la grieta en la superficie puede escribirse como el correspondiente a fisuras Palmqvist de perfil semicircular multiplicado por una constante a determinar, es decir:

$$K_a = \alpha Y_0 \sigma (l/2)^{1/2} \quad (6)$$

donde  $\alpha$  es una constante,  $Y_0$  es el factor de Newman y Raju [12] para fisuras semicirculares superficiales sometidas a flexión (1,29 en este caso).

Para el factor de intensidad de tensiones residuales utilizamos el deducido por Laugier[3] para fisuras

Palmqvist multiplicado por una constante:

$$K_r^P = (F_{res} \beta \chi P)/(l/2)^{3/2} \quad (7)$$

donde  $\beta$  es la constante a determinar, y el resto de la expresión es la misma que en la ecuación (5), pero ahora escrita en términos de  $l$  y  $d$  y con  $F_{res} = (dl)^{1/2}/(2 + dl)^{3/2}$ . Aplicando la condición de equilibrio se obtiene:

$$(\sigma l^2 / PF_{res}) = (2^{1/2} K_c / Y_0 \alpha) (l^{3/2} / F_{res} P) - 4\beta \chi / Y_0 \alpha \quad (8)$$

Representando  $(\sigma l^2 / PF_{res})$  en función de  $(l^{3/2} / F_{res} P)$  se debe obtener una línea recta de pendiente igual a  $(2^{1/2} K_c / Y_0 \alpha)$  y con una intersección con el eje de ordenadas igual a  $4\beta \chi / Y_0 \alpha$ . Del ajuste de los resultados graficados en la Fig. 6, en el supuesto de que la tenacidad no cambie con la longitud de la grieta, se obtiene:  $\alpha = 2.01$  y  $\beta = 0.65$ .

### 5. CONCLUSIONES

a) La fisura producida por indentación en 3Y-TZP es radial (Palmqvist) y casi de forma semicircular para cargas bajas (100 N), pero cambia a forma de medio riñón al aumentar la carga en el intervalo 100-450 N. Cuando se aplica una tensión externa monotónica o cíclica en modo I, la fisura se extiende adoptando una configuración de tipo semicircular.

b) La longitud de las trazas de la grieta en la superficie dependen de la carga de indentación de acuerdo a la relación esperada para grietas de tipo semicircular según el modelo de Lawn, Evans y Marshall[1], a pesar de que realmente las fisuras no tienen esta geometría.

c) La tenacidad de fractura puede calcularse una vez la grieta cambia su forma a tipo semicircular calculando la constante de calibración del factor de intensidad de tensiones residuales a partir de ensayos de flexión por cuatro puntos en los cuales se determina la extensión de la grieta en función de la carga aplicada.

### 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo expresan su agradecimiento a la CICYT por la subvención recibida para la realización de este trabajo a través del proyecto MAT90/764 y a la Generalitat de Catalunya por la beca de formación de investigadores otorgada a J. Alcalá.

## 7. REFERENCIAS

- [1] D.B. Marshall y Brian R. Lawn, Indentation Fracture of Brittle Materials, en "Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering, ASTM STP 889, Eds. P.J. Blau y B.R. Lawn. Philadelphia, 1985.
- [2] S.M. Smith y R.O. Scattergood, J. Am. Ceram. Soc., **75**, 305-315 (1992).
- [3] M.T. Laugier, J. Mat. Sci. Lett.**6**, 355-356 (1987).
- [4] K. Niihara, R. Morena, y D.P.H. Hasselman, J. Mat. Sci. Lett. **1**, 13-16 (1982).
- [5] K. Niihara, J. Mat. Sci. Lett., **2**, 221-223 (1983).
- [6] G.R. Antis, P. Chantikul, B.R. Lawn y D.B. Marshall, J. Amer. Ceram. Soc., **64**, 533-538 (1981).
- [7] J. Lankford, J. Mater. Sci. Lett., **1**, 493-495 (1982)
- [8] K.M. Liang, G. Orange y G. Fantozzi, J. Mat. Sci. **25**, 207-214 (1990).
- [9] L. Jones, C.J. Norman y R. Shahani, J. Mat. Sci. Lett. **6**, 721-723 (1987).
- [10] R.M. Anderson y L. M. Braun, J. Am. Ceram. Soc., **73**, 3059-62 (1990).
- [11] A. Pajares, F. Guiberteau, F.L. Cumbreira y A. Domínguez-Rodríguez, Anales de Mecánica de la Fractura, **9**, 22-29 (1992).
- [12] J.C. Newman y I.S. Raju, Eng. Fract. Mech.,**15**, 185-92 (1981).
- [13] J. Alcalá y M. Anglada, resultados no publicados.
- [14] D.J. Green, R.H.J. Hannink y M.V. Swain, "Transformation Toughening of Ceramics", CRC Press, Boca Ratón, 1989.

## CORRELAÇÕES DE TENACIDADE NA Z.A.C. DE SOLDADURAS NUM AÇO TEMPERADO E REVENIDO

A. Loureiro\* e A. Fernandes\*\*

\*Dep. Eng<sup>a</sup> Mecânica, U. de Coimbra, Lg. D. Dinis, 3000 Coimbra, Portugal

\*\*DEMEGI, U. do Porto, R. dos Bragas, 4099 Porto Codex, Portugal

**Resumo.** Este trabalho teve por objectivo o estabelecimento de correlações entre a dureza Hv5 e a tenacidade Charpy V e entre esta e a tenacidade avaliada através dos ensaios COD e integral J, na zona afectada pelo calor (ZAC) de soldaduras num aço temperado e revenido (WEL-TEN 60). A correlação entre estes dois últimos parâmetros (COD e integral J) foi também estudada.

Foram realizadas soldaduras por arco submerso em preparações de junta em K de modo a obter uma ZAC direita, perpendicular à superfície da chapa e afectada quase exclusivamente por um só ciclo térmico. Para isso procedeu-se, antes da soldadura, ao revestimento por arco submerso do bordo direito da preparação de junta em K.

Verificou-se que a tenacidade Charpy diminui com o aumento do tamanho de grão da austenite prévia e que varia de forma linear com a dureza Hv5. Foi ainda possível definir correlações lineares entre a tenacidade Charpy e as tenacidades COD e integral J, a temperaturas entre -60° C e 20° C. Estas duas últimas tenacidades relacionam-se de forma linear.

**Abstract.** The work being reported had as its main aim the evaluation of correlations between COD and J toughness and Charpy V toughness, in the heat affected zone (HAZ) of welds in a Q&T steel (WEL-TEN 60). A correlation between hardness and Charpy V toughness was also investigated.

Welds were performed by submerged arc welding in a K joint preparation in order to produce a straight fusion line facilitating the extraction of Charpy V, COD and J specimens.

Charpy V toughness tends to decrease with the increase of prior austenite grain size and shows a linear correlation with Hv5 hardness. Linear correlations were also established between Charpy V toughness and COD and integral J parameters. The last two parameters can be correlated in a linear way.

## 1. INTRODUÇÃO

A avaliação da tenacidade de juntas soldadas pode ser muito facilitada se for possível estabelecer correlações fiáveis entre os parâmetros da mecânica da fractura ( $K_{Ic}$ , COD e J) e a energia absorvida no ensaio Charpy.

A realização dos ensaios COD ou integral J é demorada e o seu custo é muito superior ao do ensaio Charpy. Além disso, os resultados dos ensaios Charpy

não podem ser usados directamente no projecto de estruturas que devam resistir à fractura.

Alguns dos factores que dificultam o estabelecimento dessas correlações são os seguintes [1]:

- Os ensaios da Mecânica da Fractura avaliam apenas a tenacidade à iniciação da fractura enquanto os resultados do ensaio Charpy consideram a iniciação e a propagação da fractura;

- A acuidade do entalhe é diferente nos dois casos;

- O ensaio Charpy avalia a tenacidade de uma pequena porção de material, dependente da sua

localização, enquanto o ensaio COD, p.e., integra a tenacidade das diversas zonas através da espessura;

- As condições de solicitação impostas em cada ensaio são também muito diferentes.

Foram estabelecidas muitas correlações entre os resultados do ensaio Charpy e o factor intensidade de tensão em modo I de solicitação [2-4]. Estas correlações são empíricas e nalguns casos, as expressões que as representam são dimensionalmente incorrectas. A maior parte das expressões foram obtidas em materiais de base sendo muito poucas concebidas especificamente para juntas soldadas [5]. Pisarski [1] refere que estas correlações são adequadas em aços de alta resistência mas, à medida que a tensão de cedência dos aços baixa, estas correlações tendem a ser mais conservativas.

Foram também estudadas correlações entre os resultados dos ensaios Charpy e COD para o caso de materiais depositados em aços C-Mn ou microligados. Segundo Dolby [6], o sucesso destas correlações é mais provável quando os micromecanismos de fractura e as zonas amostradas pelos dois métodos de ensaio são semelhantes.

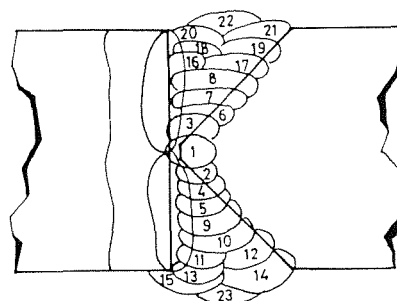
Alguns investigadores [7] afirmam não ser possível estabelecer correlações na ZAC devido à heterogeneidade estrutural existente, contudo Kanazawa *et al* [8] estabeleceram uma relação entre o integral J e a energia absorvida no ensaio Charpy. Nesta relação prevê-se que os ensaios Charpy sejam realizados a temperatura inferior à dos ensaios J. Filosofia semelhante é seguida por algumas normas [9,10], que impõem que os ensaios Charpy sejam realizados a uma temperatura inferior à de referência do projecto.

O objectivo principal deste trabalho foi o estabelecimento de correlações entre os valores de tenacidade obtidos através dos ensaios Charpy, COD e integral J, na ZAC de juntas soldadas num aço temperado e revenido. Outros aspectos como as correlações entre a tenacidade e a dureza e entre a tenacidade e o tamanho de grão da austenite prévia (t.g. $\gamma$ ), na mesma zona, foram também analisados.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Após preparação das juntas em K foram realizadas, sobre o bordo recto de cada conjunto, soldaduras de revestimento pelo processo de arco submerso com energias específicas de 2,4 KJ/mm e 4,3 KJ/mm. Posteriormente procedeu-se à soldadura de cada conjunto, pelo mesmo processo, utilizando uma

energia específica reduzida (2 KJ/mm). Este procedimento encontra-se esquematizado na figura 1 e já foi descrito anteriormente de forma pomenorizada [11].



**Fig. 1.** Procedimento utilizado nas soldaduras com revestimento do bordo da chapa.

Pretendeu-se com este procedimento obter ZACs direitas e perpendiculares à superfície da chapa de modo a facilitar a extracção de provetes para os ensaios Charpy, COD e integral J. Estas zonas são afectadas principalmente pelo primeiro ciclo térmico. Foi ainda soldado um conjunto, sem revestimento do bordo, com uma energia específica de 8,7 KJ/mm.

A composição química e características mecânicas do metal de base (aço WEL-TEN 60 - Nippon Steel Corporation) estão indicadas na tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química e características mecânicas do aço WEL-TEN 60.

%C	%Si	%Mn	%Ni	%Mo
0,13	0,24	1,26	0,43	0,19

Re N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A %	Kv(J) -40°C
540	660	27	200

Nas soldaduras foram utilizados um fluxo básico e um arame de diâmetro 4 mm com a designação AWS A5.23-80: F9A10 - EA2.

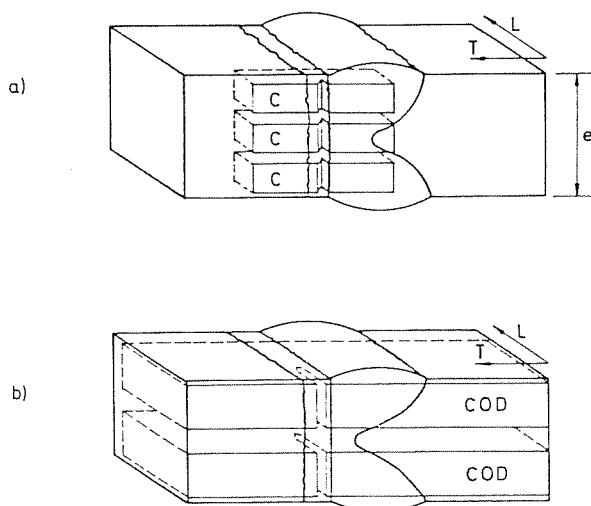
As energias específicas utilizadas nas soldaduras bem como os respectivos ciclos térmicos induzidos na zona de grão grosseiro da ZAC (avaliados através do parâmetro  $\Delta t_{8/5}$  - tempo de arrefecimento entre 800 °C e 500 °C) estão indicados na tabela 2.

O procedimento de extracção de provetes para os ensaios Charpy, COD e integral J está indicado na figura 2. O entalhe ou fenda de fadiga foi colocado na zona de grão grosseiro, junto à linha de fusão.



**Tabela 2.** Parâmetro  $\Delta t_{8/5}$  induzido na zona de grão grosseiro.

Revest. do bordo	Energia esp. KJ/mm	$\Delta t_{8/5}$ (s)
Sim	2,4	18
Sim	4,3	36,5
Não	8,7	40,5



**Fig. 2.** Diagrama de orientação e localização dos provetes Charpy (a) e COD (b).

Os ensaios Charpy e COD foram realizados de acordo com as normas NP-269-72 e BS 5762-79 respectivamente, a temperaturas entre -60°C e 20°C. O integral J foi calculado pela expressão (1) [12].

$$J = \frac{2A}{B(W-a)} \quad (1)$$

onde:

- A - Área debaixo da curva carga - deslocamento;
- B - Espessura do provete;
- W - Largura do provete;
- a - Comprimento da fenda;

sendo verificada a observância da condição de deformação plana na extremidade da fenda pela expressão (2) [13].

$$a, B(W-a) \geq 25J \frac{J}{\sigma_f} \quad (2)$$

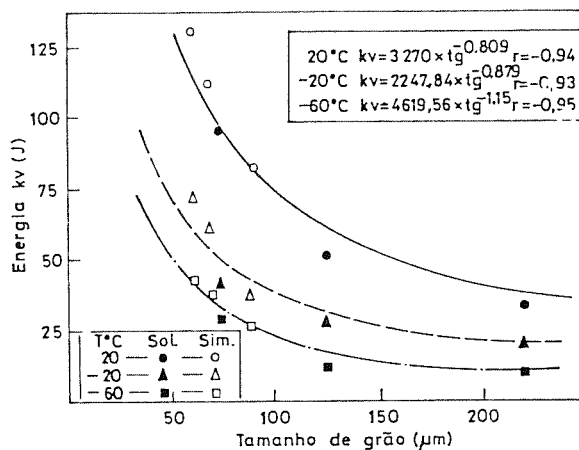
onde  $\sigma_f$  é a média da tensão de cedência e da resistência à tracção.

Foi feito o estudo metalográfico e a medição de dureza Hv5 na ZAC.

Foram ainda produzidos, num simulador Gleeble, provetes para ensaio Charpy, utilizando ciclos térmicos semelhantes aos medidos na ZAC das soldaduras. Não foi contudo possível utilizar temperaturas máximas de pico superiores a 1350 °C já que se corria o risco de fundir toda a secção do provete.

**3. RESULTADOS**

A influência do tamanho de grão da austenite prévia na tenacidade Charpy, no caso de juntas soldadas e de provetes simulados em aço WEL-TEN 60, está documentada na figura 3. Verifica-se uma diminuição sensível da tenacidade com o aumento do t.g.γ, em todos os casos analisados.



**Fig. 3.** Influência do tamanho de grão da austenite prévia na tenacidade Charpy V (Aço WEL-TEN 60).

Foram determinadas correlações lineares entre a dureza e a tenacidade Charpy V na zona de grão grosseiro, conforme se ilustra na figura 4. Nesta figura, todos os valores de dureza estão considerados à temperatura ambiente. A tenacidade tende a aumentar com a dureza nos provetes retirados de soldaduras e nos provetes produzidos por simulação térmica.

Estabeleceu-se uma correlação linear entre a tenacidade Charpy e a tenacidade COD na zona de grão grosseiro das juntas soldadas, tal como se documenta na figura 5. Os valores homólogos de tenacidade foram determinados à mesma temperatura.

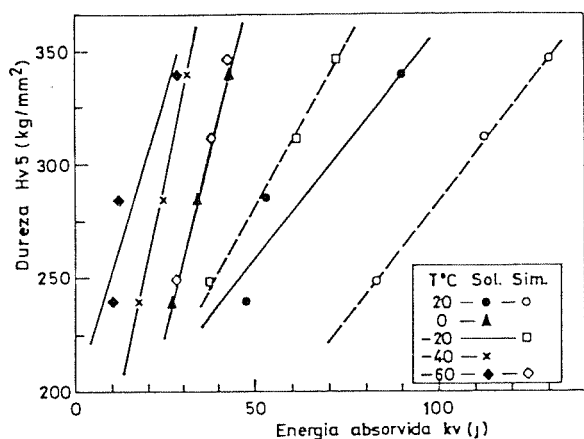


Fig. 4. Relação entre a dureza e a tenacidade Charpy na zona de grão grosseiro da ZAC.

A tenacidade Charpy foi definida em cada caso considerando a média de seis valores. Esta correlação apresenta algum desvio no caso de soldaduras sem revestimento do bordo, onde a zona de ensaio é constituída por microestruturas muito variadas. A correlação estabelecida, embora permita prever o valor de COD correspondente a uma dada tenacidade Charpy, não indica se o valor corresponde a um  $\delta_e$ ,  $\delta_u$  ou  $\delta_m$  (BS 5762-79).

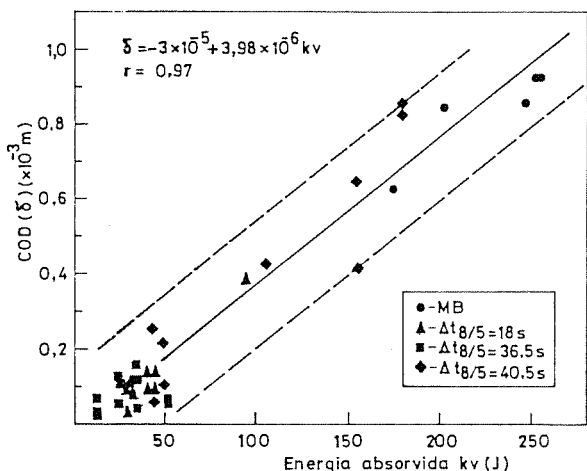


Fig. 5. Correlação entre as tenacidades Charpy e COD na ZAC. Temperaturas entre -60°C e 20°C.

A figura 6 ilustra uma correlação linear empírica estabelecida entre a tenacidade avaliada através do integral de contorno J e a tenacidade Charpy V na zona de grão grosseiro das juntas soldadas.

A tenacidade do material de base, a diversas temperaturas, está também incluída. Os símbolos abertos referem-se a provetes que não observaram a condição de deformação plana. Os valores homólogos

de tenacidade Charpy e J foram determinados à mesma temperatura. A expressão determinada apresenta um coeficiente de correlação elevado, se atendermos a que foi definida para quatro materiais diferentes, um para cada condição de soldadura mais o material de base, e para temperaturas a variar entre -60°C e 20°C.

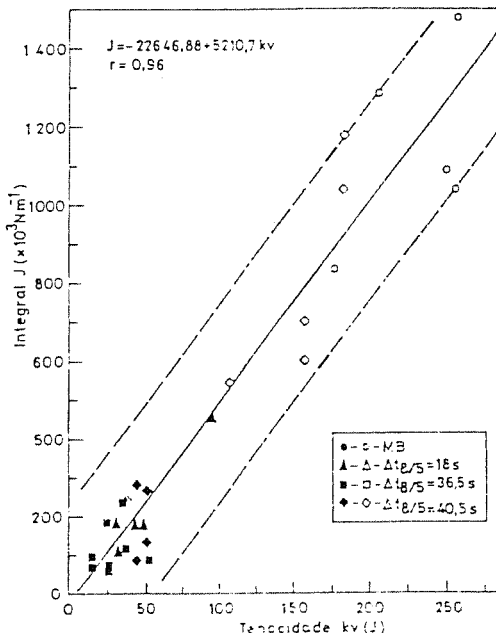


Fig. 6. Correlação entre as tenacidades Charpy e J. Temperaturas de ensaio entre -60°C e 20°C. Observância do estado plano de deformação - símbolos a cheio.

Afigura 7 apresenta uma relação linear entre a tenacidade avaliada através do integral J e a tenacidade COD, na zona de grão grosseiro. Os valores de COD foram calculados com base numa tensão de cedência definida pela média da tensão de cedência do metal depositado e do metal de base, de acordo com o critério de Squirrell *et al*[14].

4. DISCUSSÃO

A redução da tenacidade com o aumento do tamanho de grão da austenite prévia, na zona de grão grosseiro de soldaduras no aço WEL-TEN 60, conforme se documenta na figura 3, deve-se ao aumento da fracção de bainite superior e ao engrossamento da estrutura. As observações microestruturais foram já apresentadas noutra publicação [15]. Na prática o parâmetro  $t.g.\gamma$  não tem grande utilidade já que é muito influenciado pela temperatura máxima de pico e é difícil de quantificar de forma expedita.

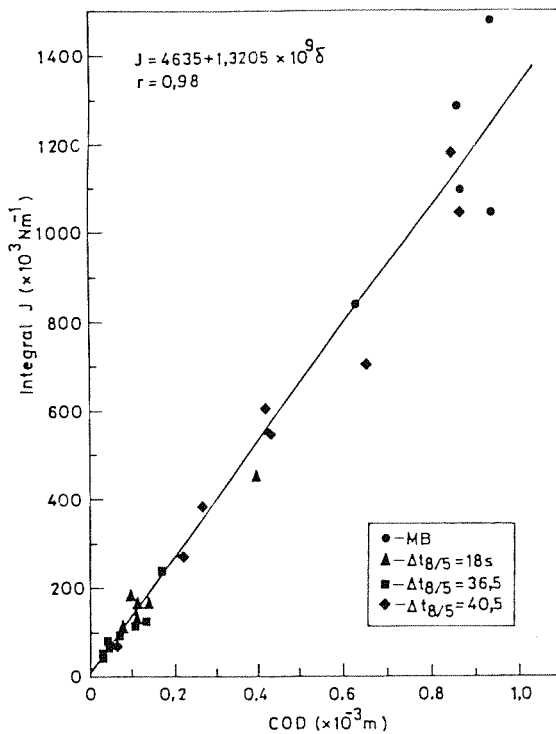


Fig. 7. Correlação entre as tencidades J e COD, definidas na ZAC de soldaduras no aço WEL-TEN 60.

Os provetes produzidos por simulação térmica apresentam, para igual dureza, tenacidade mais elevada que os provetes retirados de soldaduras, tal como se ilustra na figura 4. Isto deve-se ao maior refinamento da estrutura dos provetes simulados, ocasionado pelo menor tamanho de grão  $\gamma$ , induzido por temperaturas máximas de pico mais baixas.

A tenacidade aumenta de forma linear com a dureza, sendo esta tendência confirmada pelos provetes de simulação térmica. Este comportamento é compreensível já que os factores microestruturais que determinam o aumento de dureza e tenacidade são os mesmos, no caso de aços de baixo carbono. Neste caso o aumento da fracção de martensite revenida aumenta a dureza e a tenacidade [16]. Estas correlações empíricas, uma vez estendidas a um número elevado de valores de tenacidade e dureza, podem ter papel de relevo no controlo de qualidade durante o fabrico.

As figuras 5 e 6 mostram que é possível estabelecer correlações lineares entre a tenacidade Charpy e as tenacidades COD e J. A dispersão observada não invalida a importância e utilidade destes resultados. Considerando uma banda de dispersão é possível definir o valor mínimo da tenacidade COD ou J

correspondente a cada valor médio da tenacidade Charpy.

Os micromecanismos de fractura observados por microscopia electrónica de varrimento em provetes Charpy e em provetes COD e J homólogos, são semelhantes e já foram publicados [17]. Dolby [6] refere que esta condição é fundamental para que se obtenham boas correlações entre a tenacidade Charpy e COD em metais depositados por soldadura.

Na zona de grão grosseiro a tenacidade COD relaciona-se de forma linear com a tenacidade J, conforme se ilustra na figura 7. Considerando a expressão convencional (3) que estabelece a correlação entre estes parâmetros,

$$J = mR_c \delta \quad (3)$$

onde :

- m - constante
- $R_c$  - tensão de cedência
- $\delta$  - COD

verificou-se que o valor da constante m varia entre 2 e 3,27, muito próximo portanto dos valores sugeridos por Towers (entre 2 e 3) [18]. Os valores de m foram calculados tomando a tensão de cedência como a média das tensões de cedência do metal depositado e do metal de base. Os valores de m deverão ser inferiores aos calculados pois a tensão de cedência da ZAC deverá ser superior à considerada pois a dureza máxima desta zona é superior à do metal depositado e do metal de base.

5. CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios realizados na zona de grão grosseiro de soldaduras executadas no aço WEL-TEN 60 permitiram obter as conclusões seguintes, válidas para as condições de ensaio utilizadas:

- a) A tenacidade avaliada através do ensaio Charpy V tende a diminuir com o aumento de tamanho de grão da austenite prévia;
- b) A tenacidade Charpy V aumenta de forma linear com a dureza;
- c) A tenacidade Charpy V relaciona-se de forma linear com as tenacidades COD e J, no intervalo de temperaturas entre -60 °C e +20°C;
- d) A tenacidade avaliada através do integral J relaciona-se de forma linear com a tenacidade COD.

6. AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financiado pelo Instituto Nacional de Investigação Científica e contou com a colaboração das empresas LISNAVE, SORIFAME e ESAB.

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] Pisarski, H. G., "A review of correlations relating Charpy energy to  $K_{Ic}$ ", *The Weld. I. Bull.*, Dec., pp 362-367 (1978).
- [2] Barson, J. M. y Rolfe, S. T., "Correlations between  $K_{Ic}$  and Charpy V notch test results in the transition temperature range", *ASTM STP 466*, pp 164-191 (1970).
- [3] Sailors, R.H. y Corten, H.T., "Relationship between material fracture toughness using fracture mechanics and transition temperature tests", *ASTM STP 514*, pp 164-191 (1972).
- [4] Mandaret, B. y Sanz, G., "Evaluation of the toughness of thick medium strength steels by LEFM and correlations between  $K_{Ic}$  and CVN", *ASTM STP 631*, 72-95 (1977).
- [5] Ito, T., Tanaka, K. y Sato, M., "Study of brittle fracture initiation from surface notch in welded fusion line", *IIW Doc X-704-73* (1973).
- [6] Dolby, R.E., "Some correlations between Charpy V and COD test data for ferritic weld metals", *IIW Doc X-960-80* (1980).
- [7] Toyoda, M. y Satoh, K., "Fracture toughness of welds: the incidence of mechanical heterogeneity in the correlation of toughness parameters", *Weld. in the World*, (22),3/4, 76-86 (1984).
- [8] Kanazawa, T., Watanabe, I. y Suzuki, M., "Correlations relating Charpy energy to  $J_c$  and critical CTOD in weld -HAZs", *IIW Doc X-1085-85* (1985).
- [9] Dn V, "Rules for the design construction and inspection of offshore structures", (1977).
- [10] BS 6235-82, "Code of practice for fixed offshore structures", (1982).
- [11] Loureiro, A., Fernandes, A.A. y Apps, R.L., "Use of a buttering technique to study the fracture toughness of the HAZ of Q&T structural steels", *Proceedings of the International Conference JOM-4, Helsingor, Denmark*, pp 249-255, (1989).
- [12] Dawes, M.G., "Elastic plastic fracture toughness based on COD and J contour integral concepts", *Weld. I. Res. Rep.54/1978/E*.
- [13] Landes, J.D. y Begley, J.A., "Test results from J integral studies: An attempt to establish a  $J_{Ic}$  testing procedure", *ASTM STP-560*, p. 170 (1974).
- [14] Squirrell, S.J., Pisarski, H.G. y Dawes, M.G., "Recommended procedures for the crack tip opening displacement (CTOD) testing of weldments", *Weld. I. Res. Rep.311*, (1986).
- [15] Loureiro, A. y Fernandes, A.A., "Influence of structure on toughness of L.B.Zs of welds in Q.T. Steels", *Proceedings of the International Conference Welding 90, Hamburg*, pp. 237-244, (1990).
- [16] Ikawa, H., Oshige, H. y Tanone, T., "Effect of martensite - austenite constituent on HAZ toughness of high strength steel", *Trans. J. W. S.*,(11), p. 59, (1982).
- [17] Loureiro, A.J.R., "Estudo da tenacidade da zona afectada pelo calor de soldaduras em aços estruturais de alta resistência, temperados e revenidos", *Tese de doutoramento, Coimbra*, (1991).
- [18] Towers, O.L., "The J integral: definitions, interpretation and test procedures", *The Weld. I. Res. Bull.*, Nov., pp. 319-323, (1981).

ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE FENDAS SUPERFICIAIS  
SEMI-ELÍPTICAS EM FLEXÃO ROTATIVAM. A. da Fonte<sup>1</sup>, M. de Freitas<sup>2</sup> e D. François<sup>3</sup>

- 1 Departamento de Máquinas Marítimas, Escola Náutica, 2780 Oeiras, Portugal.
- 2 CEMUL, Instituto Superior Técnico, Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex, Portugal.
- 3 Laboratoire Mécanique, École Centrale de Paris, Grande Voie des Vignes, 92295 Chatenay-Malabry Cedex, France.

**Resumo.** Nesta comunicação apresenta-se um estudo sobre a propagação de fendas superficiais semi-elípticas em flexão rotativa, em que se discute a aplicabilidade do Factor de Intensidade de Tensão  $K$  (Modo I) calculado em função dos Factores Geométricos obtidos em flexão alternada para este tipo de fendas. Fez-se o estudo em provetes de diferentes diâmetros e procurou-se encontrar a expressão que relaciona o comprimento do arco de fenda superficial (visível e susceptível de leitura directa) com a profundidade máxima. A expressão obtida permite conhecer em cada instante a profundidade máxima da fenda, sem que haja necessidade de recorrer a outro processo de leitura, sempre mais complexo e moroso.

**Abstract.** This paper presents a study about the propagation of semi-elliptical surface cracks in round bars subjected to the rotating bending. The applicability of Stress Intensity Factors (Mode I) obtained under bending at maximum depth point on surface crack is studied for this type of cracks in rods. The ratio of the length of the surface crack to the crack front depth is found for several rod diameters in experimental results. So it is possible to obtain continuously the crack depth if the length of the surface crack is known. A good agreement with experimental results is shown. Therefore, the relation established is expected to be useful in predicting crack growth rates, designing rotor shafts, and establishing inspections intervals.

## 1. INTRODUÇÃO

A. Wöhler, ao estudar no século XIX a rotura de eixos de caminhos de ferro, introduziu o conceito de resistência à fadiga dos metais, determinando a vida de componentes mecânicos através de ensaios em flexão rotativa. As curvas de fadiga, conhecidas vulgarmente por curvas S-N são baseadas no conceito de "rotura e não rotura" do material dos provetes ensaiados. Dão apenas uma informação sobre a vida global dos componentes mecânicos,

sem ter em linha de conta o número de ciclos dispendidos na "nucleação" e posterior propagação da fenda.

Recentemente, a aplicação dos conceitos da Mecânica da Fractura [1], sobretudo na indústria aeronáutica, espacial e nuclear, cujas exigências de segurança, optimização e desempenho dos materiais utilizados são cada vez mais importantes, veio introduzir alterações aos cálculos tradicionais de componentes sujeitos a fadiga.

O cálculo da vida em fadiga permite prever a duração da propagação duma fenda, desde uma determinada dimensão inicial até à rotura final. A efectivação destes cálculos depende do conhecimento do **Factor de Intensidade de Tensão**.

Assim, poderemos calcular a velocidade de propagação da frente de uma fenda a partir do conhecimento do seu estado de tensão, associado à geometria em causa e ao carregamento aplicado.

Estas noções são correntemente aplicadas na indústria mecânica em geral, por forma a estabelecer regras eficazes de manutenção dos seus equipamentos, antes e após a detecção de fendas nos componentes em serviço.

Este trabalho tem como objectivos:

- O estudo da aplicabilidade dos **Factores de Intensidade de Tensão ( $K_I$ )**, associados aos **Factores Geométricos ( $F_I$ )**, já propostos para componentes cilíndricos a trabalhar em flexão alternada e em flexão rotativa [2], [3], [4].

- A determinação da velocidade de propagação de fendas em provetes, simulando os eixos de caminhos de ferro, com fendas iniciadas à superfície, e extrapolando os seus resultados para o caso de fendas representativas de flexão rotativa.

- A comparação de resultados experimentais em flexão rotativa com os resultados experimentais obtidos para o mesmo tipo de aço, mas em ensaios CCT [5].

Foram realizados ensaios de provetes de vários diâmetros. Estudou-se, passo a passo, a evolução da forma da frente da fenda, de modo a podermos saber, em cada instante, a sua profundidade em função do comprimento do arco de fenda obtido à superfície dos veios.

## 2. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Realizaram-se ensaios de flexão rotativa em provetes de forma toroidal e secção circular, de diâmetros:

- aço DIN Ck45 : 6.7 e 10 mm
- aço AFNOR XC 38 (EDR): 40 mm

Os provetes foram ensaiados após serem pré-fissurados, a partir de um entalhe mecânico.

Em cada ensaio efectuaram-se paragens para determinação da evolução da forma da fenda (comprimento e profundidade em função do número de ciclos).

O comprimento do arco de fenda foi medido através de uma lupa binocular (20X) sobre uma fita milimétrica colada e adjacente ao entalhe. Para os provetes de menor diâmetro, a profundidade máxima da fenda (b) foi medida através da observação do perfil da superfície de fadiga após a fractura rápida com azoto líquido.

Para os provetes de maior diâmetro esta profundidade era medida por um processo baseado em ultra-sons. As leituras podiam ser igualmente confirmadas pela observação das **"linhas de paragem"** das superfícies de fractura.

Os ensaios de provetes de 40 mm foram efectuados numa máquina de tracção TRAYVOU de 300 KN, equipada para flexão rotativa com uma velocidade variável de 120 a 1500 rpm, capaz de receber provetes com um metro de comprimento e um diâmetro máximo de 60 mm. Os provetes foram montados na máquina em situação de flexão em três pontos.

Os ensaios dos provetes de menor diâmetro realizaram-se numa máquina de flexão rotativa (DIN 50113). Houve sempre o especial cuidado de alinhar convenientemente os provetes para não introduzir picos de tensão que iriam afectar os resultados. A frequência de ensaio foi de 25Hz (1500 rpm).

A fim de localizar bem o início da fissuração, fez-se um entalhe mecânico nos provetes com uma serra de 0.2 mm de espessura e inclinada a 45° por forma a vincar ainda mais o entalhe. Nos provetes pequenos a nucleação era detectada por observação visual com a ajuda do microscópio; nos de maior diâmetro, por um aparelho baseado em correntes de Foucault.

Utilizaram-se [5] igualmente provetes de entalhe central CCT (Center Cracked Tensile) de acordo com a norma **ASTM E 647 - 88**, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates", nas mesmas condições de carga utilizadas em flexão rotativa (R=-1), de modo a comprovar as velocidades de propagação nas duas situações.

Os ensaios com provetes de entalhe central (CCT) foram realizados numa máquina de fadiga servo hidráulica INSTRON com capacidade de 50 kN, e uma gama de frequências de 20 a 30Hz.

### 3. ANÁLISE TEÓRICA DA PROPAGAÇÃO DE FENDAS POR FADIGA

Os resultados da teoria da elasticidade [5] mostram que na vizinhança da frente duma fenda, as tensões  $\sigma_{ij}$  podem exprimir-se pela seguinte expressão:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (3.1)$$

sendo,

$r, \theta$  - coordenadas polares do ponto considerado

$f_{ij}$  - funções de  $\theta$

$K_I$  = Factor Intensidade de Tensão em modo I de abertura da fenda

O cálculo do **Factor de Intensidade de Tensão K**, para as fendas de forma elíptica, torna-se um problema de resolução difícil devido à complexidade dum cálculo a três dimensões, cujas soluções analíticas são raras devido à necessidade de utilização de soluções aproximadas sempre baseadas em soluções numéricas.

As soluções existentes mostram que o **Factor de Intensidade de Tensão (FIT)** é uma função evidente da tensão aplicada e do comprimento da fenda, mas também da sua forma, variando ao longo da frente da fenda. Teremos para uma mesma fenda diferentes estados energéticos sobre o seu perfil. Se quisermos calcular a velocidade de propagação da fenda (VPF), verifica-se então que a velocidade não será a mesma para todos os pontos da fenda.

No caso geral duma fenda semi-elíptica transversal, numa barra de secção cilíndrica, submetida a uma tensão de flexão remotamente aplicada, em modo I de abertura de fenda, **Fig. 1**, o **Factor de Intensidade de Tensão K** para qualquer ponto ao longo do perfil da fenda, em flexão rotativa ou em flexão alternada, é dado pela solução de Shiratori:

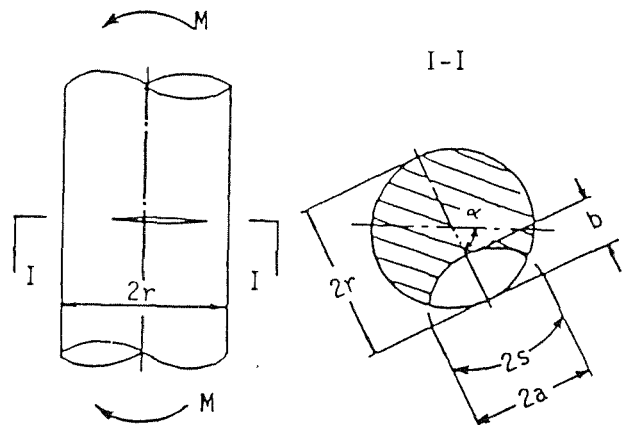


Fig. 1. Barra cilíndrica com fenda semi-elíptica, em flexão rotativa [2].

$$K = S_n F_I (b/a, b/r, \phi, \alpha) \cdot \sqrt{\pi s} \quad (3.2)$$

sendo,

$$S_n = \frac{4M}{\pi r^3} \quad (3.3)$$

onde (Fig. 1 e Fig. 2),

$S_n$  - tensão normal aplicada

$F_I$  - Factor Geométrico associado à geometria da fenda, em modo I

$b$  - profundidade máxima da fenda no ponto A, semi-eixo menor da elipse

$a$  - semi-eixo maior da elipse

$r$  - raio da secção de prova

$\phi$  - ângulo que define as coordenadas da frente da fenda

$\alpha$  - ângulo de rotação da fenda

$s$  - semi-comprimento do arco de fenda superficial

$M$  - momento flector

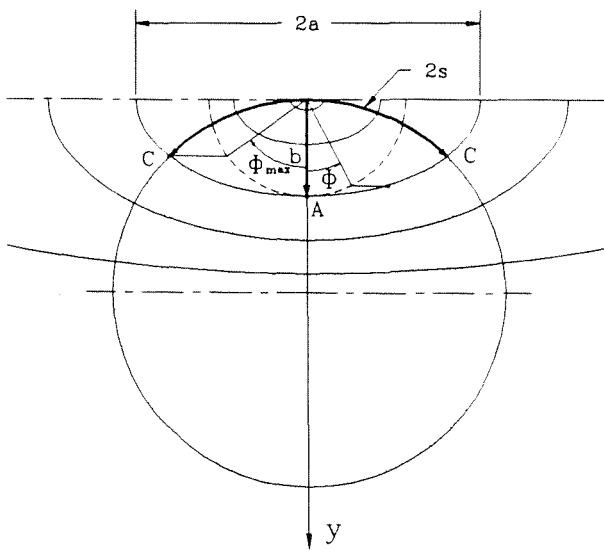


Fig. 2. Frente da fenda semi-elíptica.

b/a \ b/r	b/r						
	0.1	0.2	0.4	0.6	0.8	1.0	
0.2	A	0.489	0.523	0.567	0.629	0.731	0.910
	C	0.107	0.172	0.254	0.349	0.477	0.657
0.3	A	0.523	0.538	0.565	0.620	0.713	0.884
	C	0.206	0.246	0.319	0.394	0.518	0.704
0.4	A	0.558	0.554	0.564	0.608	0.695	0.858
	C	0.305	0.321	0.384	0.440	0.560	0.751
0.5	A	0.578	0.568	0.561	0.592	0.666	0.806
	C	0.408	0.425	0.460	0.515	0.608	0.788
0.6	A	0.599	0.582	0.558	0.576	0.638	0.754
	C	0.511	0.529	0.537	0.591	0.657	0.825
0.8	A	0.602	0.582	0.542	0.533	0.560	0.638
	C	0.606	0.642	0.658	0.720	0.809	0.999
1.0	A	0.604	0.582	0.526	0.491	0.482	0.523
	C	0.702	0.755	0.779	0.849	0.961	1.173

Tabela 1. Factores Geométricos ( $F_I = \frac{K_I}{S_n \sqrt{\pi s}}$ ) para fendas semi-elípticas num veio em flexão rotativa ( $\alpha = 0^\circ$ ), para os pontos A e C, Fig. 2.

Os valores numéricos de  $F_I$  são apresentados na Tabela 1, para diferentes valores de  $b/a$  e  $b/r$ .

Para  $\phi=0^\circ$  (ponto de profundidade máxima da fenda, ponto A).

Para  $\phi=\phi_{max}$  (ponto onde a fenda encontra a superfície, ponto C).

Admitindo que a fenda evolui em fadiga segundo uma forma elíptica, o que acontece na maior parte dos casos, bastar-nos-á calcular FIT nas extremidades dos eixos da elipse, onde conhecemos a velocidade de propagação (VPF) e onde calculamos a nova forma da fenda.

De todas as fórmulas propostas, a mais geral e conhecida é a de Paris [7], sendo a mais adaptada ao caso do nosso estudo. Não contempla os parâmetros gerais do problema, como tensão média  $R$ , limiar de não-propagação  $\Delta K_{th}$ , frequência, etc, mas dá uma boa aproximação ao cálculo da velocidade de propagação :

$$\frac{ds}{dN} = C \Delta K^m \quad (3.4)$$

onde,

$\Delta K$  - variação de  $K$  ao longo de um ciclo de fadiga

$C, m$  - constantes que dependem da natureza do material e das condições carregamento, sendo  $C$  a ordenada na origem da equação da recta que se ajusta aos pontos do gráfico  $ds/dN$  vers  $\Delta K$ , e  $m$  a sua inclinação.

Para condições de carregamento em flexão rotativa, a equação (3.4) não se pode aplicar em todos os pontos da superfície da fenda. Isto deve-se ao facto de o máximo do Factor de Intensidade de Tensão não ocorrer para o mesmo ângulo de rotação  $\alpha$  em todos os pontos, nomeadamente no ponto de maior profundidade, pontos em que a fenda intercepta a superfície (ponto C), que definem a forma da elipse.

Uma aproximação correntemente utilizada é a redução a um grau de liberdade da evolução da fenda, a fim de tornar os cálculos mais rápidos. Em flexão rotativa seremos obrigados a fazê-lo, visto que não conhecemos a evolução de FIT no ponto onde a fenda encontra a superfície ( $\phi=\phi_{max}$ ) com o ângulo  $\alpha$  de rotação da fenda em torno do eixo. Para o ponto onde a profundidade é máxima ( $\phi=0^\circ$ ) também não é conhecida, embora saibamos que os máximos e os mínimos de FIT sejam obtidos para  $\theta=0^\circ$  e  $\theta=\pi$ , respectivamente.

A partir das expressões acima referidas, desenvolveu-se um modelo que permite prever a propagação de fendas por fadiga em flexão rotativa, a partir do conhecimento do máximo e mínimo FIT, atendendo a cada ciclo de carregamento (uma rotação completa do provete ou dum veio).



4. EVOLUÇÃO DA FORMA DA FENDA

Torna-se necessário conhecer a evolução da forma da fenda (ver Fig. 4 e Fig. 6), isto é, a relação  $b/a$  ou  $b/s$ . Assim, usando os coeficientes da Tabela 1, já é possível calcular a velocidade de propagação  $ds/dN$ . Esta evolução terá de ser determinada experimentalmente.

Observando as superfícies de fractura dos provetes, submetidos a flexão rotativa, nota-se a presença duma fissura que evolui a partir dum ponto de "nucleação" sobre a superfície, adoptando uma forma elíptica, cujo centro é a origem da fenda, Fig. 6 [5].

As medições experimentais dos comprimentos e profundidades das fendas, bem como o estudo das superfícies de fractura, permitiu estabelecer, com uma boa aproximação, o perfil elíptico da frente da fenda e a expressão que relaciona o comprimento do arco de fenda com a sua profundidade máxima.

A evolução da fenda, isto é, a profundidade  $b$  em função do comprimento do arco de fenda  $2s$ , foi obtida pela equação definida pela recta de regressão linear dos pontos experimentais, Fig. 3.

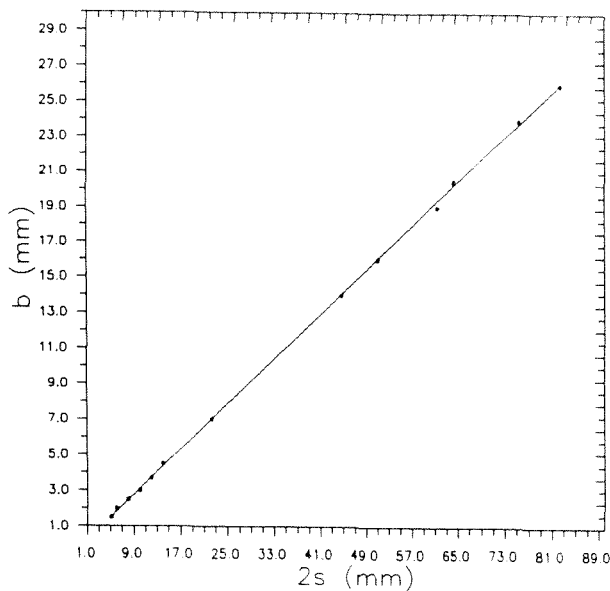


Fig. 3. Gráfico dos pontos experimentais ( $b = f(2s)$ ).

A equação da recta obtida:

$$b = -0.17 + 0.31834 \times 2S \text{ [mm]} \quad (4.1)$$

Esta equação pode ser aproximada, sem grande erro, pela expressão:

$$b = \frac{1}{\pi} 2s \quad (4.2)$$

Esta expressão apresenta a vantagem de ser independente das dimensões dos provetes.

Verifica-se uma boa correlação dos resultados teóricos com os experimentais, como se vê na Fig. 4.

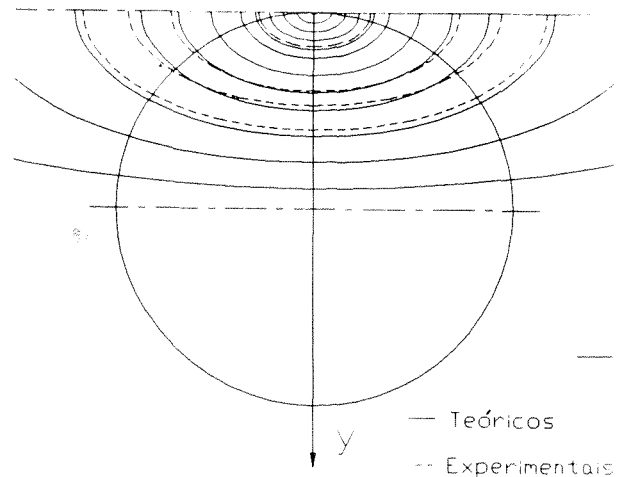


Fig. 4. Representação gráfica das semi-elipses experimentais e das obtidas com a expressão (4.2).

Conhecido o semi-ângulo  $\theta$  definido pelo semi-arco de fenda  $S$ , podemos então calcular os semi-eixos da elipse que passa pela frente da fenda:

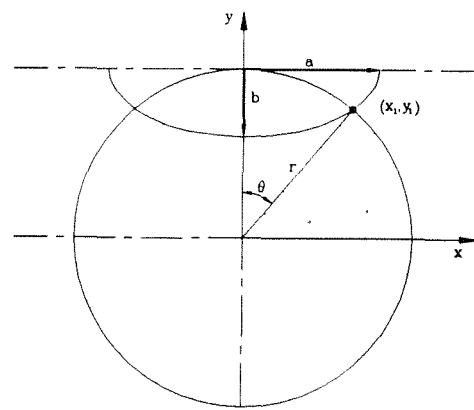


Fig. 5. Secção da superfície de fadiga [6].

$$x_1 = r \text{ sen } \theta$$

$$y_1 = r - r \text{ cos } \theta$$

sendo:  $\theta = \frac{s}{r}$

$$\frac{x_1^2}{a^2} + \frac{y_1^2}{b^2} = 1$$

donde,

$$a = \frac{r \text{ sen } \theta}{\sqrt{1 - \frac{r^2}{b^2}(1 - \text{cos } \theta)^2}} \quad (4.3)$$

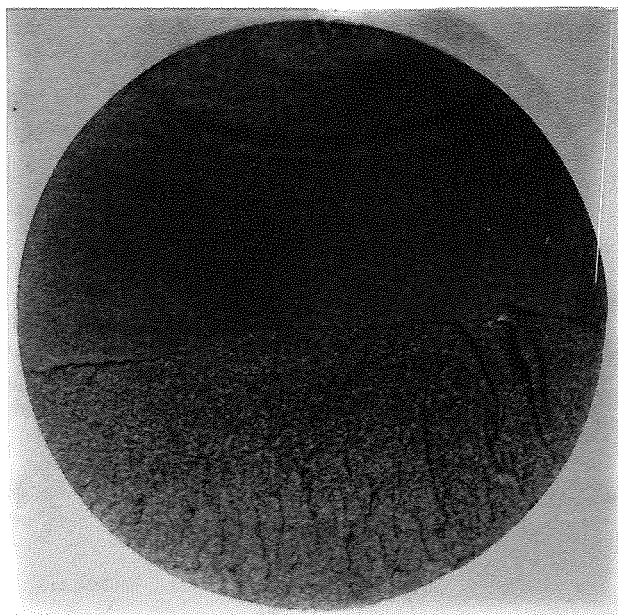


Fig. 6. Foto (2x) das "linhas de paragem" dum provete de 40mm, XC 38 [5].

## 5. ANÁLISE DOS RESULTADOS

Uma vez que o carregamento que nos interessa é o de flexão rotativa, fizeram-se ensaios de propagação de fendas também para provetes clássicos (CCT), cujas condições de geometria e de fissuração conhecemos bem, a fim de verificar as condições de aplicação do modelo desenvolvido em flexão rotativa, através da comparação da VPF [2].

Com os ensaios de flexão rotativa determinou-se a evolução da forma da fenda necessária para a sua modelização e, para a redução a um grau de liberdade de dimensões da fenda, determinamos a velocidade de propagação da fenda em função da variação de FIT. Estes resultados serão comparados com aqueles obtidos com provetes ASTM clássicos.

Encontrando-se a mesma lei de propagação, tem-se a confirmação da validade do modelo desenvolvido.

Uma vez estabelecida a evolução da forma e dimensões (2S e b) da fenda com o número de ciclos N, a velocidade de propagação pode ser então analisada em função de FIT,  $ds/dN = f(\Delta K)$ .

Para esta análise, fez-se um programa, onde os Factores Geométricos  $F_I$  eram obtidos com a ajuda de funções polinomiais de grau 3, a partir dos coeficientes da Tabela 1.

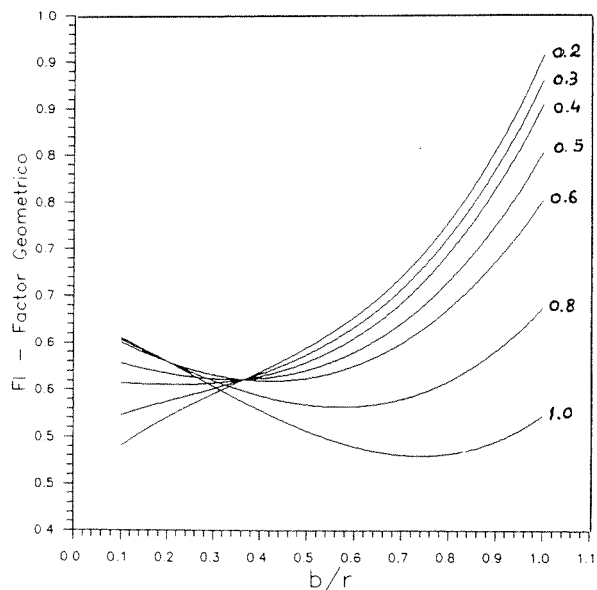


Fig. 7. Representação gráfica dos Factores Geométricos para vários valores constantes de b/a.

Os resultados ( $s_i, N_i$ ) foram analisados num gráfico ( $ds/dN = f(\Delta K)$ ), utilizando o "método da secante". A Fig. 8 mostra os resultados para o aço XC38 para os provetes CCT e flexão rotativa.

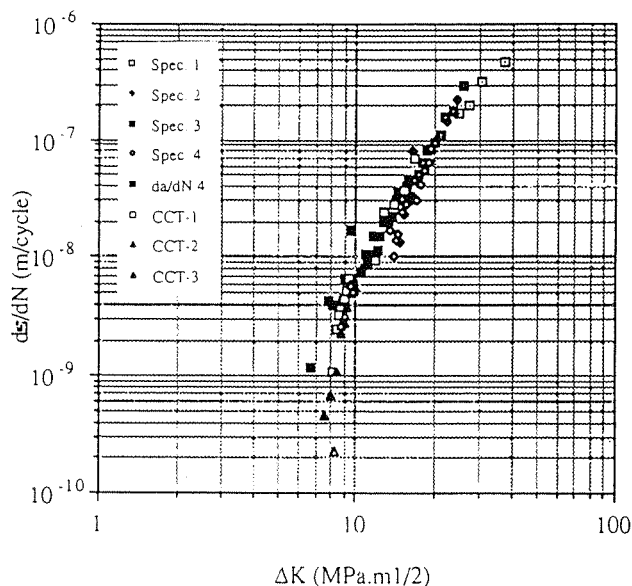


Fig. 8. Comparação da velocidade obtida em flexão rotativa (modelo de Shiratori) e em CCT.

Os ensaios realizados com provetes de secção cilíndrica em flexão rotativa ou com provetes CCT para o mesmo tipo de material XC 38, apresentam uma boa correlação.

A Fig. 9. mostra, para o aço Ck45, os resultados em flexão rotativa para três provetes.

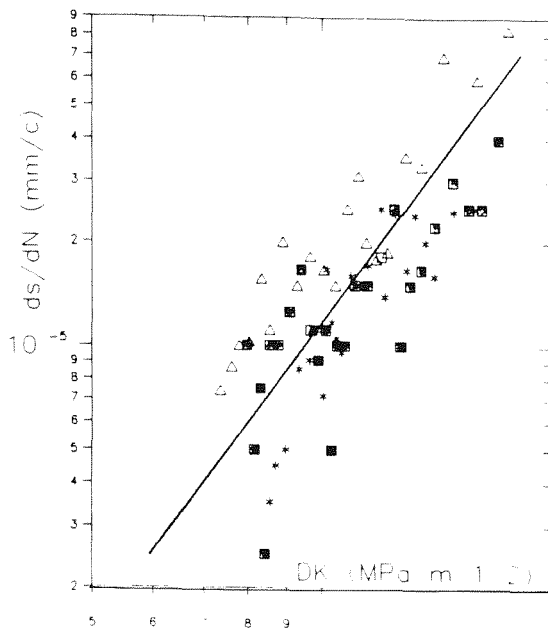


Fig. 9. Resultados de  $ds/dN-\Delta K$  do aço Ck45 em flexão rotativa.

A recta representada, que traduz a lei de Paris, apresenta valores de  $C$  e  $m$  que se aproximam dos encontrados na literatura para este tipo de aço.

Os ensaios efectuados com provetes cilíndricos de menor diâmetro de aço Ck45, apresentam uma maior dispersão, o que se fica a dever em parte às dificuldades de leitura, já que os comprimentos de fenda são muito pequenos. No entanto, a velocidade de propagação apresenta também uma boa correlação com a verificada em provetes CCT para as mesmas condições de carregamento.

## 6. CONCLUSÕES

A fenda pode ser modelada através de uma elipse, tornando possível a utilização das equações para o cálculo do **Factor de Intensidade de Tensão** de fendas superficiais semi-elípticas em barras circulares submetidas a flexão alternada no ponto de profundidade máxima da fenda  $b$ , uma vez que a sua profundidade é função do comprimento do arco de fenda  $2S$ .

A modelação das fendas é comparada com as dimensões das fendas obtidas nas superfícies de fractura dos provetes e obtém-se uma boa correlação. A velocidade de propagação das fendas em flexão rotativa analisada em função da variação do **Factor de Intensidade de Tensão**, mostra uma boa correlação com as determinadas para  $R=-1$  e os mesmos materiais, mas através de provetes CCT

das recomendações ASTM, para os quais os Factores de Intensidade de Tensão estão bem definidos.

Esta boa correlação permite concluir pela aplicabilidade à flexão rotativa das equações do **Factor de Intensidade de Tensão** para flexão alternada, desde que se utilize a equação que define a forma da fenda e o cálculo seja efectuado na profundidade máxima.

Conhecida a expressão que regula a progressão da frente da fenda  $b$  em função do comprimento do arco circunferencial  $2S$ , evita-se parar a máquina de ensaios para se proceder à leitura da sua profundidade, já que mesmo a leitura do arco de fenda pode ser realizada com a máquina em funcionamento, desde que para o efeito se utilize um estroboscópio.

Estes resultados podem ser aplicados com êxito na previsão da vida residual de veios fissurados submetidos a flexão alternada.

## 7. REFERÊNCIAS

- [1] Bailon, J. P. et Bathias, C., "La Fatigue des Matériaux et Structures", ed. Maloine, 1980.
- [2] Murakami, Y., Editor-in-Chief, "Stress Intensity Factors Handbook", Vol. II, Pergamon Press, pp 237-239, 1986.
- [3] Shiratori, M., "Analysis of Stress Intensity Factors for Surface Cracks Subjected to Arbitrarily Distributed Surface Stress", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1986.
- [4] Nisitani, H. and Chen, D., "Stress Intensity Factor for a Semi-Elliptic Surface Crack in a Shaft under Tension", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1984.
- [5] Freitas, M., "Vitesse de Fissuration des Essieux-Axes Ferroviaires", École Centrale des Arts et Manufactures, Société Nationale des Chemins de Fer, France, 1991.
- [6] Fonte, M. A., "Determinação da Vida Residual em Veios Fissurados", Tese de Pós-Graduação, Escola Náutica, 1990.
- [7] Paris, P., Gomez, M. and Anderson, W., A Rational Analytic Theory of Fatigue, The Trends in Engineering, January 1961.

## LA AUTORRADIOGRAFIA DE TRITIO COMO FORMA DE DETECCION DEL HIDROGENO EN ACEROS

J.J. González

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria  
(Santander)

**Resumen.** El problema de la detección del hidrógeno en los metales es, desde siempre, una cuestión compleja con difícil solución. Si además se pretende encontrar localizaciones preferenciales del mismo en las microestructuras, resulta muy trabajoso poner a punto técnicas que proporcionen viabilidad a este tipo de análisis y de estudios. La autorradiografía de tritio se ha mostrado como una técnica útil en este sentido, puesto que en la hipótesis de un comportamiento análogo de hidrógeno y tritio a nivel difusividad y atrapamiento en microestructuras metálicas, la detección de este último puede ser realizada merced a sus propiedades de descomposición radiactiva con emisión de una partícula subatómica dotada de carga eléctrica. La modelización de los fenómenos de Corrosión Bajo Tensión como decohesiones y roturas del material en la zona plástica de fondo de fisura, en la cual se supone una concentración importante de hidrógeno, puede recibir un sensible impulso gracias a esta técnica mediante la cual es posible cuantificar concentraciones relativas de tritio a nivel macroscópico sobre la superficie de probetas sometidas a CBT en medios agresivos tritiados. Experiencias llevadas a cabo de este modo proporcionan resultados esperanzadores para tamaños grandes de zonas plásticas y han dado lugar a un importante trabajo en este sentido en forma complementaria a los ensayos clásicos en Corrosión Bajo Tensión.

### 1. INTRODUCCION

El papel desempeñado por el hidrógeno en procesos de fragilización de ciertos metales y aleaciones metálicas es bien conocido a todos los niveles [1]. En particular, en lo que se refiere a la Corrosión Bajo Tensión en aceros de alta resistencia, existen hoy en día muchas teorías [2,3] que relacionan estos procesos con la entrada, el atrapamiento y el deterioro producido por el hidrógeno en las microestructuras.

El efecto fragilizante del hidrógeno en la CBT se le supone muy asociado a la zona plástica de fondo de fisura, puesto que esta zona reúne condiciones suficientes para ser susceptible de una especial fragilización, como son alto estado tensional y gran cantidad de defectos debidos a la deformación plástica. Esta fragilización se concreta en una propagación de fisuras producto de roturas y decohesiones a nivel de esta zona plástica, de modo que el ta-

maño de zona plástica y su microestructura se han revelado como de gran importancia en la caracterización de estos fenómenos [4].

Todos los razonamientos llevados a cabo de acuerdo con la hipótesis del daño por hidrógeno en CBT de aceros de alta resistencia son, en general, acordes con la realidad experimental y ello da lugar a que esta teoría sea generalmente aceptada. No obstante, la presencia física real de una elevada concentración de hidrógeno en las zonas plásticas de fondo de fisura es una cuestión que invita a ser verificada directamente con los medios disponibles en cada caso, de forma que para seguir adelante en las modelizaciones de los fenómenos de CBT relacionados con el hidrógeno es útil que exista la certeza de que las premisas básicas de partida son tal y como se las supone.

La detección del hidrógeno dentro de las estructuras cristalinas con enlace metálico es una tarea difícil, y su ten-

dencia adicional al atrapamiento en los defectos de la microestructura le configuran como un elemento químico de muy especiales características y comportamiento en solución sólida. Las técnicas que intentan demostrar la presencia y cuantificar la concentración del mismo no de forma global en una masa de material, sino de forma selectiva en una cierta zona del mismo (zona plástica de fondo de fisura) se basan fundamentalmente en la estrategia de exponer al material a la presencia de una mezcla controlada de hidrógeno y alguno de sus isótopos más pesados (deuterio y tritio) y más fácilmente detectables.

Admitiendo que las difusividades y solubilidades en la red cristalina y la tendencia al atrapamiento en los defectos de la misma es similar o parecida en el caso del hidrógeno que en el caso de sus isótopos pesados, al llevar a cabo la detección de estos últimos merced a alguna de sus propiedades diferenciales, se hace indirectamente una evaluación de la presencia del hidrógeno en las microestructuras metálicas. Así, con las limitaciones correspondientes de estas detecciones se puede avanzar en el estudio y en la confirmación de las hipótesis hechas sobre el papel del hidrógeno en la CBT.

## 2. LA AUTORADIOGRAFIA DEL TRITIO

De acuerdo con lo expuesto en el apartado anterior, las técnicas de detección del hidrógeno por medio de su isótopo más pesado,  $T_1^3$ , se basan en la introducción artificial en las microestructuras metálicas de una proporción alta de tritio junto al hidrógeno, procedente en general de un medio acuoso (agua tritiada).

La actividad del tritio está asociada a la inestabilidad de su núcleo (un protón y dos neutrones) que tiene tendencia a emitir una partícula  $\beta$  (electrón) y transformarse en helio  $He_2^3$  ya estable siendo su período de semidesintegración en torno a los doce años. Al ser el tritio un elemento radiactivo las manipulaciones necesarias han de hacerse con precaución en zonas aisladas y la actividad máxima admisible se encuentra limitada; no obstante esta limitación es suficientemente alta como para poder obtenerse resultados útiles. Por otra parte, la adherencia del tritio sobre las superficies metálicas es alta (tritio adsorbido) y es preciso dejar pasar ciertos períodos de tiempo antes de poder manipular libremente las muestras sometidas a la presencia de este elemento.

Al igual que el hidrógeno, el tritio que penetra en la red cristalina es un intersticial con una cierta solubilidad en ella y una alta tendencia al atrapamiento en los accidentes microestructurales de la misma, siendo su movilidad (difusión y atrapamiento) función directa de la temperatura. Su tendencia a permanecer atrapado o a escapar de

las trampas hacia la red y al exterior es función de la profundidad de las mismas o, equivalentemente, de la energía asociada a ellas. Clásicamente son considerados como trampas de baja energía los defectos cristalinos lineales (dislocaciones) en tanto que son trampas de energía más alta las interfases de la red (carburo-ferrita) los precipitados incoherentes, los bordes de grano, las inclusiones no metálicas, las microcavidades y otras discontinuidades de tipo tridimensional.

La facilidad de detección del tritio se basa en su radioactividad, y hay dos formas básicas de realizar esta detección. Por un lado están los contadores clásicos que hacen una detección global del tritio contenido en una cierta muestra metálica introducida en una cámara o recinto de control; y por otro lado las películas  $\beta$ -sensibles que, puestas en contacto físico con la superficie de la muestra, permiten tras una exposición y un revelado, la observación de la actividad del tritio atrapado y su distribución en la microestructura, según el poder de resolución del sistema.

En ambos casos citados cabe destacar que la detección descrita permite observar y cuantificar actividades del tritio que se encuentre muy próximo a la superficie del material, en una profundidad del orden de 1 a 3  $\mu\text{m}$ , puesto que a partir de ahí la emisión de una partícula  $\beta$  es imperceptible en el exterior del metal. Las observaciones en el interior de las muestras precisan un corte de forma que la zona a estudiar sea visible, con las dificultades inherentes a dicha operación, susceptible de afectar a la distribución del tritio en el entorno de la zona de corte.

Se denomina generalmente autorradiografía de tritio a la operación de detección de la presencia y concentración del mismo por medio de películas de tipo  $\beta$ -sensible, situadas sobre la superficie de la muestra. Hay dos versiones de dicha operación: autorradiografía por emulsión y por film.

La primera de ellas, consiste en depositar sobre la muestra una delgada película de emulsión fotográfica que queda en espera de que sea activado el proceso de precipitación de la plata a partir de su sal por los electrones emitidos. Tras una operación de revelado pueden observarse por microscopía electrónica de barrido (MEB) sobre la probeta los granos de plata que muestran los sitios preferenciales de localización del tritio en la microestructura (bordes de grano, precipitados, inclusiones, etc) con una gran resolución; no obstante no permite observar desde una perspectiva macroscópica la distribución del mismo en una probeta tipo DCB sometida a un proceso de CBT en medio tritiado.

La autorradiografía por film se realiza depositando sobre la superficie de la probeta un trozo de film de tamaño adecuado y manteniendo esa situación durante un cierto tiempo de exposición. Finalmente una operación de revelado permite al film mostrar en forma visible la información sobre el tritio presente en la microestructura. Dicha información puede ser analizada bajo un punto de vista cualitativo, mediante positivado en papel fotográfico y observación directa, o bajo un punto de vista cuantitativo mediante un análisis por microdensitometría óptica que permite establecer con precisión el grado de oscurecimiento del film durante la exposición. La resolución obtenida con el film es menor que la que permite la emulsión, no obstante es posible hacer observaciones macroscópicas de la distribución del tritio sobre una probeta clásica de tipo DCB y en especial analizar lo que sucede sobre las regiones superficiales exteriores de las zonas plásticas del fondo de la fisura propagada en CBT.

Los tiempos de exposición de las películas (emulsión y film) en contacto con el material tritiado son en general largos, pudiendo oscilar entre unos pocos días cuando la actividad del mismo es alta, y cinco o seis semanas cuando la actividad del material tritiado es más baja.

### 3. PROCEDIMIENTO OPERATIVO

La manipulación experimental de medios tritiados con tal elemento radiactivo requiere unas precauciones especiales y debe ser llevada a cabo bajo un riguroso control por personal suficientemente capacitado. Sin embargo, cuando las actividades son bajas, el peligro disminuye y las muestras pueden ser manipuladas con precauciones muy inferiores. Es por ello que toda operación con agua tritiada ha de ser llevada a cabo en el interior de un recinto aislado con ventilación forzada permanente y control riguroso de la actividad interna.

La puesta en marcha de un ensayo de Corrosión Bajo Tensión sobre una probeta tipo DCB en un medio agresivo basado en agua tritiada, en general soluciones al 3,5% NaCl con un pH variable según el ensayo, se realiza en tres fases diferenciadas. La primera de ellas consiste en la puesta en carga de la probeta prefisurada por fatiga y la protección de ciertas partes de la misma (sistema de tornillos, roscas, etc) que evite al máximo la adsorción del tritio sobre las superficies metálicas aumentando la actividad del conjunto de forma inútil.

En segundo lugar, el ensayo de CBT propiamente dicho se lleva a cabo dentro del recinto aislado donde, adicionalmente, existen células de ensayos de pequeño tamaño y material transparente en las que se introducen probeta tensionada y medio agresivo tritiado, pudiendo ponerse

en marcha si es necesario un sistema electroquímico de carga catódica de tritio e hidrógeno para acentuar el efecto agresivo. Tras un tiempo de exposición a la CBT en torno a varias horas, se interrumpe el proceso y se extrae la probeta, que una vez lavada debe ser dejada en reposo dentro de la cámara un período de uno o dos días hasta que el tritio adsorbido emigre en su mayor parte y la actividad de la probeta disminuya suficientemente.

Finalmente en la tercera fase la probeta es extraída de la cámara aislada, se verifica la propagación de la fisura, pudiendo ser o no destensionada según se precise, y se lleva a cabo una limpieza general en papel abrasivo y un pulido con diamante hasta brillo espejo en la cara que va a ser expuesta a la emulsión o al film  $\beta$ -sensible.

Tras estas operaciones en las que el hidrógeno-tritio adsorbido y atrapado débilmente ha escapado en su totalidad, se coloca la película sobre una cara de la muestra, con interposición de una delgada capa que protege de la corrosión al material ferroso, y se sitúa el conjunto en una caja cerrada (con ausencia de luz) a baja temperatura ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) y con un vacío de  $10^{-2}$  torr para permitir la exposición durante días o semanas. A la temperatura citada se intenta que el hidrógeno-tritio que resta atrapado en la probeta no siga escapando y sea factible su detección.

Finalmente la película impresionada ha de ser revelada, con la probeta en el caso de emulsiones o sin ella en el caso del film. Se puede hacer una nueva deposición de película, o bien se puede elevar la temperatura de la probeta para provocar una salida parcial del tritio y volver a hacer deposiciones, comprobándose así su movilidad y el grado de profundidad de las trampas, así como cualquier otra manipulación que pueda reportar resultados útiles.

### 4. RESULTADOS

Sobre muestras de acero AISI 4120 de composición química dada por la Tabla I se mecanizaron probetas de tipo DCB (double cantilever beam) de 38 mm de longitud que fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalización con austenitización a  $860^{\circ}\text{C}$  durante 1 hora y enfriamiento al aire ambiente. La microestructura resultante, de ferrita y perlita posee una dureza media de 210 unidades Vickers, y su caracterización en Corrosión Bajo Tensión permitió conocer el valor umbral en el factor de intensidad de tensiones, de  $135 \text{ MPa m}^{1/2}$  y el tamaño teórico de la zona plástica en dicho umbral, de  $6000 \mu\text{m}$ .

Estas probetas DCB fueron posteriormente puestas en carga hasta un nivel adecuado en el factor de intensidad de tensiones ( $175 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) y recubiertas con laca en sus cantos y en los tornillos de forma que el contacto

dencia adicional al atrapamiento en los defectos de la microestructura le configuran como un elemento químico de muy especiales características y comportamiento en solución sólida. Las técnicas que intentan demostrar la presencia y cuantificar la concentración del mismo no de forma global en una masa de material, sino de forma selectiva en una cierta zona del mismo (zona plástica de fondo de fisura) se basan fundamentalmente en la estrategia de exponer al material a la presencia de una mezcla controlada de hidrógeno y alguno de sus isótopos más pesados (deuterio y tritio) y más fácilmente detectables.

Admitiendo que las difusividades y solubilidades en la red cristalina y la tendencia al atrapamiento en los defectos de la misma es similar o parecida en el caso del hidrógeno que en el caso de sus isótopos pesados, al llevar a cabo la detección de estos últimos merced a alguna de sus propiedades diferenciales, se hace indirectamente una evaluación de la presencia del hidrógeno en las microestructuras metálicas. Así, con las limitaciones correspondientes de estas detecciones se puede avanzar en el estudio y en la confirmación de las hipótesis hechas sobre el papel del hidrógeno en la CBT.

## 2. LA AUTORADIOGRAFIA DEL TRITIO

De acuerdo con lo expuesto en el apartado anterior, las técnicas de detección del hidrógeno por medio de su isótopo más pesado,  $T_1^3$ , se basan en la introducción artificial en las microestructuras metálicas de una proporción alta de tritio junto al hidrógeno, procedente en general de un medio acuoso (agua tritiada).

La actividad del tritio está asociada a la inestabilidad de su núcleo (un protón y dos neutrones) que tiene tendencia a emitir una partícula  $\beta$  (electrón) y transformarse en helio  $He_2^3$  ya estable siendo su período de semidesintegración en torno a los doce años. Al ser el tritio un elemento radiactivo las manipulaciones necesarias han de hacerse con precaución en zonas aisladas y la actividad máxima admisible se encuentra limitada; no obstante esta limitación es suficientemente alta como para poder obtenerse resultados útiles. Por otra parte, la adherencia del tritio sobre las superficies metálicas es alta (tritio adsorbido) y es preciso dejar pasar ciertos períodos de tiempo antes de poder manipular libremente las muestras sometidas a la presencia de este elemento.

Al igual que el hidrógeno, el tritio que penetra en la red cristalina es un intersticial con una cierta solubilidad en ella y una alta tendencia al atrapamiento en los accidentes microestructurales de la misma, siendo su movilidad (difusión y atrapamiento) función directa de la temperatura. Su tendencia a permanecer atrapado o a escapar de

las trampas hacia la red y al exterior es función de la profundidad de las mismas o, equivalentemente, de la energía asociada a ellas. Clásicamente son considerados como trampas de baja energía los defectos cristalinos lineales (dislocaciones) en tanto que son trampas de energía más alta las interfases de la red (carburo-ferrita) los precipitados incoherentes, los bordes de grano, las inclusiones no metálicas, las microcavidades y otras discontinuidades de tipo tridimensional.

La facilidad de detección del tritio se basa en su radioactividad, y hay dos formas básicas de realizar esta detección. Por un lado están los contadores clásicos que hacen una detección global del tritio contenido en una cierta muestra metálica introducida en una cámara o recinto de control; y por otro lado las películas  $\beta$ -sensibles que, puestas en contacto físico con la superficie de la muestra, permiten tras una exposición y un revelado, la observación de la actividad del tritio atrapado y su distribución en la microestructura, según el poder de resolución del sistema.

En ambos casos citados cabe destacar que la detección descrita permite observar y cuantificar actividades del tritio que se encuentre muy próximo a la superficie del material, en una profundidad del orden de 1 a 3  $\mu m$ , puesto que a partir de ahí la emisión de una partícula  $\beta$  es imperceptible en el exterior del metal. Las observaciones en el interior de las muestras precisan un corte de forma que la zona a estudiar sea visible, con las dificultades inherentes a dicha operación, susceptible de afectar a la distribución del tritio en el entorno de la zona de corte.

Se denomina generalmente autorradiografía de tritio a la operación de detección de la presencia y concentración del mismo por medio de películas de tipo  $\beta$ -sensible, situadas sobre la superficie de la muestra. Hay dos versiones de dicha operación: autorradiografía por emulsión y por film.

La primera de ellas, consiste en depositar sobre la muestra una delgada película de emulsión fotográfica que queda en espera de que sea activado el proceso de precipitación de la plata a partir de su sal por los electrones emitidos. Tras una operación de revelado pueden observarse por microscopía electrónica de barrido (MEB) sobre la probeta los granos de plata que muestran los sitios preferenciales de localización del tritio en la microestructura (bordes de grano, precipitados, inclusiones, etc) con una gran resolución; no obstante no permite observar desde una perspectiva macroscópica la distribución del mismo en una probeta tipo DCB sometida a un proceso de CBT en medio tritiado.

La autorradiografía por film se realiza depositando sobre la superficie de la probeta un trozo de film de tamaño adecuado y manteniendo esa situación durante un cierto tiempo de exposición. Finalmente una operación de revelado permite al film mostrar en forma visible la información sobre el tritio presente en la microestructura. Dicha información puede ser analizada bajo un punto de vista cualitativo, mediante positivado en papel fotográfico y observación directa, o bajo un punto de vista cuantitativo mediante un análisis por microdensitometría óptica que permite establecer con precisión el grado de oscurecimiento del film durante la exposición. La resolución obtenida con el film es menor que la que permite la emulsión, no obstante es posible hacer observaciones macroscópicas de la distribución del tritio sobre una probeta clásica de tipo DCB y en especial analizar lo que sucede sobre las regiones superficiales exteriores de las zonas plásticas del fondo de la fisura propagada en CBT.

Los tiempos de exposición de las películas (emulsión y film) en contacto con el material tritiado son en general largos, pudiendo oscilar entre unos pocos días cuando la actividad del mismo es alta, y cinco o seis semanas cuando la actividad del material tritiado es más baja.

### 3. PROCEDIMIENTO OPERATIVO

La manipulación experimental de medios tritiados con tal elemento radiactivo requiere unas precauciones especiales y debe ser llevada a cabo bajo un riguroso control por personal suficientemente capacitado. Sin embargo, cuando las actividades son bajas, el peligro disminuye y las muestras pueden ser manipuladas con precauciones muy inferiores. Es por ello que toda operación con agua tritiada ha de ser llevada a cabo en el interior de un recinto aislado con ventilación forzada permanente y control riguroso de la actividad interna.

La puesta en marcha de un ensayo de Corrosión Bajo Tensión sobre una probeta tipo DCB en un medio agresivo basado en agua tritiada, en general soluciones al 3,5% NaCl con un pH variable según el ensayo, se realiza en tres fases diferenciadas. La primera de ellas consiste en la puesta en carga de la probeta prefisurada por fatiga y la protección de ciertas partes de la misma (sistema de tornillos, roscas, etc) que evite al máximo la adsorción del tritio sobre las superficies metálicas aumentando la actividad del conjunto de forma inútil.

En segundo lugar, el ensayo de CBT propiamente dicho se lleva a cabo dentro del recinto aislado donde, adicionalmente, existen células de ensayos de pequeño tamaño y material transparente en las que se introducen probeta tensionada y medio agresivo tritiado, pudiendo ponerse

en marcha si es necesario un sistema electroquímico de carga catódica de tritio e hidrógeno para acentuar el efecto agresivo. Tras un tiempo de exposición a la CBT en torno a varias horas, se interrumpe el proceso y se extrae la probeta, que una vez lavada debe ser dejada en reposo dentro de la cámara un período de uno o dos días hasta que el tritio adsorbido emigre en su mayor parte y la actividad de la probeta disminuya suficientemente.

Finalmente en la tercera fase la probeta es extraída de la cámara aislada, se verifica la propagación de la fisura, pudiendo ser o no destensionada según se precise, y se lleva a cabo una limpieza general en papel abrasivo y un pulido con diamante hasta brillo espejo en la cara que va a ser expuesta a la emulsión o al film  $\beta$ -sensible.

Tras estas operaciones en las que el hidrógeno-tritio adsorbido y atrapado débilmente ha escapado en su totalidad, se coloca la película sobre una cara de la muestra, con interposición de una delgada capa que protege de la corrosión al material ferroso, y se sitúa el conjunto en una caja cerrada (con ausencia de luz) a baja temperatura ( $-20^{\circ}\text{C}$ ) y con un vacío de  $10^{-2}$  torr para permitir la exposición durante días o semanas. A la temperatura citada se intenta que el hidrógeno-tritio que resta atrapado en la probeta no siga escapando y sea factible su detección.

Finalmente la película impresionada ha de ser revelada, con la probeta en el caso de emulsiones o sin ella en el caso del film. Se puede hacer una nueva deposición de película, o bien se puede elevar la temperatura de la probeta para provocar una salida parcial del tritio y volver a hacer deposiciones, comprobándose así su movilidad y el grado de profundidad de las trampas, así como cualquier otra manipulación que pueda reportar resultados útiles.

### 4. RESULTADOS

Sobre muestras de acero AISI 4120 de composición química dada por la Tabla I se mecanizaron probetas de tipo DCB (double cantilever beam) de 38 mm de longitud que fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalizado con austenitización a  $860^{\circ}\text{C}$  durante 1 hora y enfriamiento al aire ambiente. La microestructura resultante, de ferrita y perlita posee una dureza media de 210 unidades Vickers, y su caracterización en Corrosión Bajo Tensión permitió conocer el valor umbral en el factor de intensidad de tensiones, de  $135 \text{ MPa m}^{1/2}$  y el tamaño teórico de la zona plástica en dicho umbral, de  $6000 \mu\text{m}$ .

Estas probetas DCB fueron posteriormente puestas en carga hasta un nivel adecuado en el factor de intensidad de tensiones ( $175 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) y recubiertas con laca en sus cantos y en los tornillos de forma que el contacto



con el medio agresivo tritiado fuera el mínimo indispensable. Durante la exposición durante dos horas al fenómeno de CBT en dicho medio, se llevó a cabo una carga catódica de tipo intensiostático a 10 mA/cm<sup>2</sup> con el fin de lograr una entrada importante de hidrógeno y tritio en el material. Esta exposición se produjo en el interior de una célula de metacrilato transparente conteniendo una solución 3,5 NaCl con una actividad de 0,5 Ci/cm<sup>3</sup>.

Después de la exposición la muestra fue dejada en espera en el recinto de trabajo hasta que su actividad descendió a niveles admisibles en dos días, y tras ello fue extraída, limpiada y preparada para la deposición del film  $\beta$ -sensible. Dicho film de Amersham (Hyperfilm <sup>3</sup> H) permaneció sobre la muestra durante varios días en el interior de una caja de bronce cerrada al vacío y mantenida a baja temperatura, tras lo cual fue revelado mediante un proceso fotográfico muy similar al convencional.

Los resultados obtenidos proporcionaron imágenes de calidad variable. Una de las más representativas se refleja en la figura adjunta junto a un esquema acotado de la probeta DCB empleada, tras una deposición de film de 40 días de duración hecha sobre la probeta 40 días después de la carga catódica.

La imagen autorradiográfica citada nos muestra el contorno de la probeta merced al tritio adsorbido que aún restaba en las aristas y en las caras de difícil acceso (zona de la entalla) de la misma, y refleja una actividad de tritio generalizada en toda la zona expuesta en su momento a la carga catódica. La microestructura de ferrita y perlita bandeada de laminación se reproduce ligeramente en la imagen autorradiográfica, lo cual revela a dicha microestructura como bastante proclive al atrapamiento de hidrógeno, el cual se produce preferentemente en las interfaces de las láminas de ferrita-cementita dentro de las estructuras perlíticas presentes en la misma.

La zona plástica de fondo de fisura se hace notar claramente puesto que se detecta una zona de fuerte marcaje en el film situada ante el frente de fisura, y de dimensiones coincidentes con las que teóricamente cabe esperar para dicha zona plástica en estado tensional de tensión plana que en este caso es general en todo el espesor de la probeta debido al fuerte tensionamiento y el bajo límite elástico. Esta evidencia confirma de algún modo que esta zona es lugar preferente de atrapamiento y ubicación del hidrógeno en los procesos de CBT, lo cual puede deberse bien al hecho del aumento de solubilidad del hidrógeno en la red cristalina a causa del estado tensional, o bien a la gran cantidad de defectos presentes en la red tras la deformación plástica.

Los análisis de microdensitometría óptica llevados a cabo sobre las zonas oscurecidas de los films impresionados por la radiación  $\beta$  permiten una cuantificación de la concentración de tritio presente en la microestructura que resulta ser proporcional a la densidad óptica. La cuantificación llevada a cabo sobre la probeta de la figura ha dado como resultado una concentración en ppm atómica de 0,02 en la zona plástica (valor máximo) y de 0,008 en las zonas alejadas del valor máximo dentro del marcaje general de fondo de la perlita. Asimismo, se pueden componer gráficos con perfiles de variación de dicha concentración a lo largo de líneas que cruzan la muestra.

Finalmente, admitiendo una proporcionalidad de concentraciones de tritio e hidrógeno en la microestructura y midiendo los contenidos medios de hidrógeno en una masa de este material, se pueden proponer datos numéricos para los valores absolutos de las cantidades de hidrógeno atrapado en dicha microestructura.

## 5. AGRADECIMIENTOS

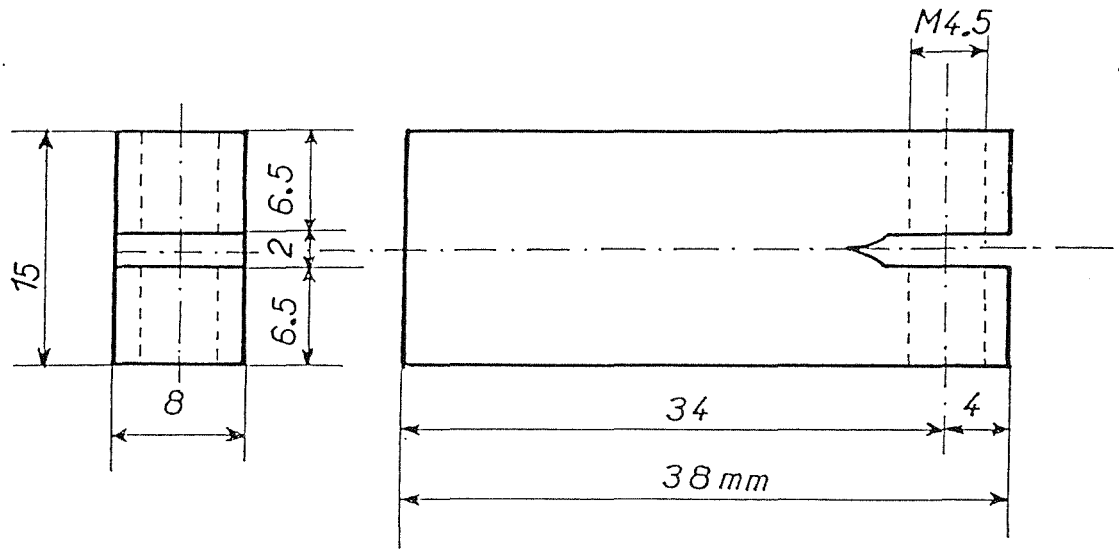
La realización de estos estudios y análisis por parte del autor ha sido posible por la concesión al mismo de una beca con cargo al Proyecto Mercurio, en el marco del acuerdo institucional de cooperación Científica y Cultural Hispano-Francesa.

## 6. BIBLIOGRAFIA

- [1] Hirth J.P., Met Trans. 11A, 861-890, 1980.
- [2] Chêne J. y Brass A.M., "Interactions hydrogène-metal en relation avec le processus de CSC". Ecole d'été CNRS, Bombannes, Eds. Phys. 159, Sept. 1990.
- [3] Thompson A.W. and Bernstein I.M., "The role of Metallurgical variables in hydrogen assisted environmental fracture", Advances in Corrosion Science and Technology, Vol 7, Ed. Fontana y Staehle, 1980.
- [4] Gutiérrez-Solana F., González J.J., Varona J.M., Biezma M.V., "Modelling the stress corrosion cracking of low alloy steels", Corrosion Science, Junio 1993, Pte. Publicación.

**Tabla I:** Composición química del acero AISI 4120

Elemento	C	P	S	Mn	Si	Cr	Mo
%	0,19	0,018	0,014	0,66	0,22	0,95	0,18



Geometría de la Probeta

bandas  
 fevita/perlita  
 consecuencia de  
 la laminación

probeta



Autorradiografía de 40 días después de la carga catódica

## FATIGUE BEHAVIOUR OF ADHESIVE BONDED ALUMINIUM ALLOYS CONNECTIONS

F Oliveira, Manuela Bernardo, Miguel V Figueiredo, A S Ribeiro  
A T Marques, P T de Castro, A A Fernandes

Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial,  
Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto,  
Rua dos Bragas, 4099 Porto, Portugal

**Abstract :** Preliminary results of a testing programme for the characterization of the fatigue behaviour of adhesive bonded connections of aluminium alloys are presented. The adhesives used were epoxy resins and the base materials were aluminium alloys of the 5xxx and 6xxx series.

The experimental programme consists on the determination of SN curves. The experimental data obtained was subjected to a statistical treatment and was compared with results for welded joints. It was found that it is possible to obtain adhesive connections with greater fatigue strength than equivalent welded connections.

### 1 - INTRODUCTION

Structural adhesive bonding is used extensively in the aerospace industry. Its application in other industries is less common and is now actively researched, mainly in the automotive and transport industries in general [1,2]. The main reasons for this interest are related to ease of fabrication, high joint strength - particularly under fatigue loading -, suitability to join dissimilar materials and reduced manufacturing costs.

Fatigue tests were conducted on bonded double butt joints in 5754 H32 and 6061 T6 aluminium alloy specimens. Two types of epoxy structural adhesives (A and B) were used.

The fatigue strength of a bonded joint depends on several parameters, such as the mechanical properties of the adhesive and of the base material, the surface treatment of the base material, the thickness of the adhesive, joint geometry, stress state and environment. The effect of environment ( air and humid conditions ) in the fatigue behaviour was studied ( although at the date of this report data for humid conditions is not yet completed).

The specimens of 5754 H32 aluminium alloy were tested in air at ambient temperature.

The specimens of 6061 T6 aluminium alloy were tested under humid conditions; the specimens were soaked for 5 days before testing.

The fatigue behaviour of the bonded joints was evaluated using 3 stress levels.

The results obtained are compared with data obtained in tests with welded joints carried out within the EUREKA EU 269 project and reported in ref.[3].

### 2 - EXPERIMENTAL PROCEDURE

#### 2.1 - Fatigue testing in air

Epoxy adhesives were used. The shear strength was 28 MPa for the adhesive A and 40 MPa for the adhesive B.

Tests in air were carried out with 5754 H32 aluminium alloy specimens. Ultimate tensile strength and yield strength of 5754 H32 aluminium alloy are 220 and 140 MPa respectively. The specimen geometry is illustrated in Figure 1. Overlap length was  $l=40$  mm for the adhesive A and  $l=20$  mm for the adhesive B. The thickness of the base material was 6mm, and the adhesive thickness was approximately 0.3 mm.

The base material was subjected to a degreasing pretreatment, in the case of the specimens bonded with adhesive B; degreasing, etching and chromate based

conversion, were used in specimens bonded with adhesive A.

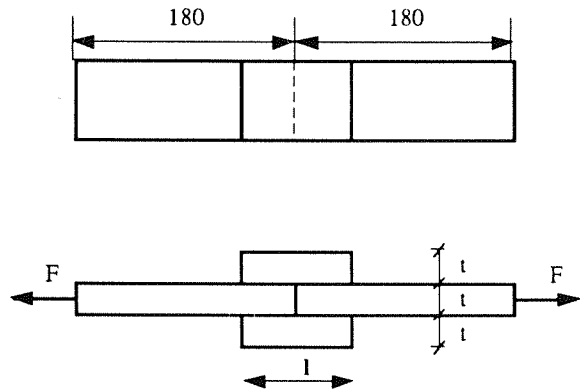


Fig.1 - Specimen geometry

Fatigue testing was carried out in a 25 ton servo-hydraulic MTS testing machine.

Specimens were instrumented to evaluate their straightness. All tests were carried out with  $R = 0.1$  at a 10 Hz frequency, in air at ambient temperature. The adhesive A bonded specimens were tested at 3 maximum stress levels (84, 59 and 42  $\text{Nmm}^{-2}$ ). The specimens bonded with adhesive B were tested at a maximum stress level of 59  $\text{Nmm}^{-2}$

**2.2 - Fatigue testing in humid condition**

The specimens used in this series of tests were fabricated with 6061 T6 aluminium alloy with ultimate tensile strength and yield strength equal to 290 and 240 MPa respectively. The geometry of the specimen is illustrated in Figure 1. Overlap was 72 mm for specimens bonded with adhesive A and 50 mm for specimens with adhesive B. Base material thickness was 6.35 mm and adhesive thickness was 0.3 mm.

Surface pretreatment was the same as reported for 5754 H32 specimens.

**3 - RESULTS**

**3.1 - Specimens tested in air**

The results of the fatigue tests are indicated in Table 1. The results obtained were subjected to a statistical analysis using the StatView 512 code. Fatigue data was plotted on log-log paper, with nominal stress (S) as the independent variable, and life (number of cycles N) as the dependent variable.

SN curves were drawn and are illustrated in Figure 2 and 3 for joints bonded with adhesive A.

Figure 2 shows the SN curve obtained using the least squares method; Figure 3 illustrates the 95% confidence intervals.

Table 1 - SN data for the 17 specimens tested.

Adhesive A		Adhesive B	
Nominal stress [MPa]	Number of cycles	Nominal stress [MPa]	Number of cycles
84	15200	59	156640
84	15570	59	241830
84	21070	59	492550
84	29940	46.4	4251740
59	150770		
59	217590		
59	263240		
59	311280		
42	1355500		
42	1612230		
42	1691210		
42	3024060		
42	3802780		

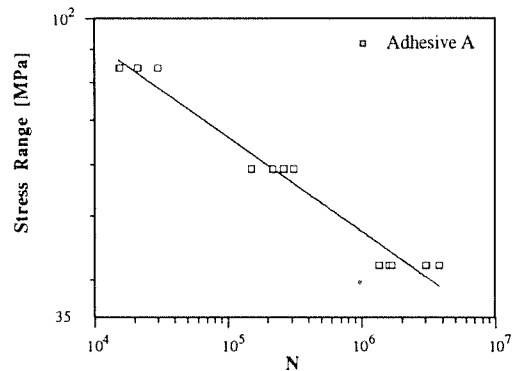


Fig.2 - SN curve for adhesive A

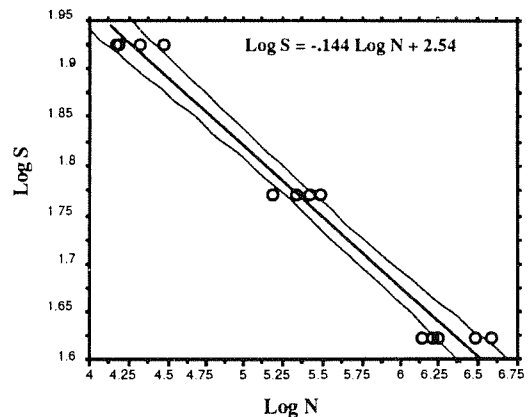


Fig.3 - 95% confidence intervals, data of Fig.2

The SN curve is expressed by

$$\log S = 2.54 - 0.144 \log N$$

The confidence intervals are defined by hyperboles but can be expressed by two straight lines, paralel to the SN curve and tangent to the hyperboles (this approximation is conservative for high or low stress levels), Figure 4:

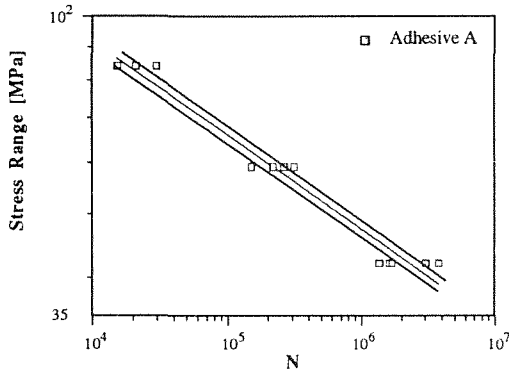


Fig.4 - SN data for adhesive A with approximate 95% confidence interval

In EUREKA EU269 project fatigue tests were carried out on cruciform welded joints, schematically presented in Figure 5, ref. [3]. Figure 6 presents all bonded joint data, obtained in air, plotted together with cruciform welded joints data. It can be seen that at the lower stress levels the bonded joints generally present longer fatigue lifes.

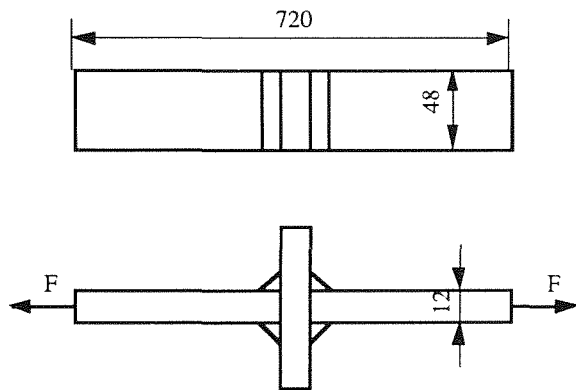


Fig.5 - Schematic drawing of the cruciform welded joint (6061-T651), ref.[3]

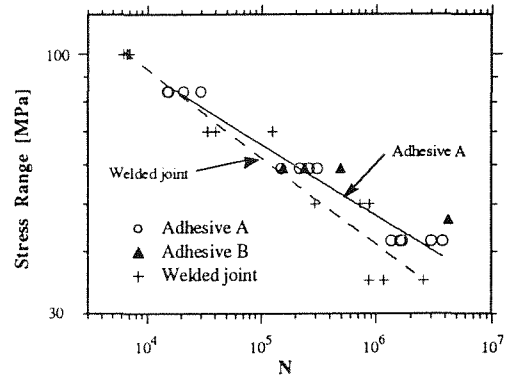


Fig.6 - Simultaneous plot of all adhesive data in air, and comparison with welded cruciform joints

Bonded joints with adhesive B seem to present higher fatigue strength. Further tests are however needed in order to confirm this conclusion.

Figure 7 shows a typical fracture surface for one of the adhesive joints tested. The fatigue crack propagated through the adhesive / base material interface (adhesive type of failure mechanism).

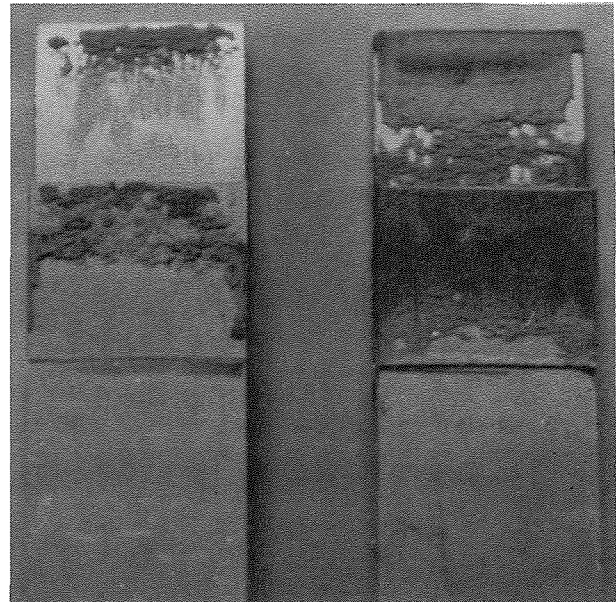


Fig.7 - Typical fracture surface

In the 17 specimens tested in this series, the maximum percentage of cohesive fracture found was 15%.

### 3.2 - Specimens tested in humid conditions

The results obtained in this series are presented in Table 2. Data already available for humid conditions is

plotted simultaneously with results obtained in air in Figure 8.

Table 2 - SN data for the 12 specimens tested.

Al 6061/Adhesive A		Al 6061/Adhesive B	
Nominal stress [MPa]	Number of cycles	Nominal stress [MPa]	Number of cycles
204	6030	144	7490
102	28360	144	4920
102	15010	144	8090
102	22290	144	1690
102	16340	102	43890
		102	27100
		102	69740

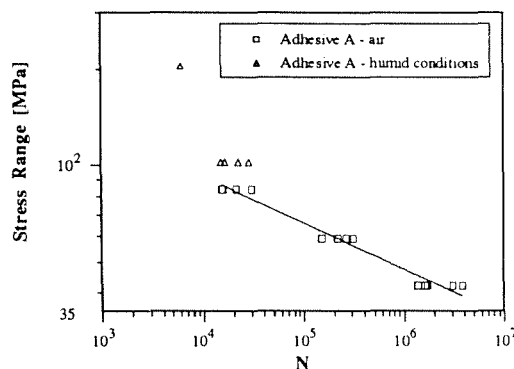


Fig.8 - Data for adhesive A, humid and air conditions

Further tests are still in progress and so it is not possible to present any conclusions at this stage.

#### 4 - PRELIMINARY CONCLUSIONS

A SN curve and corresponding 95% confidence interval was evaluated for aluminium alloy 5754 H32 double butt joints bonded with adhesive A.

The bonded joint shows greater fatigue lives than cruciform welded joints at lower stress levels; this seems to confirm results obtained by other researchers.

The limited amount of data obtained so far suggests that the adhesive B gives a slightly better fatigue strength than the adhesive A. Further tests are needed to confirm this conclusion.

At this stage it is not possible to present any conclusions in relation to the effect of testing environment.

#### 5 - REFERENCES

- [1] J R Fowler, 'The use of structural adhesives in the construction of rail vehicles', Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit, 1991, pp.131-135.
- [2] M M Sadek, 'Industrial application of adhesive bonding', Elsevier Applied Science, 1987
- [3] A S Ribeiro, F Oliveira, A A Fernandes, 'Fatigue testing of aluminium alloy welded joints, EUREKA project - EU269', progress report, Sept. 1992

## EFFECTO DE LA IRRADIACION NEUTRONICA SOBRE LA RESISTENCIA DE PROBETAS ENTALLADAS

A. Valiente<sup>1</sup> y J. Lapeña<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Departamento de Ciencia de Materiales  
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Universidad Politécnica de Madrid

<sup>2</sup> Centro de Investigaciones Energéticas,  
Ambientales y Tecnológicas (CIEMAT)

Resumen.- En este trabajo se presentan los resultados de una investigación llevada a cabo para evaluar el efecto fragilizador de la irradiación neutrónica y de los tratamientos de recuperación sobre la tolerancia al daño y sobre la resistencia a la fractura de aceros empleados en la construcción de vasijas para reactores nucleares. La experimentación se ha basado en ensayos de tracción realizados con probetas cilíndricas debilitadas por entallas axisimétricas. Los resultados obtenidos proporcionan una evaluación cuantitativa sobre la influencia de la temperatura, la fluencia neutrónica y el tratamiento de recuperación en la tolerancia al daño de las probetas, y paralelamente permiten conocer las propiedades mecánicas del material a través de las cuales se produce el efecto sobre la tolerancia.

Abstract.- This paper describes a research carried out in order to evaluate the embrittlement effects of neutronic irradiation and recovering treatments on damage tolerance and fracture resistance of nuclear pressure vessel steels. Experimental work has been made by means of circumferential notched round tensile specimens. The results obtained from the tests and from numerical simulations of them provide a quantitative evaluation of the influence of temperature, neutronic fluence and recovering treatment on the damage tolerance of the specimens. The mechanical properties through which these variables cause their effects are also revealed by the results of the research.

### 1. INTRODUCCION

La vasija de un reactor nuclear es la primera y principal barrera de separación entre la reacción nuclear y el entorno del reactor. Por ello, el efecto de la irradiación neutrónica sobre el material estructural que forma la vasija ha sido objeto de atención preferente en la tecnología nuclear desde que esta comenzó su andadura, hace apenas cuarenta años, y una constante permanentemente presente en su evolución y desarrollo.

Es sobradamente conocido que la irradiación neutrónica altera las propiedades mecánicas del acero de la vasija, si bien los mecanismos microestructurales causantes de la alteración no están aún bien establecidos. La resistencia mejora (el límite elástico y la resistencia a tracción aumentan), pero la ductilidad empeora (el alargamiento en rotura y la estricción disminuyen) y el material se fragiliza. En los programas de vigilancia actualmente en vigor la fragilización del acero se controla a través del desplazamiento que experimenta hacia la región de las temperaturas crecientes la curva energía-temperatura correspondiente al ensayo de resiliencia Charpy. La disminución de la tenacidad de fractura originada por la irradiación se determina indirectamente a partir de dicha curva y las condiciones límite de operación del reactor para el estado de irradiación en que se encuentra la vasija, se establecen aplicando el criterio de rotura basado en el factor de intensidad de tensiones y en la tenacidad de fractura [1].

La medida directa de la tenacidad de fractura constituye uno de los objetivos hacia los que evolucionan los programas de vigilancia, pero los ensayos de este tipo son complicados (tamaño de probeta, prefisuración,

medidas de COD) [2] y difícilmente compatibles en la práctica con las posibilidades de ubicación de muestras en los reactores y de manipulación para ensayo en el laboratorio una vez irradiadas. Por otra parte, los criterios de rotura basados en la tenacidad de fractura sólo permiten evaluar la tolerancia al daño cuando éste adopta la forma de una fisura macroscópica, sin duda la más peligrosa para la integridad de la vasija, pero no la única posible. Defectos geométricos asimilables a entallas también representan un riesgo grave para dicha integridad, pero precisamente para aceros de muy baja tenacidad, se ha demostrado que puede ser mucho menor que el de una fisura de igual tamaño [3]. Por consiguiente, evaluar la tolerancia al daño para defectos de ese tipo mediante la tenacidad de fractura puede conducir a resultados desmesuradamente conservadores, inaceptables en componentes de la importancia de la vasija de un reactor nuclear.

Estas limitaciones de las medidas de tenacidad pueden superarse complementándolas con ensayos de rotura de probetas debilitadas por entallas. Además de proporcionar una evaluación directa de la tolerancia al daño para esa clase de defectos, la rotura de probetas entalladas puede aportar datos muy valiosos con vistas a establecer el criterio local de fractura que satisface el material [4, 5, 6, 7]. La formulación de este criterio sería la base para evaluar el efecto del tamaño sobre la resistencia a la rotura y extrapolar a la vasija los valores de tenacidad obtenidos con probetas de pequeño tamaño.

Este trabajo es el resultado de una investigación llevada a cabo para evaluar el efecto fragilizador de la irradiación neutrónica sobre probetas entalladas y para analizar las posibilidades de inclusión de estas probetas en

los programas de vigilancia de vasijas. También se ha incluido como tema de estudio el efecto regenerador logrado mediante tratamientos térmicos de recuperación del acero. Ello se debe a que la investigación forma parte de un proyecto más amplio, la contribución española a un programa internacional promovido por el Organismo Internacional de la Energía Atómica (OIEA), que se ha desarrollado a lo largo de varios años y en el cual han participado más de una decena de entidades, entre departamentos universitarios, organismos públicos de investigación, organismos reguladores, empresas de servicios del sector nuclear, empresas eléctricas, y empresas propietarias de centrales nucleares.

## 2. EXPERIMENTACION

Los materiales con los cuales se ha realizado la investigación son tres aceros de vasija, de acuerdo con las especificaciones ASME, del tipo A 533 B, clase 1. Fueron fabricados en forma de chapas laminadas a partir de coladas fundidas en horno eléctrico. Dos de ellos, los aceros Q y F, fueron elegidos por su alta sensibilidad a la irradiación, y el tercero, acero J, por la razón opuesta. La composición química y propiedades mecánicas de los tres figura en las tablas 1 y 2.

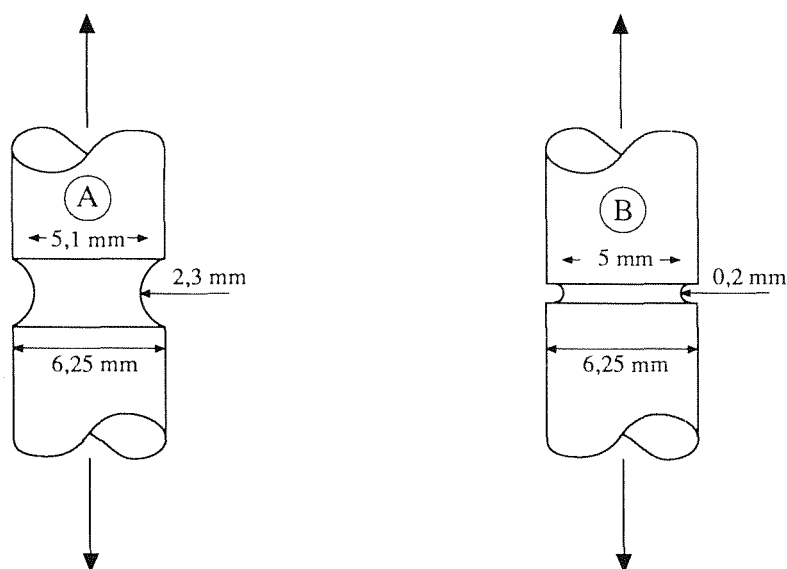


Fig. 1. Características geométricas de las probetas entalladas.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

Acero	Q	F	J
% C	0,19	0,18	0,18
% Mn	1,41	1,49	1,43
% Ni	0,84	0,62	0,63
% Mo	0,50	0,55	0,48
% P	0,019	0,020	0,004
% Cu	0,14	0,16	0,05
% Si	0,25	0,27	0,23
% S	0,004	0,001	0,002

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	Q	F	J
Límite elástico (MPa)	484	499	412
Resistencia a tracción (MPa)	622	625	569
Alargamiento en rotura (%)	26	23	32
Estricción (%)	77	71	73

Por lo que se refiere a la microestructura, es de bainita revenida con segregación en bandas en el caso del acero Q, también bainítica, pero sin segregaciones, en el acero F, y de matriz ferrítica con carburos precipitados en el acero J.

Los dos tipos de entalla elegidos para los ensayos, A y B, son de revolución con perfil circular, siendo el diámetro de la sección no rebajada de la probeta 6,25 mm y la máxima reducción de sección del 50 % (5,0 y 5,1 mm de diámetro mínimo). La diferencia más importante entre las dos entallas se encuentra en el radio de curvatura del perfil circular, que varía de una a otra en un orden de magnitud (de 0,2 a 2,3 mm). Con esta diferencia de radios se pretendía conseguir que los datos de rotura obtenidos cubrieran un intervalo amplio. Ambas entallas pueden observarse en la figura 1. El único detalle que diferencia las probetas entalladas de las pro-

betas normalizadas de tracción simple que se emplean en los programas de vigilancia de vasijas es precisamente la entalla, ya que las cabezas de tracción y los acuerdos de transición son idénticos. De este modo tanto los ensayos de tracción con entalla, como la irradiación de muestras se pueden realizar siguiendo la misma metodología en el caso de tracción simple, lo que simplifica notablemente el proceso.

Los ensayos se han realizado a 20°C y a 290 °C (temperatura de servicio de un reactor de agua a presión), para los siguientes estados de los aceros:



Acero Q:

- Estado de recepción.
- Envejecido térmicamente.
- Irradiado 1 (fluencia neutrónica de  $3,6 \times 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup>).
- Irradiado 2 (fluencia neutrónica de  $0,9 \times 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup>).
- Irradiado 3 (fluencia neutrónica de  $2,5 \times 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup>).
- Irradiado 1 y recuperado.
- Irradiado 2 y recuperado.
- Irradiado 3 y recuperado.

Aceros F y J:

- Estado de recepción.
- Irradiado 3 (fluencia neutrónica de  $3,1 \times 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup>).
- Irradiado 3 y recuperado.

La irradiación 1 duró un año y se llevó a cabo en el reactor de una central nuclear comercial; las irradiaciones 1 y 2 fueron más rápidas y se realizaron en reactores experimentales con flujo acelerado. El estado de envejecimiento térmico del acero Q es el producido por la acción de la temperatura de servicio del reactor durante un año. Fue incluido en la experimentación con objeto de evaluar separadamente los efectos de la temperatura y de la irradiación neutrónica, los cuales se superponen como consecuencia del funcionamiento del reactor. El tratamiento de recuperación se aplicó después de la irradiación y consistió en mantener las probetas a 450°C durante 168 horas.

Los ensayos fueron realizados en control de desplazamiento. En todos ellos se efectuó un registro continuo de la carga de tracción aplicada y del alargamiento de una base de medida longitudinal que incluía la entalla. En los ensayos con probetas no irradiadas se registró también la disminución de diámetro de la sección situada en la raíz de la entalla. En los ensayos con probetas irradiadas se midió el valor de dicho diámetro tras la rotura de la probeta, mediante un proyector de perfiles. Para cada uno de los dos tipos de entalla estas medidas se complementaron fotografiando el perfil de la entalla a lo largo del ensayo correspondiente al acero Q, a temperatura ambiente y en estado de recepción.

Todos los registros obtenidos, tanto con entallas A como con entallas B, presentan el aspecto que se indica esquemáticamente en la figura 2.

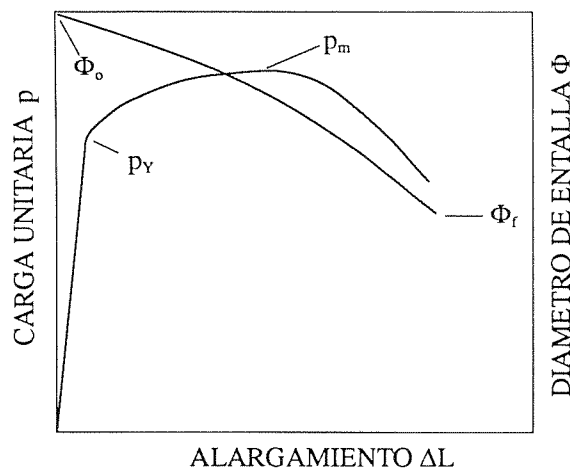


Fig. 2. Forma típica de las curvas obtenidas en los ensayos con probetas entalladas.

La curva carga-alargamiento es lineal al principio, pero se incurva sensiblemente al completarse la plastificación de la sección de entalla. A partir de ese momento su pendiente disminuye de modo continuo hasta que se anula y la carga alcanza su valor máximo, dando comienzo una fase de descarga con un tramo de curva muy tendido, que culmina con la rotura de la probeta. El diámetro de entalla disminuye monótonamente con el alargamiento de la probeta, acelerándose la disminución en la fase de descarga. Los valores más relevantes obtenidos de estas curvas son la carga unitaria de plastificación,  $p_y$ , la carga unitaria máxima,  $p_m$ , y la deformación anular de fractura,  $\epsilon_{\theta f}$ , que se calcula en función de los valores inicial y final del diámetro de entalla,  $\Phi_0$  y  $\Phi_f$ , mediante la expresión:

$$\epsilon_{\theta f} = 2 \ln \frac{\Phi_0}{\Phi_f} \tag{1}$$

Los valores de las cargas adoptados como unitarios son los valores absolutos divididos por el área inicial de la sección de entalla.

### 3. TOLERANCIA AL DAÑO

Las diferentes condiciones en que se han ensayado los aceros pueden alterar los dos aspectos del comportamiento mecánico más relevantes para la integridad estructural de la vasija: las características elastoplásticas y la resistencia a la fractura. En el caso de probetas entalladas ambos aspectos se entremezclan y determinan conjuntamente la tolerancia al daño, situándola dentro de un intervalo definido por dos alternativas límite: la rotura frágil y el colapso plástico. Cada una de estas situaciones está gobernada por un mecanismo de fallo en el cual uno de los dos aspectos predomina sobre el otro. En el caso de rotura frágil, la iniciación y propagación de la rotura son prácticamente simultáneas y tienen lugar antes de que la plastificación se extienda a toda la entalla. La resistencia a la fractura es la propiedad mecánica que determina la tolerancia al daño en ese caso. En el colapso plástico la entalla se plastifica por completo y se deforma plásticamente hasta sobrepasar el nivel para el cual el aumento de resistencia debido al endurecimiento por deformación es insuficiente para compensar la disminución de sección resistente causada por la propia deformación. La capacidad resistente de la probeta, determinada por las características elastoplásticas del material, se agota antes de la rotura.

Entre esas dos situaciones extremas puede darse un caso intermedio, en el cual los dos fenómenos anteriores coexisten de forma interactiva. En alguna fase del proceso, después de la plastificación de la entalla, se forma una fisura que progresa de modo continuo con la deformación y provoca el desgarramiento estable de la probeta hasta sufrir una súbita aceleración que origina la rotura final. Antes, sin embargo, la sección resistente experimenta una disminución creciente a consecuencia de la deformación plástica y del crecimiento de la fisura. Por ello, si el desgarramiento comienza antes del colapso plástico, el mecanismo de agotamiento plástico acelerado por el crecimiento estable de la fisura compete con el de propagación inestable de ésta y el fallo se produce por una u otra causa según el nivel de deformación plástica necesario para que la propagación inestable tenga lugar. Si ésta precede al agotamiento plástico, la probeta rompe sin que la carga pase por un

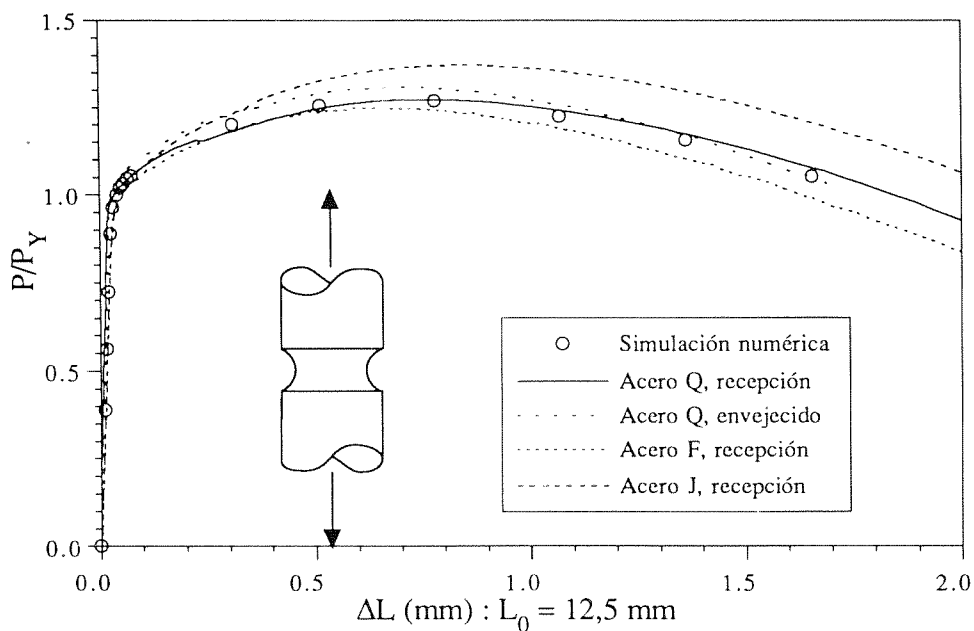


Fig.3. Ensayos de tracción con entalla A: simulación numérica y experimentación real.

máximo, pero si no es así, la rotura final es precedida por una rama de descarga. La ductilidad del material juega un papel fundamental en el modo de fallo, propiciando el agotamiento plástico cuanto más alta sea.

Las curvas carga-alargamiento obtenidas tanto en los ensayos con material irradiado como en los ensayos con material sin irradiar (figura 2) indican un mecanismo de fallo por agotamiento plástico, propio de

comportamientos mecánicos dúctiles. La rotura final de la probeta sólo se produce después de que la zona debilitada por la entalla se haya plastificado por completo y se haya deformado plásticamente hasta alcanzar niveles de deformación muy superiores al de carga máxima. La continuidad del mecanismo de fallo a pesar de la irradiación neutrónica, es la causa de que el daño originado por la irradiación no altere bruscamente la sensibilidad a las entallas de ninguno de los tres aceros, aún cuando

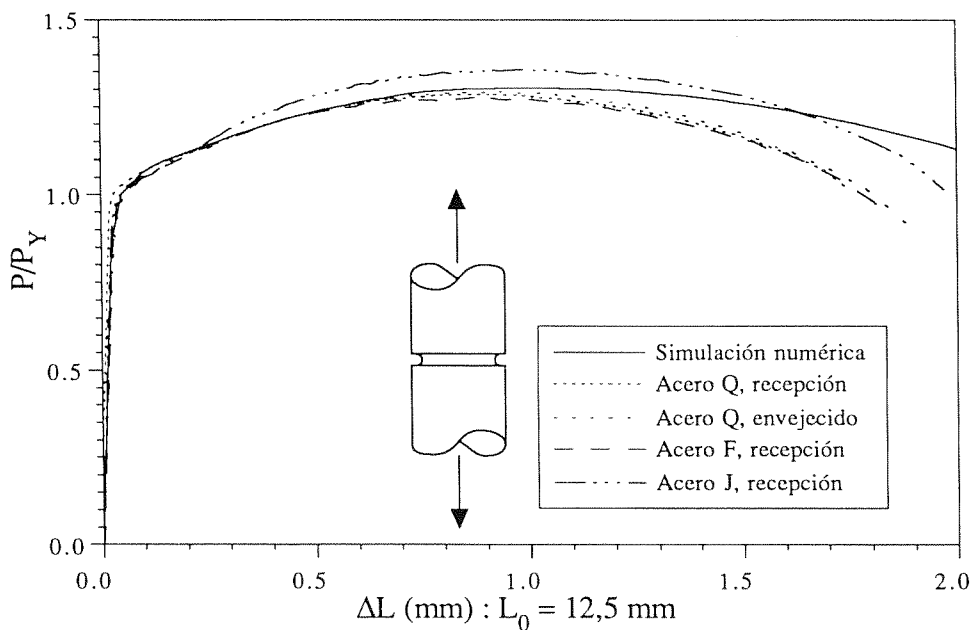


Fig.4. Ensayos de tracción con entalla B: simulación numérica y experimentación real.

la severidad que la entalla B comporta como defecto es notable debido a su pequeño radio de curvatura. Dentro del intervalo de fluencias aplicadas, para ninguno de los tres materiales la tolerancia al daño representado por este tipo de defectos experimenta una variación importante a causa de la irradiación.

Con el fin de determinar si el agotamiento plástico de las probetas va precedido de desgarramiento estable, se ha efectuado una simulación numérica en ordenador de los dos ensayos de tracción con entalla, empleando para ello el método de los elementos finitos. El modelo de material utilizado en esta simulación incorpora las características elastoplásticas de un material real, pero no su resistencia a la fractura, lo que equivale a suponerla ilimitada. Por consiguiente, el ensayo simulado sólo contempla el colapso plástico como mecanismo de fallo y las diferencias que presenten los resultados con respecto al ensayo real serían imputables a un proceso de fisuración estable paralelo al de agotamiento plástico. El módulo de elasticidad y el límite elástico empleados en la simulación numérica corresponden al acero Q en estado de recepción. La curva tensión-deformación plástica responde a una expresión analítica de tipo Ramberg-Osgood que ha sido establecida extrapolando los valores experimentales obtenidos para este acero en ensayos de tracción simple:

$$\sigma = \sigma_0 (\epsilon_p)^n \quad (2)$$

con  $\sigma_0 = 950$  MPa y  $n = 0,15$ . En las figuras 3 y 4 se comparan los resultados de la simulación numérica para ambos tipos de entalla con los resultados experimentales de los aceros Q, en estado de recepción y envejecido, y F y J en estado de recepción. Las variables representadas en estas figuras son la carga y el alargamiento longitudinal; la primera se ha representado en forma adimensional dividiéndola por la carga que provoca la plastificación total de la probeta; el alargamiento corresponde a una base de medida de 12,5 mm.

A excepción del acero J, la coincidencia de las curvas experimentales y numéricas es total en el caso de la entalla A y hasta el punto de carga máxima en el de la B. Las diferencias del acero J con respecto a los demás son sólo cuantitativas y se deben a que su curva tensión-deformación no se asemeja a la de la ecuación (2) tanto como la de los otros, ya que su exponente de endurecimiento por deformación,  $n$ , tiene un valor de 0,2 en lugar de 0,15. Sin embargo, el resultado importante es la coincidencia cualitativa, porque revela que con ambas entallas el proceso de rotura comienza después del colapso plástico de la probeta, en las proximidades de este punto para la entalla B y muy lejos de él para la entalla A. La coincidencia de las curvas numérica y experimental hasta la rotura final en este caso A indica que no se produce desgarramiento estable antes de dicha rotura, y en cambio, la aceleración de la fase de descarga que se observa con las entallas B indica que al proceso de deformación plástica se añade el de desgarramiento estable.

Las fotografías del perfil de la entalla realizadas a lo largo del ensayo confirman esta interpretación de las diferencias observadas entre la simulación numérica y los ensayos reales. Las fotografías revelan que la rotura de las probetas con entalla B se inicia poco después de haberse alcanzado la carga máxima, con la formación de una fisura en la raíz de la entalla que va creciendo pro-



Fig 5. Evolución del perfil de la entalla A.

gresivamente hacia el eje de la probeta. En cambio, en las probetas con entalla A se llega a la rotura final sin observar previamente la aparición de ninguna fisura en el perfil de la entalla. En la figura 5 puede apreciarse el perfil de la entalla A al comienzo del ensayo y en el instante previo a la rotura final: son evidentes las grandes deformaciones que se han producido, pero no se observa ninguna fisura en la raíz de la entalla. Por el contrario, en la figura 6, al comparar los mismos perfiles para la entalla B, no sólo se observan grandes cambios de geometría, sino la existencia de una fisura deformada en la raíz de la entalla. El momento en que dicha fisura es perceptible en las fotografías corresponde a la rama de descarga de la curva y se ha recogido también en la figura 6. A partir de entonces la fisura experimenta un crecimiento progresivo hasta la rotura final.

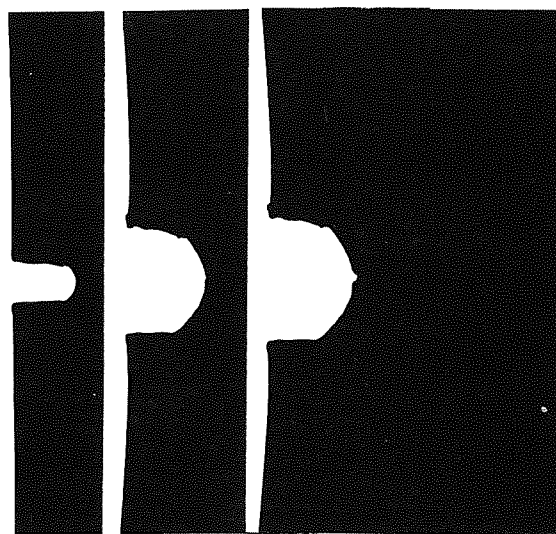


Fig 6. Evolución del perfil de la entalla B.

Este tipo de comportamiento se repite en los tres aceros, a temperatura ambiente y a 290°C, en estado de recepción, irradiados, y tras ser sometidos al tratamiento térmico de recuperación. No sólo la forma general de las curvas experimentales coincide en todos los casos con las de las figuras 3 y 4, sino que el cociente entre la carga máxima y la carga de plastificación coincide sensiblemente en todos los ensayos, incluidos los simulados numéricamente, como puede comprobarse en la tabla 3.

**Tabla 3.** Cociente entre la carga máxima y la carga de plastificación de probetas entalladas (Estadística de todos los ensayos).

$P_m/P_Y$	Entalla A	Entalla B
Valor medio	1,26	1,27
Desviación típica	0,05	0,07
Simulación numérica	1,267	1,304

La coincidencia de valores corrobora que en ningún caso la rotura se inicia antes de que tenga lugar el colapso plástico de la probeta. Por lo tanto el daño producido por la irradiación neutrónica sólo manifiesta su efecto sobre la tolerancia al daño de las probetas entalladas a través de las características elasto-plásticas del material, sin que la resistencia a la fractura influya en el mecanismo de fallo ni en la capacidad resistente de las probetas.

Otro modo de comprobar esta idea es contrastar los resultados experimentales con el modelo teórico de comportamiento elasto-plástico desarrollado en la referencia [8] para barras cilíndricas entalladas con simetría de revolución. De acuerdo con este modelo, si se admite que la tensión de Von Mises es uniforme en la sección de entalla, se puede relacionar su valor con la carga unitaria aplicada a la probeta a través de la curva tensión-deformación obtenida en un ensayo de tracción simple. Se llega a la relación:

$$p = s \left( 1 + 2 \frac{R_0}{a_0} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (3)$$

donde  $a_0$  es el valor inicial del radio de la sección de entalla,  $R_0$  el del radio de curvatura del perfil de la entalla,

y  $p$  y  $s$  son las cargas unitarias que generan la misma tensión de Von Mises en la probeta entallada y en el ensayo de tracción simple, respectivamente

En principio, la ecuación (3) sólo es aplicable a la entalla A, ya que la hipótesis en que se basa es admisible cuando la curvatura de la entalla es moderada. Para la entalla A, teniendo en cuenta los valores de los radios  $a_0$  y  $R_0$ , dicha ecuación se reduce a:

$$p = 1,25s \quad (4)$$

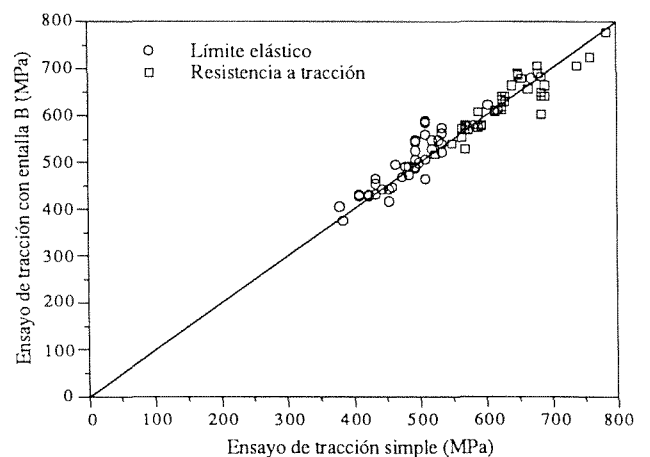
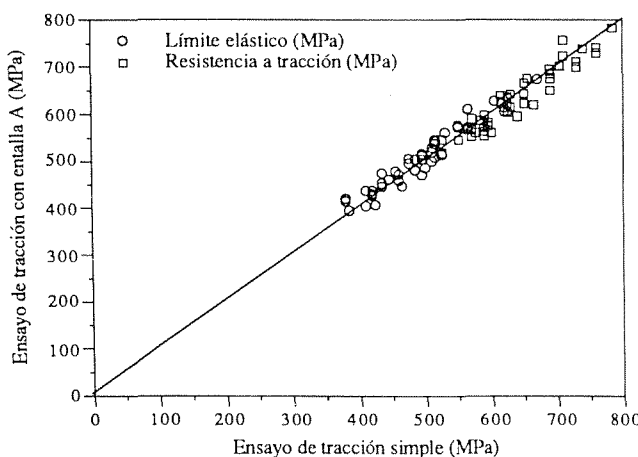
y particularizando el resultado para la tensión de Von Mises correspondiente al límite elástico,  $\sigma_Y$ , y a la resistencia a tracción del material,  $s_m$ , estas magnitudes quedan relacionadas, respectivamente, con las cargas unitarias de plastificación,  $p_Y$ , y de colapso plástico  $p_m$  de las probetas con entalla A:

$$p_Y = 1,25s_Y \quad (5)$$

$$p_m = 1,25s_m \quad (6)$$

Por consiguiente, teniendo únicamente en cuenta las propiedades elasto-plásticas según el modelo teórico, el límite elástico y la resistencia a tracción del material han de coincidir, respectivamente, con la carga unitaria de plastificación y de colapso de la probeta entallada, divididas por el factor 1,25. En la figura 7 se han representado los valores de ambas magnitudes deducidos de los ensayos de tracción con entalla A y de los ensayos de tracción simple para los tres aceros, las dos temperaturas de ensayo y los diferentes estados considerados (recepción, envejecimiento, irradiación y recuperación). Como puede verse, con ambas magnitudes la coincidencia es notable en todos los materiales y condiciones de ensayo.

En el caso de la entalla B el modelo teórico no es aplicable por la fuerte curvatura de la entalla. Sin embargo, con un factor de proporcionalidad de 1,37 en lugar de 1,25 se obtienen resultados comparables a los de la entalla A, como se aprecia en la figura 7. Esto indica que los efectos de la curvatura de la entalla se localizan en una zona muy próxima a la superficie y no afectan al comportamiento global de la probeta.



**Fig.7.** Comparación de propiedades mecánicas obtenidas en ensayos de tracción simple y de tracción con entalla.

Estos resultados vuelven a confirmar que ni la irradiación neutrónica, ni la temperatura, ni los tratamientos investigados modifican el mecanismo de fallo de las probetas entalladas; únicamente influyen en él a través de las alteraciones que provocan en las características elastoplásticas de los aceros. La confirmación de este dato a través de la entalla B es especialmente significativa porque la localización de los efectos de la entalla propicia el fallo por fractura o, cuando menos, un mecanismo de fallo mixto. Sin embargo, en ninguna de las condiciones de ensayo abordadas en la experimentación, se observa tal tipo de fallo.

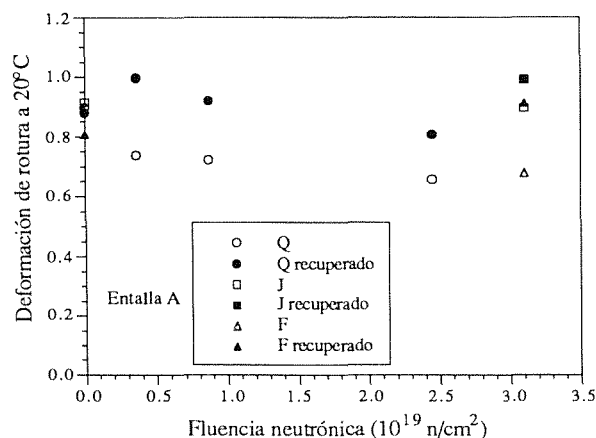


Fig 8. Deformación de rotura en entalla A a 20°C.

4. RESISTENCIA A LA FRACTURA

Además de la evaluación directa de la tolerancia al daño, estrechamente relacionada con el mecanismo macroscópico de fallo, los ensayos de tracción con probeta entallada también proporcionan información sobre la resistencia a la fractura. En el caso de la entalla A, para la cual el proceso de fractura se reduce a la rotura final, la simulación numérica realizada confirma que la distribución de deformaciones es uniforme en la sección de entalla, de acuerdo con el modelo teórico de la referencia [8]. Así pues, la deformación anular calculada mediante la ecuación (1) representa también la deformación equivalente en el punto de la probeta donde se origina la fractura y en el instante en que se inicia. Es, por tanto, un parámetro local de fractura válido para medir la resistencia a la fractura y evaluar la influencia de las diferentes variables consideradas sobre esta propiedad mecánica.

Los valores de la deformación de rotura obtenidos de este modo se han representado gráficamente frente a la fluencia neutrónica en las figuras 8 y 9, cada una de las cuales corresponde a una de las dos temperaturas de ensayo e incluye los valores de los tres aceros investigados, antes y después de ser sometidos al tratamiento de recuperación. La deformación de rotura es similar para los tres aceros en estado de recepción y apenas sufre variación al someter al acero Q a envejecimiento térmico. A igualdad de las condiciones de ensayo restantes, su valor disminuye con la temperatura. También disminuye de manera apreciable con la fluencia neutrónica, confirmando que los aceros Q y F son sensibles a la irradiación, a diferencia del acero J. Con el tratamiento de recuperación aumenta y retorna a los valores inicia-

les, demostrando la efectividad del tratamiento aplicado con los aceros sensibles a la irradiación.

En el caso de la entalla B el significado de la deformación de la ecuación (1) es menos claro. El proceso de fractura comienza antes de la rotura final, el campo de deformaciones no es uniforme en la sección de entalla y la fisura formada a partir de la raíz de la entalla, hace que ni siquiera represente la deformación anular de la probeta en ese punto. Por lo tanto, no es un parámetro adecuado para ser empleado con el propósito de comparar la resistencia a la fractura.

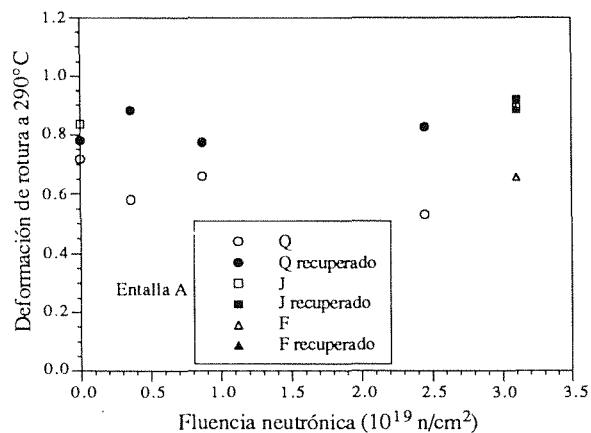


Fig 9. Deformación de rotura en entalla A a 290°C.

5. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en la investigación se pueden resumir en las siguientes conclusiones:

- La información que proporcionan las probetas entalladas sobre la tolerancia a los defectos macroscópicos y sobre los efectos que la irradiación provoca en relación con este importante aspecto del comportamiento mecánico de la vasija, no puede obtenerse mediante medidas directas de la tenacidad de fractura. Debido a ello, las probetas entalladas pueden desempeñar un papel relevante en los programas de vigilancia de vasijas.
- Dentro del intervalo de fluencias estudiado, se ha comprobado que el efecto de la irradiación neutrónica sobre la resistencia a la fractura es insuficiente para modificar el mecanismo de fallo de los tres aceros cuando están afectados por defectos macroscópicos tipo entalla, similares incluso a fisuras como es el caso de la entalla B. En presencia de este tipo de defectos el mecanismo de fallo sigue siendo el colapso plástico.
- El fallo de las probetas entalladas por colapso plástico permite conocer a través de ellas propiedades resistentes del acero, como el límite elástico y la resistencia a tracción, lo que les confiere una ventaja adicional en programas de vigilancia.
- La medida de la resistencia a la fractura que permiten realizar las probetas entalladas proporciona valores coherentes con los efectos esperados de la temperatura, la fluencia neutrónica, la sensibilidad

de los materiales a la irradiación y la efectividad del tratamiento de recuperación. En particular, pone de manifiesto que el envejecimiento debido a la temperatura de operación del reactor produce sobre la resistencia a la fractura un efecto despreciable en comparación con el de la irradiación neutrónica, al menos durante periodos de tiempo como el estudiado.

## 6. AGRADECIMIENTOS

La realización de este trabajo ha sido posible gracias a la ayuda PR84-0511, concedida por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la financiación aportada por ENDESA. Los autores desean expresar su agradecimiento a ambas entidades.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Bailesteros, A., Bros, J. y Esteban, F. "Aplicaciones de la Mecánica de Fractura para la determinación de las curvas límite de operación de un reactor nuclear", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **7**, pp 278-283 (1990)
- [2] Norma ASTM E813 "Standard Test Method for  $J_{IC}$ , A Measure of Fracture Toughness" ASTM Standards (1988).
- [3] Valiente, A. y Elices, M. "Tolerancia al daño en tendones de acero de alta resistencia", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **9**, pp. 318-323 (1992).
- [4] Ritchie, R.O., Sever, W.L. y Wullaert, R.A., "Critical Fracture Stress and Fracture Strain Models for the Prediction of Lower and Upper Shelf Toughness in Nuclear Pressure Vessel Steels", *Metallurgical Transactions*, **10A**, pp. 1557-1570, (1979).
- [5] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W. "On Macroscopic and Microscopic Analysis for Crack Initiation and Crack Growth Toughness in Ductile Alloys", *Metallurgical Transactions*, **16A**, pp. 233--248, (1985).
- [6] Amar, E. y Pineau, A. "Interpretation of Ductile Fracture Toughness Temperature Dependence of A Low Strength Steel in Terms of A Local Approach", *Engineering Fracture Mechanics*, **22**, pp. 1061-1071, (1985).
- [7] Ductile Fracture Models and Their Potential in Local Approach of Fracture", *Nuclear Engineering and Design*, **105**, pp. 97-111, (1987).
- [8] Valiente, A. "Inestabilidad plástica y resistencia a tracción de barras cilíndricas entalladas". *Anales de Mecánica de la Fractura*, **8**, pp 161-165, (1990).

ALEATORIEDAD DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS ANTE CARGAS  
IRREGULARES

J. Zapatero\* y J. Domínguez\*\*

\* ETSII, Universidad de Málaga, 29013, Málaga, España

\*\* ETSII, Universidad de Sevilla, 41012, Sevilla, España

**Resumen.** Este trabajo es parte de uno más amplio para determinar experimentalmente la aleatoriedad de la duración del crecimiento de grieta por fatiga de un sistema sometido a un proceso aleatorio de carga definido, considerando la desigualdad de los distintos registros obtenidos del mismo proceso aleatorio, y la variabilidad de la respuesta del material. Como primer paso, se ha determinado el efecto de la aleatoriedad de la respuesta del material sometido a un registro de cargas conocido. Para ello, se han ensayado a fatiga de 20 probetas preagrietadas, sometidas al mismo registro de cargas de variación irregular.

**Abstract.** This work is part of an experimental program to determine the variability of fatigue crack growth life under different random loading histories, obtained from the same random process. Both, the effect of the variability of the histories and of the material response are considered. In this paper, the effect of the randomness of the material response is reported. Twenty precracked specimens have been tested under the same irregular loading history and the scatter in life has been analysed.

## 1. INTRODUCCIÓN

La predicción con cierta exactitud de la duración del proceso de crecimiento de una grieta por fatiga en un elemento mecánico presenta gran dificultad debido a los numerosos parámetros influyentes en el proceso que solo se conocen de una manera aproximada.

Entre las fuentes de error se incluyen: la imprecisión de los modelos de crecimiento empleados; las posibles microgrietas del material cuya cantidad, forma y dimensiones no están controladas; las diferentes condiciones ambientales que pueden influir de distinta forma en el proceso, dependiendo del material y tipo de ambiente; las diferencias de comportamiento a fatiga del material de dos elementos teóricamente iguales; la falta de conocimiento exacto de las cargas que van a producirse; etc.

En cuanto a las diferencias de comportamiento de dos elementos de materiales teóricamente iguales, es bien

conocido que distintas probetas del mismo material, tomadas de una misma placa, con idénticas longitudes iniciales de grieta, ensayadas a fatiga con carga de amplitud constante, producen vidas diferentes [1,2]. El mismo efecto aparece con probetas iguales sometidas al mismo registro de cargas de amplitud variable [3,4]. En el caso real de cargas de variación aleatoria, a todas las incertidumbres mencionadas hay que añadir las posibles diferencias debidas a la aleatoriedad de la carga, ya que ésta solo puede definirse de forma estadística. La utilización de distintos registros representativos del mismo proceso aleatorio con probetas iguales y del mismo material, producirá vidas distintas. Ello es debido tanto al diferente comportamiento del material, como a que la historia de carga aplicada a cada probeta no es más que una muestra de todas las posibles del mismo proceso. Así, incluso si el comportamiento del material fuera siempre idéntico, la vida obtenida con cada registro será una muestra de todas las que pueden obtenerse del mismo proceso aleatorio.

El efecto que sobre la vida a fatiga producida tiene la utilización de uno u otro registro representativo de un proceso, está siendo objeto de estudio por los autores en los últimos años [5-7]. Para ello, se han hecho simulaciones del crecimiento con distintos registros representativos de un mismo proceso aleatorio estacionario definido por su media y densidad espectral, y se ha determinado la dispersión producida en la vida obtenida. Idéntico tipo de análisis se ha realizado para diferentes funciones de densidad espectral y niveles de tensiones.

La comprobación experimental de este fenómeno debe hacerse en forma similar, ensayando un número suficientemente grande de probetas teóricamente iguales, con distintos registros, todos ellos representativos del mismo proceso aleatorio. Esta comprobación presenta el inconveniente de que a la aleatoriedad producida por el empleo de diferentes registros se le une la dispersión producida por la diferencia de comportamiento del material de una probeta a otra.

Para aislar las dos fuentes de dispersión, se ha planteado la realización de una serie de ensayos empleando siempre un mismo registro obtenido de un proceso aleatorio determinado. Los resultados obtenidos permitirán conocer la distribución de vida producida debido a la diferencia de respuesta del material.

Conocida esta dispersión y la generada por ensayos con distintos registros, suponiendo que la dispersión total es producida por la suma de los dos factores, podrá determinarse el efecto de cada uno de los factores independientemente.

El trabajo que aquí se presenta es la parte inicial del propuesto. En él se determina, para un registro definido representativo de un proceso, la dispersión de la vida producida al ensayar a fatiga veinte probetas iguales, haciendo crecer una grieta entre dos longitudes definidas. Los resultados se comparan con los obtenidos por Virkler con el mismo material con carga de amplitud constante y velocidades medias de crecimiento similares.

## 2. MÉTODO DE ENSAYO

Los ensayos se han realizado con una máquina servohidráulica de lazo cerrado a una frecuencia de 10 Hz. El registro de cargas utilizado se ha obtenido numéricamente, a partir de un proceso estacionario de media cero, con una densidad espectral ( $S(\omega)$ ) como la mostrada en la figura 1 [8]. La historia de cargas así obtenida se ha truncado después de 5000 picos y se

desplazado hasta obtener un valor medio de 4831 N. El valor del parámetro de asimetría del proceso es  $\alpha = 0.769$ , donde  $\alpha$  está definido mediante la expresión:

$$\alpha = \frac{M_2}{\sqrt{M_0 M_4}} \quad (1)$$

con

$$M_n = \int_{-\infty}^{\infty} \omega^n S(\omega) d\omega \quad (2)$$

La temperatura durante los ensayos se ha mantenido entre 20 y 23° C.

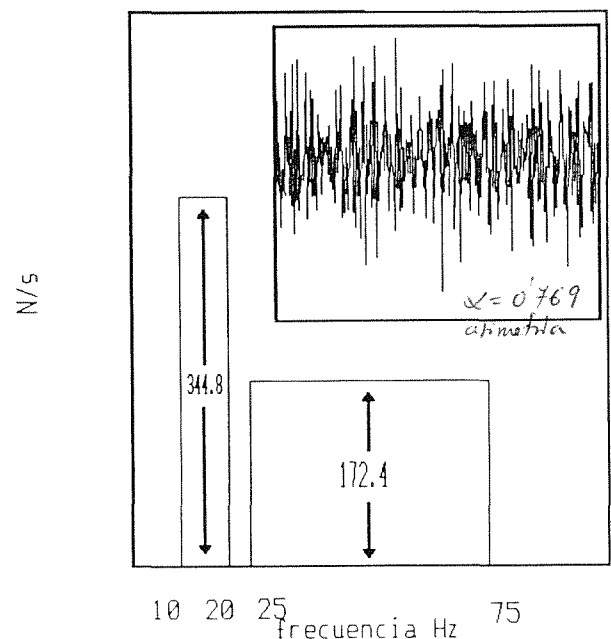


Fig 1. Muestra del registro de cargas y densidad espectral del proceso.

La probeta utilizada ha sido del tipo "Compact Tension" (CT), con  $W=50$  mm y 12 mm de espesor. Las caras laterales fueron pulidas para una mejor observación de la grieta. Las probetas fueron sacadas de la misma chapa y tomadas aleatoriamente de distintas zonas de la misma.

Antes de comenzar el programa de ensayos, se comprobó que el sistema de control actuaba correctamente, produciéndose los picos y valles deseados, independientemente de la variación de flexibilidad de la probeta con la longitud de grieta. Para ello, se realizaron ensayos previos con varias probetas,



comprobandose la evolución de las cargas durante los mismos y su relación con la señal de mando, correspondiente al registro de cargas simulado. Los resultados revelan que para las longitudes iniciales de grieta de 15 mm consideradas, la diferencia de cargas fue de 0.6% como máximo y que para las longitudes finales de 30 mm éste fue inferior al 3%.

El preagrietado de las probetas, hasta obtener una longitud de 15 mm se ha realizado a 10 Hz, con una carga de 350 kg de amplitud y 450 de valor medio. El control de la longitud inicial y final de la grieta se ha realizado ópticamente mediante microscopio a 400 aumentos, midiéndose, con una precisión de 0.005 mm, por ambas caras, tomándose la media como longitud de grieta. Durante el ensayo se ha seguido la evolución de la longitud de la grieta mediante caída de potencial por corriente alterna.

3. RESULTADOS

En la tabla 1 se recogen los resultados de los 20 ensayos realizados, las longitudes inicial y final de cada uno y el número de ciclos consumido durante el ensayo. Dado que la longitud inicial no es la misma en todos los casos, para comparación se ha determinado también lo que se denomina en la tabla "Vida Normalizada" (VN). Es una aproximación de la vida que se habría producido en cada caso si la longitud inicial hubiera sido 15.00 mm. Se ha obtenido a partir de la velocidad de crecimiento media de todas las probetas al principio del ensayo  $(da/dN)_m$ , sumando o restando a la vida real, los ciclos correspondientes a la diferencia de longitud inicial respecto a los 15.00 mm teóricos. Llamando  $a_{0i}$ ,  $VN_i$  y  $N_i$  a la longitud inicial, vida normalizada y duración real, respectivamente, de la probeta  $i$ ,  $VN_i$  puede expresarse:

$$VN_i = N_i + \frac{15 - a_{0i}}{(da/dN)_m} \quad (3)$$

De esta forma se trata de eliminar el efecto de  $a_{0i}$  sobre la dispersión de vida obtenida, reduciendo así el número de parámetros que influyen en la variabilidad de los resultados. La longitud final ( $a_f$ ) no se ha corregido por ser muy poco significativo el efecto que la variación de este parámetro produce en los resultados.

En la figura 2 se representan algunas curvas del crecimiento. En el eje Y representa el incremento de longitud a partir del inicio del ensayo.

Tabla 1. Resultados de los 20 ensayos.

i	$a_0$	$a_f$	$N_i$	$VN_i$
1	15.02	25.34	159109	159680
2	15.06	25.45	201818	203532
3	15.13	25.39	151128	154842
4	15.03	25.14	176176	177033
5	15.06	25.52	145472	147186
6	15.08	25.28	162819	165105
7	14.96	25.19	146628	145485
8	15.06	25.21	154247	155961
9	15.03	25.36	159782	160639
10	15.05	25.25	157458	158887
11	15.03	25.35	157455	158312
12	15.08	25.28	165830	168116
13	15.06	25.40	159161	160875
14	15.04	25.36	161508	162651
15	15.10	25.40	155847	158704
16	15.02	25.36	161649	162220
17	15.05	25.28	167237	168666
18	15.09	25.36	163550	166121
19	15.06	25.24	163106	164820
20	15.05	25.37	159145	160574

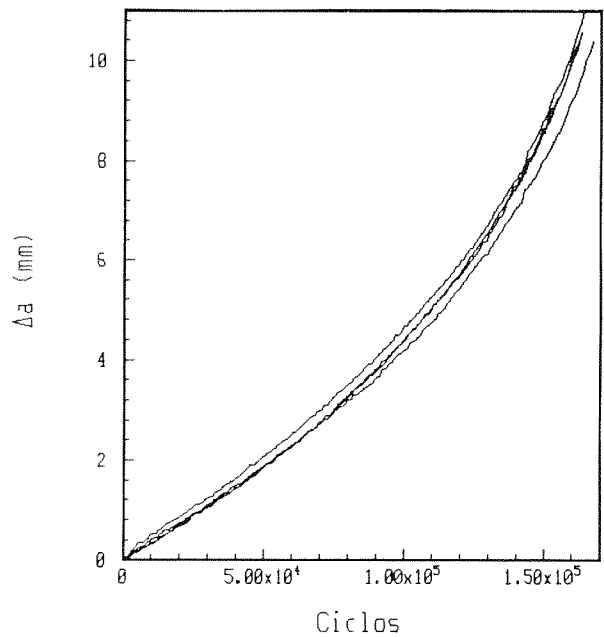


Fig. 2. Curvas de crecimiento de algunas probetas.

En la tabla 2 se muestran la media y desviación típica de las longitudes inicial y final de grieta y de la vida. Para comparación se han incluido también los valores obtenidos por Virkler [1], con amplitud constante, para grietas creciendo entre 9 mm y 19.4 mm, en probetas del tipo "Center-Cracked-Tension".

Como se ve, para este nivel de cargas, material y ancho

de banda, el coeficiente de variación ( $\sigma/\mu$ ) de los resultados con ensayos de amplitud constante y aleatoria es muy similar.

**Tabla 2.** Desviación típica ( $\sigma$ ) y media ( $\mu$ ) de  $a_0$ ,  $a_f$ , N y VN.

	$\sigma$	$\mu$
$a_0$	0.0345	15.05
$a_f$	0.0898	25.33
N	11453	161456
VN	11561	162970
$N_{\text{Virkler}}$	12106	159464

#### 4. DISTRIBUCIÓN ESTADÍSTICA

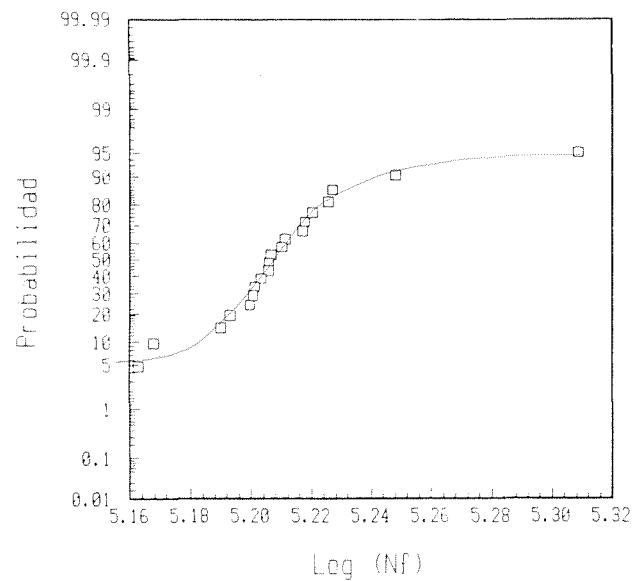
Para poder estimar la incertidumbre debida al material y al proceso de ensayo, es necesario conocer la distribución estadística de la vida. Para ello, se ha buscado una función de densidad de probabilidad (fdp) que se ajuste lo mejor posible a los resultados obtenidos. Las fdp consideradas han sido:

- Normal
- Logarítmico-Normal de dos y tres parámetros.
- Gumbel de Máximos y Mínimos.
- Weibull de tres parámetros.

El ajuste se ha realizado mediante trazado sobre papel probabilístico, los resultados, sin embargo, hacen ver que ninguna de estas distribuciones se ajusta suficientemente bien a los datos, sobre todo en las colas de la distribución. Las que mejor se ajustan son la Log-normal y la de Gumbel de máximos.

En la figura 3 se representa la distribución de vida trazada en papel Log-normal. Se observa que el valor máximo está muy separado de los demás y es el que tiende a curvar la distribución en la cola de los máximos.

Se ha analizado el proceso de ensayo para determinar si pudo existir algún factor que afectara al resultado, como puede ser una reducción de las amplitudes de carga durante el proceso, un sobrecarga, etc., sin que se haya encontrado nada anormal que permita desestimar este resultado. No obstante, para ver la influencia de este valor, se ha prescindido de él y se han vuelto a trazar las distribuciones con 19 puntos. Estos muestran un mejor ajuste en todas las distribuciones, siendo los mejores igualmente la Log-normal y la de Gumbel.



**Fig. 3.** Distribución de vida de las 20 probetas representada en papel probabilístico Log-normal.

En la figura 4 se representan estas dos distribuciones. Se observa la mejora producida al eliminar este dato, asimismo se observa que la distribución de Gumbel se ajusta mejor que la Log-normal. Sin embargo, la cola de los valores mínimos sigue apartándose de la distribución. Hay que tener en cuenta que el número de datos es pequeño, lo cual puede hacer que las colas de la muestra se separen apreciablemente de la distribución. Debido a éste comportamiento se va a realizar un número adicional de ensayos para comprobar la tendencia de la distribución de la vida y ver si mejoran los ajustes realizados.

Es difícil, sin embargo, determinar el tipo de distribución que mejor se ajusta a los resultados obtenidos. Por ejemplo, en el caso de los datos de Virkler mencionados, con carga de amplitud constante, los autores de los ensayos indican que la distribución que mejor se ajusta es la Log-normal de tres parámetros, aunque muestran que la de Gumbel se ajusta, prácticamente, tan bien como ésta. En la figura 5 puede apreciarse la bondad del ajuste de la distribución de Gumbel. Otros autores [9,10], trabajando con los mismos datos, a partir de la consideración de la aleatoriedad de los parámetros de la ecuación de Paris, han encontrado distribuciones que producen mejor ajuste.

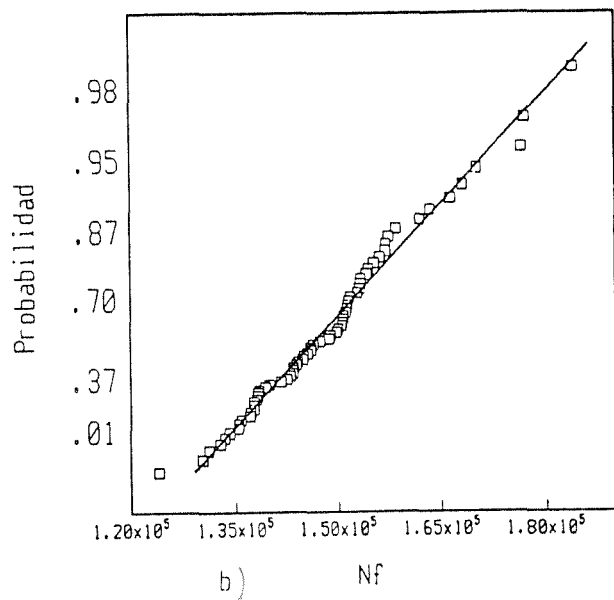
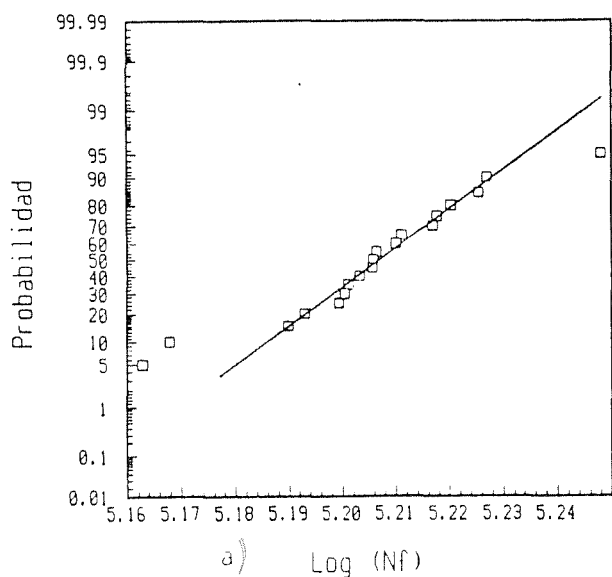


Fig. 4. Distribución de la vida de 19 probetas en papel probabilístico log-normal (a) y Gumbel (b).

5. CONCLUSIONES

Del análisis realizado se puede concluir:

1. Para el material y niveles de tensión empleados, la aleatoriedad en la respuesta del material ante cargas irregulares es muy similar al caso de cargas de amplitud constante.
2. El tipo de distribución de vida obtenido con cargas de variación irregular es parecido a la log-normal, aunque con diferencias en las colas.

3. De acuerdo con los resultados de otros autores con cargas de amplitud constante, es probable que la distribución se aproxime a un tipo inverso de la normal, obtenido a partir de la ecuación de crecimiento con parámetros con distribución normal.
4. El tipo de distribución debe comprobarse con otros niveles de carga y formas de densidad espectral.
5. Conocida la distribución de vida producida por la variabilidad de la respuesta del material, será posible determinar el efecto de la aleatoriedad de la carga.

6. REFERENCIAS

- [1] Virkler D. A., Hillberry B. M. y Goel P. K., "The Statistical Nature of Fatigue Crack Propagation", Journal of Eng. Materials and Tech., 101, 1979, pp. 148-153.
- [2] Ortiz K. y Kiremidjian, "Time Series Analysis of Fatigue Crack Growth Rate Data", Eng. Fract. Mech., 24, 1986, pp. 657-675.
- [3] Yang J. N. y Manning S. D., "Stochastic Crack Growth Analysis Metodologies for Metallic Structures", Eng. Fract. Mech., 37, 1990, pp. 1105-1124.
- [4] Langley R. S., "Stochastic Models of Fatigue Crack Growth", Eng. Fract. Mech., V 32, 1989, pp. 137-145.
- [5] Domínguez J., Zapatero J., "Effect of the Length of the Random Load History on the Fatigue Life Statistics", Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures, D. Firrao (Ed.), EMAS, 1990, pp 1427—1434.
- [6] Domínguez J. y Zapatero J., "Effect of the Loading Spectrum and History Length on Fatigue Life Distribution Under Random Loading", Eng. Fract. Mech., V 42, N 6, 1992, pp. 925-933.
- [7] Domínguez J. y Zapatero J., "Some Statistical Aspects of Fatigue Under Random Loading", Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue, Birmingham, 1992.
- [8] Shinozuka M., "Applications of Digital Simulation of Gaussian Random Processes", Random Excitation of Structures by Earthquakes and Atmospheric Turbulence, H. Parkus (Ed.), Springer Verlag, 1977.

- [9] Xiao D., Harlow D.G. y Delph T.J., "Numerical Solutions of the Random Paris-Erdogan Equation", Eng. Fract. Mech., V 40, N 1, 1991, pp. 227-231.
- [10] Ditlevsen O., "Random Fatigue Crack Growth-a First Passage Problem", Eng. Fract. Mech., V 22, 1985, pp. 467-477.

## EVOLUCIÓN DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENO-FERRÍTICOS ENVEJECIDOS EN EL RANGO INTERMEDIO DE TEMPERATURAS

L. Iturgoyen, J. Alcalá y M. Anglada.

Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
E.T.S. d'Enginyers Industrials de Barcelona, U.P.C.  
Avda. Diagonal, 647 08028-Barcelona

**Resumen.** En el presente trabajo se ha estudiado la evolución de la tenacidad a la fractura de dos aceros inoxidable austeno-ferríticos envejecidos en el rango intermedio de temperaturas. Los aceros estudiados son el AISI 329 y el UNS 31803. La determinación de la tenacidad se ha llevado a cabo mediante la evaluación del valor crítico de la integral J (EGF P21-90), de la tenacidad a fractura  $K_{Ic}$  (ASTM E-399), la tenacidad a fractura mediante el método de la energía equivalente  $K_{E-E}$  (ASTM E-992) o bien un método fractográfico alternativo en el caso en que no es posible la aplicación de las normas anteriores.

**Abstract.** The evolution of fracture resistance of two duplex stainless steels aged at intermediate temperatures has been studied. The duplex steels studied are AISI 329 and UNS 31803. Fracture resistance has been determined by means of the evaluation of the critical value of the J-integral (EGF P1-90), fracture toughness  $K_{Ic}$  (ASTM E-399), fracture toughness by means of equivalent energy method  $K_{E-E}$  (ASTM E-992) or an alternative fractographic method in cases where the use of the previous procedures is not suitable.

### 1.-INTRODUCCIÓN.

Los aceros inoxidable austeno-ferríticos son materiales candidatos a ser utilizados en aplicaciones en las que se requiera una alta resistencia, tenacidad y buenas propiedades contra la corrosión. Uno de los principales problemas que presentan este tipo de aceros es la fragilización que sufren al ser expuestos en el rango intermedio de temperaturas (300-520 °C). Esta fragilización está relacionada con la descomposición espinodal de la fase ferrítica en zonas ricas en Cr (fase  $\alpha'$ ) y zonas ricas en Fe. La razón de esta fuerte influencia de la descomposición espinodal en la fragilización de estos aceros es aún desconocida [1].

El propósito del presente trabajo es el estudio de la fuerte disminución de la tenacidad de fractura con el tiempo de envejecimiento en el rango intermedio de temperaturas. Los aceros estudiados son el AISI 329

(acero de primera generación) y el UNS 31803 (acero de segunda generación). La diferencia básica entre ambos aceros es el menor contenido de nitrógeno del acero AISI 329 respecto al del UNS 31803 con la consecuente menor cantidad de fase austenítica en el primero. Para la determinación de la resistencia a la fractura se ha utilizado el método de la Integral J (EGF P1-90), el de determinación de la tenacidad a la fractura  $K_{Ic}$  (ASTM E-399) y el de determinación de la tenacidad a la fractura mediante la energía equivalente,  $K_{E-E}$  (ASTM E-992). En el caso del acero UNS 31803 se ha empleado un método fractográfico alternativo debido a la imposibilidad de conseguir probetas con un espesor suficiente para la aplicación de los métodos anteriores. Este método (ver Anexo 1) consiste en el estudio del fenómeno de enroscamiento de la punta de la grieta mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

## 2.-PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

La composición química de los aceros estudiados puede verse en la Tabla 1. El acero AISI 329 fue elaborado por ACENOR en forma de palanquilla de 70 cm de lado, laminada en caliente entre 950-1000 °C y enfriada al aire. Posteriormente al corte de la palanquilla para la obtención de las probetas, el acero fue recocido a 1000 °C durante 2 horas y enfriado en agua. La microestructura resultante presentaba dos tamaños de grano diferenciados, un tamaño de grano grande (entre 100 y 500  $\mu\text{m}$  de largo y entre 10 y 20  $\mu\text{m}$  de ancho) y orientado según la dirección de laminación y otro mucho más pequeño (entre 10 y 40  $\mu\text{m}$  de largo y entre 1 y 5  $\mu\text{m}$  de ancho) y orientado al azar (Fig. 1(b)). El acero UNS 31803 fue elaborado por AVESTA en forma de barra cilíndrica laminada en caliente a 950-1000 °C. Posteriormente el material fue recocido entre 1000-1050 °C y enfriado en agua. La microestructura resultante es de granos (de 100-200  $\mu\text{m}$  de largo por 5-15  $\mu\text{m}$  de ancho) fuertemente bandeados según la dirección de laminación (Fig. 1(a)). La proporción de fase austenítica en el acero AISI 329 es entre el 30-40 % mientras que en el acero UNS 31803 es del 50 %.

Las probetas utilizadas en el estudio del acero AISI 329 fueron del tipo WOL (Wedge Opening Load) de 25.4 mm de espesor (orientación ST) con ranuras laterales a la altura de la entalla quedando un espesor neto de 21.4 mm. Las expresiones de  $K_I$  y de la longitud de la grieta normalizada en función de la flexibilidad (compliance) de la probeta se obtuvieron de un trabajo de Saxena y Hudak [2]. En el caso del acero UNS 31803 se utilizaron probetas SENB de flexión por tres puntos de 15 mm de espesor (orientación LR). En este material no se mecanizaron ranuras laterales.

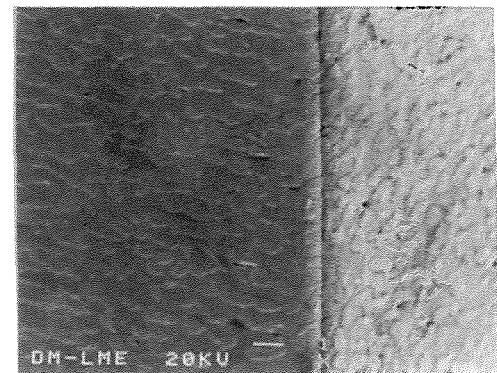
En todas las probetas la entalla fue mecanizada con anterioridad al tratamiento de envejecimiento, mientras que la pregrieta producida por fatiga, fue inducida con posterioridad al tratamiento de envejecimiento. Los ensayos se realizaron con probetas envejecidas a 475 °C durante tiempos hasta de 100 horas (en el caso del acero UNS 31803); mientras que en el acero AISI 329 las probetas fueron envejecidas a 475, 425 y 375 °C durante tiempos hasta de 3000 horas.

Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica de fatiga marca INSTRON modelo 1342 con electrónica de la serie 8500 y mediante control por ordenador. El estudio fractográfico se realizó en un microscopio electrónico de barrido JEOL JMS-6400.

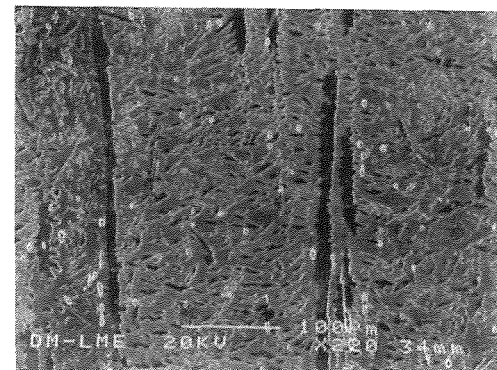
## 3.-RESULTADOS.

La evolución de las propiedades tensiles de ambos aceros con las temperaturas y tiempos de envejecimiento estudiados puede observarse en la Fig. 2.

En el caso del acero UNS 31803 no fue posible la obtención de curvas-R validas según la norma EGF P1-90, debido a las limitaciones en el espesor de las probetas (fig. 3).



(a)



(b)

**Fig. 1.** Microestructura de los aceros estudiados: (a) UNS 31803 y (b) AISI 329.

$J_i$  (valor de la integral J para la iniciación) fue estimado a partir de un método basado en la observación de las superficies de fractura mediante MEB. El SZW (Streht Zone Width o Anchura de la Zona Estirada) y el SZH (Streht Zone Heigth o Altura de la Zona Estirada) se midieron a partir de observaciones de la superficie de fractura a 0°, tomada como vista normal a la superficie de fractura, (Fig. 4 (a)) y girando la superficie de fractura a diferentes ángulos que varían entre los 30 y 70° (Fig. 4(b)).

Tabla 1. Composición química de los dos aceros estudiados en % de peso.

Acero	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu
AISI 329	0.036	0.07	24.65	5.4	1.4	1.73	0.21
UNS 31803	0.025	0.13	22	5.5	3.88	2.4	-

Con la observación a 0° se obtiene directamente el valor del SZW, mientras que con la observación a otros ángulos se determina el valor del SZH a partir de la expresión (ver Anexo 1):

$$SZH = \frac{l - SZW \cos \alpha}{\sin \alpha} \quad (1)$$

donde l es la longitud de la zona estirada medida en la factografía de la observación a α°.

Heerens et al [3] demostraron que el CTOD (Crack Tip Opening Displacement) definido como δ<sub>45</sub> es igual a 2SZH. Si al valor del SZH medido después de fractura lo tomamos como su valor crítico, a partir de la expresión dada por Shih [4] podemos determinar el valor de J<sub>i</sub>:

$$J_i = \frac{\sigma_0 CTOD_c}{d_n} = \frac{\sigma_0 2SZH_c}{d_n} \quad (2)$$

siendo d<sub>n</sub> un factor que depende de n (coeficiente de endurecimiento) y σ<sub>0</sub>/E (σ<sub>0</sub> es una definición alternativa del límite elástico y E es el módulo elástico). El valor de d<sub>n</sub> puede determinarse de forma analítica [5] o bien de forma gráfica [4].

Heerens et al. [3] entre otros autores han deducido tanto experimental como teóricamente, que el cociente SZW/2SZH es constante e igual a 0.4. A partir de este valor propusieron una línea de enrocamiento que actualmente es aceptada por la norma EGF P1-90. En nuestro acero (UNS 31803) este cociente no es constante, varía desde 0.15 para el acero recocido hasta 0.4 para el acero envejecido más de 75 horas. Los resultados obtenidos para este material se detallan en la Tabla 2.

En el caso del acero AISI 329 se utilizaron dos métodos para determinar la resistencia a la fractura. Para el acero en estado de recocido y envejecido 1 hora a 475 °C se utilizó el método descrito en la norma EGF P1-90. Las curvas R de ambos casos entraban en los límites especificados en la norma. También se intentó realizar un estudio del valor de la relación SZW/2SZH, pero en

ambos casos no fue posible determinar el tamaño de estas zonas. Por lo tanto se determinó el valor de J<sub>0.2/BL</sub>. En el resto de envejecimientos se siguió el procedimiento descrito en la norma ASTM E-399 para la determinación de K<sub>Ic</sub>. Los valores obtenidos entraron dentro de las condiciones especificadas en la norma, excepto en dos casos: envejecido 5 horas a 425 °C y envejecido 100 horas a 375 °C. En estos dos casos la curva carga-COD presentaba plasticidad con anterioridad a la rotura inestable, con lo cual el resultado obtenido no podía adaptarse a la norma ASTM E-399. Por lo tanto se optó por aplicar la norma ASTM E-992 para la determinación del valor de K<sub>E-E</sub>.

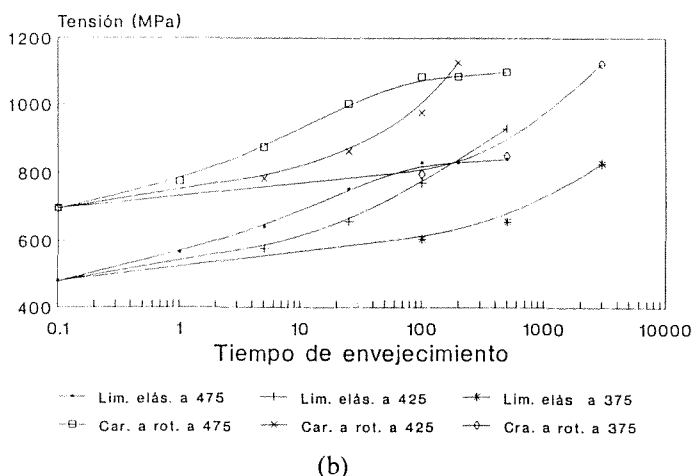
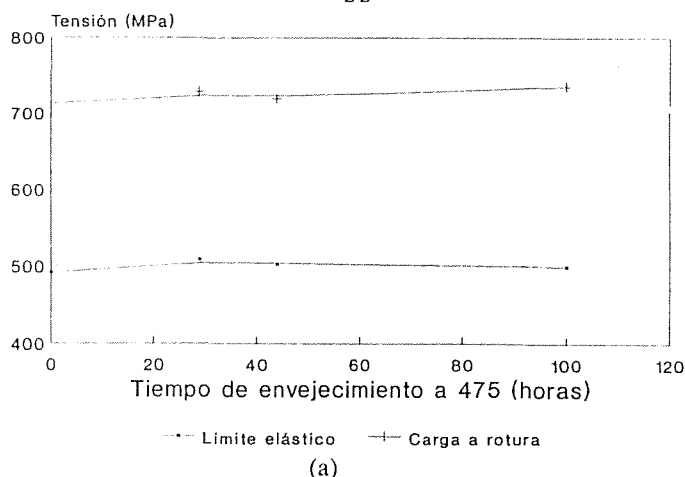


Fig. 2. Evolución de las propiedades tensiles con el tiempo de envejecimiento: (a) Acero UNS 31803 y (b) acero AISI 329.

Tabla 2. Valores de SZW, SZH, SZW/2SZH y  $J_i^*$  para el acero UNS 31803 envejecido a 475 °C.

Tiempo (horas)	0	25	46	75	100
SZW ( $\mu\text{m}$ )	63	85	68	72	32
SZH ( $\mu\text{m}$ )	210	151	108	89	38
SZW/2SZH	0.15	0.28	0.31	0.4	0.42
$J_i$ ( $\text{KJ}/\text{m}^2$ )*	467	337	243	200	85

\*Valores obtenidos a partir de la ecuación (2).

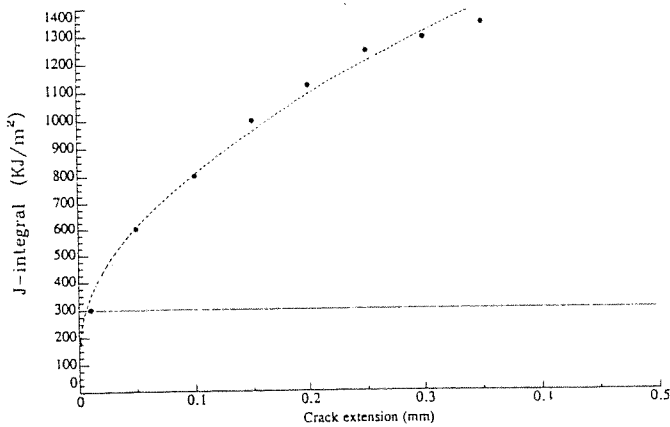
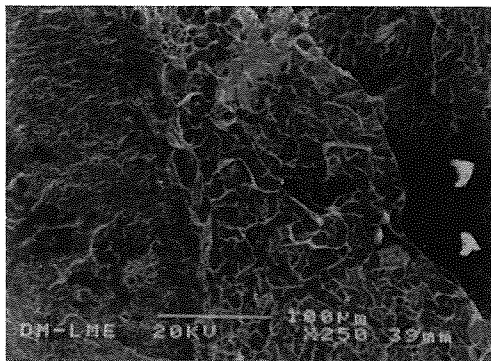
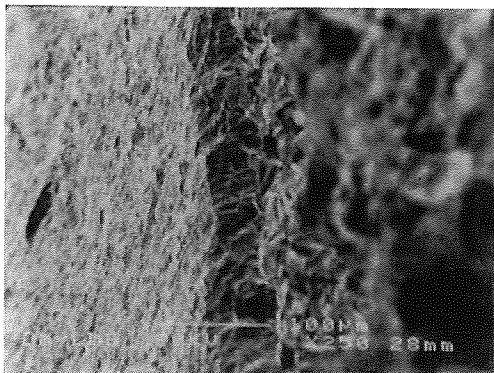


Fig. 3. Curva-R para el acero UNS 31803 recocido.



(a)



(b)

Fig. 4. Zona estirada del acero UNS 31803 envejecido 100 horas a 475 °C para (a) 0° y (b) 70°.

En la Fig. 5 puede observarse la curva-R para la determinación de  $J_{0.2/BL}$  en el caso del acero recocido. Los resultados obtenidos para este material se pueden observar en la Fig. 6.

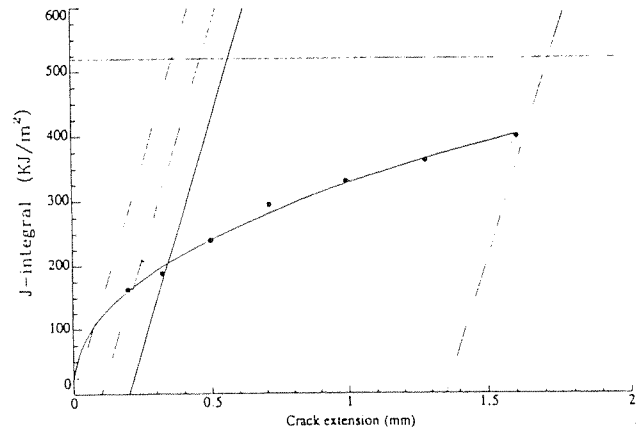


Fig. 5. Curva-R para la determinación de  $J_{0.2/BL}$ . Acero AISI 329 recocido.

En la Fig. 7. podemos ver el aspecto general de la superficie de fractura para el acero AISI 329 envejecido 100 horas a 475 °C. Este aspecto es el observado en la mayoría de las probetas de este acero, en las cuales se ha determinado el valor de  $K_{Ic}$ . Cabe hacer notar las dos zonas de diferente aspecto de clivaje que aparecen en la superficie de fractura. Justo después de la pregrieta por fatiga aparece una primera zona con aspecto irregular en la que el clivaje aparece en pequeñas áreas orientadas de manera diferente, para posteriormente pasar a un clivaje en grandes áreas con orientación similar pero presentando grandes escalones entre áreas. Esta diferenciación de zonas no se puede explicar directamente a través de las curvas carga-COD, ya que estas no presentan, en su mayoría, discontinuidades del tipo "pop-in", que indicaran algún tipo de propagación estable, maclado o formación de microgrietas anteriormente a la fractura inestable de la probeta. Por otro lado durante el proceso de carga y a un nivel medio de la curva carga-COD se producían unos sonidos, que



podrían ser asociados a la formación de microgrieta, maclado o a una propagación estable. Para determinar la causa de estos sonidos y de la diferenciación de zonas de clivaje, se realizó un ensayo y se paró el proceso de carga justo después de producirse los sonidos. Posteriormente la probeta se introdujo en un horno a 475 °C durante 3 horas para que se marcara un posible crecimiento estable de la grieta. Después de realizar el tratamiento de oxidación, la probeta fue sometida a fatiga y la grieta fue propagada una extensión de 5 mm antes de la rotura estática. En el examen de la superficie de fractura mediante MEB se pudo comprobar que con posterioridad a la pregrieta con fatiga, existía una propagación estable de la grieta por clivaje de la ferrita. También se observó que los ligamentos de los granos de austenita pequeños, estaban oxidados. En cambio los ligamentos de granos de austenita grandes estaban fatigados en el centro y oxidados en los bordes.

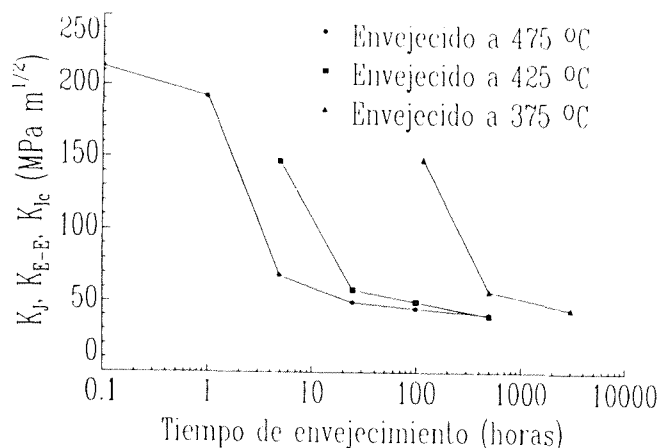


Fig. 6. Evolución de la tenacidad a la fractura del acero AISI 329 con la temperatura y tiempo de envejecimiento.

4.-DISCUSIÓN.

Al realizar los ensayos de integral J con el acero UNS 31803, se produjeron diversos fenómenos anómalos. En primer lugar, las curvas-R determinadas no entraban dentro de los límites de J<sub>max</sub> y Δa<sub>max</sub> que marca la norma. Este problema se presentó anteriormente a otros investigadores para el mismo material [6,7]. La punta de la grieta presentó una gran acumulación de deformación plástica que se materializó con un gran enromamiento de la punta de la misma incluso para el material muy fragilizado. Para el material en esta condición, ocurre un crecimiento inestable de la grieta mediante el clivaje generalizado de la fase ferrítica. A partir de la observación este fenómeno se pensó en

desarrollar un método que pudiera estimar un parámetro de fractura de iniciación de propagación, ya que tanto las curvas-R del material sin fragilizar o poco fragilizado como las curvas carga-COD para los materiales más fragilizados no era válidas según las normas EGF P1-90 y ASTM E-399. A partir de los resultados obtenidos al utilizar el método descrito en el Anexo 1 se ha comprobado que el cociente SZW/2SZH, que la norma EGF P1-90 toma constante e igual a 0.4, puede variar según el grado de ductilidad del material. En nuestro caso este cociente varía desde 0.15 para el acero UNS 31803 recocido hasta mantenerse constante e igual a 0.4 a partir de 75 horas de envejecimiento a 475 °C. Este resultado es congruente con el fenómeno visualizado durante el ensayo, aunque de todos modos es necesaria una comprobación con probetas de más espesor.

En ambos materiales se produjo un crecimiento inicial de grieta "negativo". Este fenómeno se produce por el acomodo de rodillos u otros elementos de las mordazas de ensayo. Para paliar este efecto sobre puntos que son válidos pero que caen fuera de las líneas de exclusión debido a este crecimiento negativo, se realizó un pre-análisis de los datos experimentales siguiendo un procedimiento propuesto por Rosenthal et al [8]. El método consiste en ajustar a los puntos obtenidos para la curva-R una ecuación del tipo:

$$\Delta a = K_1 J^{K_2} + K_3 \tag{3}$$

donde K<sub>1</sub>, K<sub>2</sub> y K<sub>3</sub> son constantes a determinar. El problema de la variabilidad se soluciona eliminando los puntos que se alejen 0.2 mm de la curva ajustada. El problema del crecimiento negativo se soluciona utilizando unos valores Δa', corregidos según la expresión:

$$\Delta a' = \Delta a - K_3 \tag{4}$$

y son estos puntos corregidos los que se utilizan para ajustar la ley potencial que nos determinará los valores críticos de la integral J. Se ha comprobado que los valores de J<sub>0.2/BL</sub> no varían apreciablemente si aplicamos el método anterior o simplemente tomamos el valor de K<sub>3</sub> como el valor determinado de Δa más negativo (diferencias del 10%). Hay que decir que en este caso el crecimiento negativo no era muy acusado ya que se utilizaron mordazas con el orificio de base planar, que según muchos autores minimizan este fenómeno de crecimiento negativo.

En el acero AISI 329 no se realizó un estudio del cociente SZW/2SZH, ya que no era posible establecer bien las dimensiones del SZW ni del SZH. Esto es debido a que el acero AISI 329 contiene una mayor proporción de fase ferrítica que el acero UNS 31803, y es bien sabido que en aceros inoxidables ferríticos y superferríticos no es posible distinguir el SZW en las observaciones de la superficie de fractura mediante MEB.

Un resultado importante extraído de los datos obtenidos del acero AISI 329 es la saturación que sufre la fragilización en el rango intermedio de temperaturas y que queda reflejada en la tendencia que muestran los valores de tenacidad a la fractura ( $K_{Ic}$ ) a mantenerse constantes alrededor de 40-45 MPa m<sup>1/2</sup> para las tres temperaturas estudiadas (Fig. 6). Por lo tanto se obtiene un parámetro que puede utilizarse en el diseño de piezas de este material y que estén expuestas en este rango de temperaturas. Estos valores son válidos según la norma ASTM E-399, pero en realidad ha habido un crecimiento estable de la grieta que no ha quedado reflejado en la curva carga-COD. En la observación de la superficie de fractura mediante MEB, como ya se ha dicho, se observó que los ligamentos de granos grandes de austenita que estaban dentro de la zona de propagación estable presentaban fatiga en su centro. De este hecho podemos deducir que son los granos grandes de austenita los responsables de que el crecimiento estable de la grieta no quede reflejado en la curva carga-COD. Debido a que la interfase ferrita-austenita es muy fuerte, no existe desgarro de ésta, y la grieta no sufre una abertura lo suficientemente grande como para quedar reflejada en la curva. El comportamiento de freno de propagación que tienen los granos grandes de austenita se ha observado también en ensayos de propagación de grietas. En la Fig. 8 puede verse la superficie de fractura de una probeta con las mismas características que la estudiada anteriormente y que fue sometida a fatiga. Puede observarse el comportamiento de freno de un grano grande de austenita después de una zona de clivaje, donde los granos pequeños de austenita están totalmente estriccionados. Por lo tanto sería necesario desarrollar un método alternativo que nos permita determinar un valor de  $K_i$  (valor de  $K$  para la iniciación) que será menor al valor de  $K_{Ic}$  determinado según el procedimiento descrito en la norma ASTM E-399.

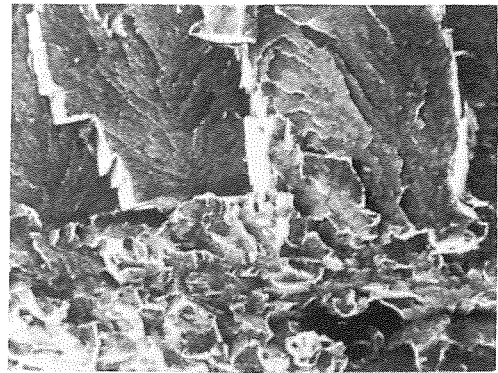


Fig. 7. Superficie de fractura para el acero AISI 329 envejecido 100 horas. Ensayo  $K_{Ic}$ .

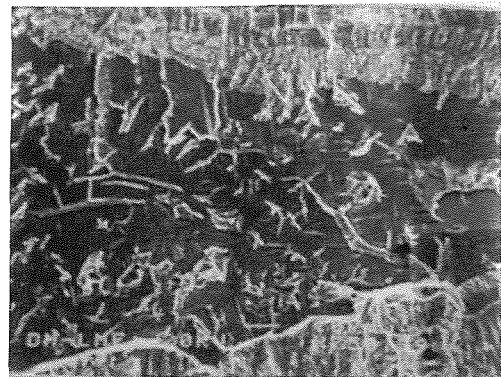


Fig. 8. Superficie de fractura del acero AISI 329 envejecido 100 horas a 475 °C, fatigado a  $R=0.1$  (Zona de velocidades altas).

## 5.-AGRADECIMIENTOS.

Agradecer a la Comisión Europea del Carbón y del Acero (CECA) el soporte económico a través del proyecto n° 7210-MA/940 (F302/91), a la empresa ACENOR por la donación del acero AISI 329 y a Montserrat Marsal, técnico del servicio de microscopía electrónica del Departamento, por su ayuda en el desarrollo del método fractográfico aquí descrito.

## 6.-BIBLIOGRAFÍA.

- [1] P.H. Pumphrey, G.D.W. Smith y M. Prager, Mater. Sci. Technol., 6, 209 (1990).
- [2] A. Saxena y S.J. Hudak, "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", Int. Journ. of Fract., 14, 453 (1978).

[3] J. Heerens, K.H. Schwalve y A. Cornec, "Modifications of ASTM E 813-81 standard test method for an improved definition of  $J_{Ic}$  using new bluting line", Fracture Mechanics: Eighteenth Symposium, 374 (1985).

[4] C.F. Shih, "Relationship between the J-Integral and Crack Opening Displacement for stationary and extending cracks", Report n° 79CR0075, General Electric Co. (1979).

[5] K.H. Schwalbe, "Crack Tip Opening Displacement for work-hardening materials", Int. Journ. of Fract., 25, 49 (1984).

[6] R. Roberti, W. Nicodemi, G.M. La Vecchia y Sh. Basha, "Relationship between microstructure and fracture toughness in austenitic ferritic stainless steels", Proceedings de Stainless Steels'91, ISIJ, 1, 700 (1991).

[7] L. Iturgoyen, J. Alcalá y M. Anglada, "The influence of ageing at 475 °C on the fracture resistance of a duplex stainless steel", Duplex Stainless Steels'91, 2, 757 (1992).

[8] Y.A. Rosenthal, R.L. Tabler y P.T. Purtscher, " $J_{Ic}$  data analysis methods with a "negative crack growth". Correction procedure, Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, 18, 229 (1990).

[9] EGF Recomendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials, EGF P1-90, European Group on Fracture, Diciembre 1989.

**ANEXO I**

**Determinación del SZH a partir de la observación de las superficies de fractura.**

Este método se basa en determinar el SZW mediante la técnica habitual descrita en la norma [9]. La probeta a continuación se rota hasta un ángulo de  $\alpha^\circ$ , al cual se puede observar bien la zona estirada. Este ángulo suele variar entre los 30 y 70°. En la Fig. 1.1 podemos ver las dos proyecciones que se producen a 0 y  $\alpha^\circ$ , junto con un detalle de la proyección a  $\alpha^\circ$ . De la medida efectuada sobre la proyección a 0° se obtiene el valor del SZW. En la proyección a  $\alpha^\circ$  se puede medir un valor de la zona estirada,  $l$ , que es suma de la proyección del SZW y de la proyección del SZH,  $l_1$  y  $l_2$  respectivamente.

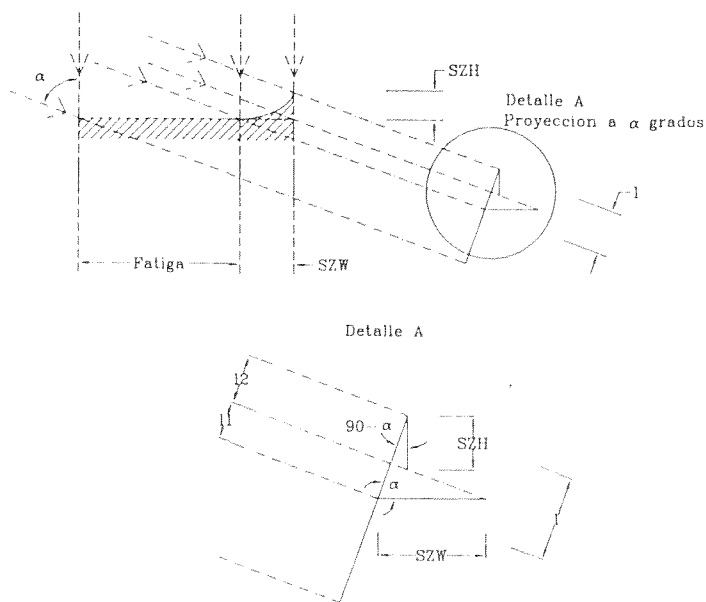


Fig. 1.1. Descripción de la geometría de las proyecciones.

Como conocemos el valor del SZW, podemos decir:

$$l_1 = SZW \cos \alpha \quad (1.1)$$

Por lo tanto  $l_2$ , proyección del SZH, será la diferencia entre la proyección total  $l$  y la proyección del SZW  $l_1$ :

$$l_2 = l - l_1 \quad (1.2)$$

El SZH se puede obtener de:

$$SZH = \frac{l_2}{\cos(90-\alpha)} = \frac{l_2}{\text{sen} \alpha} \quad (1.3)$$

si sustituimos (1.1) y (1.2) en (1.3) obtenemos que:

$$SZH = \frac{l - SZW \cos \alpha}{\text{sen} \alpha} \quad (1.4)$$

Podemos ver como con el valor de la zona estirada a 0° y a otro ángulo cualquiera conocido, podemos determinar el valor del SZH.

## ANÁLISE DA DELAMINAGEM DE MATERIAIS COMPÓSITOS COM DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO

V. Pereira \* J. Travassos # e M. de Freitas \*

\* CEMUL, Instituto Superior Técnico  
Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex, Portugal

# INDEP, Indústrias e Participações de Defesa, S.A.  
Rua Fernando Palha, 1802 Lisboa Codex, Portugal

**Resumo.** No presente artigo analisa-se experimentalmente a fractura por delaminação em modo I e modo II de materiais de compósitos, usando provetes DCB e ENF. Os materiais compósitos foram fabricados a partir de pré-impregnados de fibra de vidro em matriz epoxídica modificada com as seguintes sequências de empilhamento:  $[0]_n$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ , originando interfaces na zona de introdução do pré-defeito interlaminar respectivamente de 0/0, 0/0, 90/90 e 0/90. Os resultados mostram que a taxa de libertação de energia crítica  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  é maior nas interfaces 90/90 e 0/90 do que na 0/0, apresentando esta interface valores similares para as duas sequências de empilhamento utilizadas.

**Abstract.** The characterization of the interlaminar fracture of laminated composite material is studied using DCB and ENF specimens, respectively for mode I and mode II. The composite material was processed from prepregs of glass fibre on high performance epoxy resin with four stacking sequences:  $[0]_n$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  and  $[(90/0)_{15}]_T$ , originating interfaces on the interlaminar pre-defect respectively of 0/0, 0/0, 90/90 and 0/90. The results show a fracture energy,  $G_{Ic}$  and  $G_{IIc}$ , higher for the two last interfaces than for the 0/0 interface. The interface 0/0, presents similar values for both stacking sequences.

### 1. INTRODUÇÃO

O material compósito resulta da associação de materiais com propriedades diferentes, para formar uma estrutura única, podendo esta apresentar características mecânicas superiores às dos seus constituintes quando usados separadamente.

No caso de materiais compósitos obtidos por sequências de empilhamento de lâminas formadas por uma matriz polimérica reforçada por fibras, tem sido referida [1], uma alta sensibilidade à iniciação e propagação de defeitos interlaminares, provocando a degradação prematura por delaminação dos compósitos. Os defeitos podem ser originados por cargas de impacto ou por cargas repetidas (fadiga).

Para analisar estas questões da delaminação em materiais compósitos, através da mecânica da fractura linear elástica, a aplicação do factor de intensidade de tensão  $K$  não se tem mostrado adequada devido a dificuldades em caracterizar o campo de tensões na extremidade da fenda, pelo que é de utilização corrente [2], a abordagem da questão em termos da taxa de libertação de energia por unidade de aumento de fenda,  $G$ , que é matematicamente bem definível, assim como de relativa facilidade de quantificação, por via experimental, para os 3 modos de propagação.

Recentemente têm sido publicados numerosos trabalhos [3,4] sobre o processo de falha por delaminação em modo I e II, para materiais compósitos laminados unidireccionais com variados tipos de fibra (vidro, carbono, etc.) e de matriz (termo-endurecível,

termoplástica). Pouca atenção tem sido dada [5], ao estudo das falhas por delaminação de unidireccionais com empilhamento cruzado, que são, no entanto, muito utilizados industrialmente.

No presente trabalho analisa-se experimentalmente a tenacidade à fractura por delaminação em Modo I e Modo II de materiais compósitos de fibras contínuas de vidro em matrizes epoxídicas modificados, fabricados a partir de pré-impregnados de gramagens diferentes. Estuda-se a influência da espessura em  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$  nos compósitos unidireccionais assim como para diferentes seqüências de empilhamento das camadas.

Embora a literatura sobre os ensaios de delaminação em modo I e II seja extensa, ainda não foi possível estabelecer ensaios padrão, existindo no entanto um certo consenso na execução dos referidos ensaios [3-6], que serão adoptados neste estudo.

**2. MATERIAIS UTILIZADOS**

Os provetes utilizados foram retirados de placas de material compósito fabricadas a partir de pré-impregnados unidireccionais de fibra de vidro em resina epoxídica modificada, na gramagem de  $200 \text{ g/m}^2$  e resina R 368, e nas gramagens 350 e  $450 \text{ g/m}^2$  com resina R365, fornecidos pela STRUCTIL (França) e processados em prensa de acordo com o diagrama de cura aconselhado pelo fabricante.

A percentagem volúmica de fibra obtida foi de  $50\% \pm 2\%$ , com uma porosidade média de 5%, valores obtidos pelas técnicas laboratoriais habituais [2, 7].

Fabricaram-se placas de empilhamento unidireccional nas espessuras de 2 a 7 mm, utilizando todas as gramagens disponíveis e placas de empilhamento cruzado na gramagem de  $200 \text{ g/m}^2$ , respectivamente  $[0_n]$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ . No fabrico das placas foram utilizadas folhas de PTFE com  $50 \mu\text{m}$  de espessura, para introduzir um pré-defeito planar no plano médio, de acordo com o esquema representado na figura 1, de modo a obter em cada placa provetes para modo I e modo II. Atendendo a que o pré-defeito planar era introduzido a meia espessura da placa, como mostra a figura 2, a interface obtida na extremidade do defeito era 0/0, 0/0, 90/90 e 0/90, respectivamente para as placas  $[0_n]$ ,  $[(0/90)_7/0]_S$ ,  $[(90/0)_7/90]_S$  e  $[(90/0)_{15}]_T$ .

**3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

**Modo I**

Foram utilizados provetes de geometria DCB (Double Cantilever Beam) para determinação dos valores de  $G_{Ic}$ ,

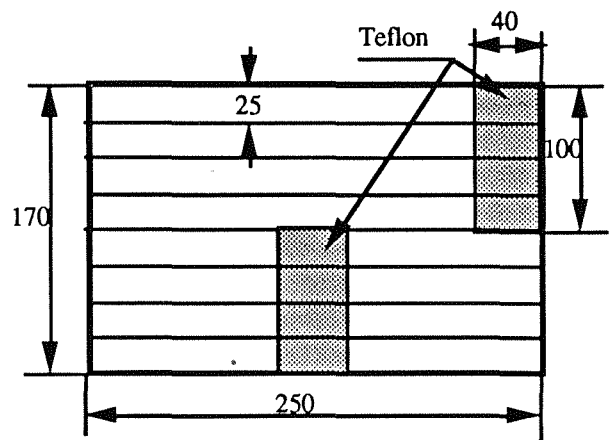


Figura 1 - Geometria e dimensões da placa para os provetes DCB e ENF

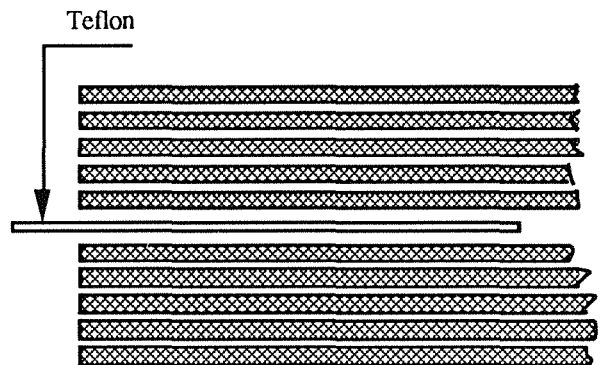


Figura 2 - Localização do pré-defeito na placa

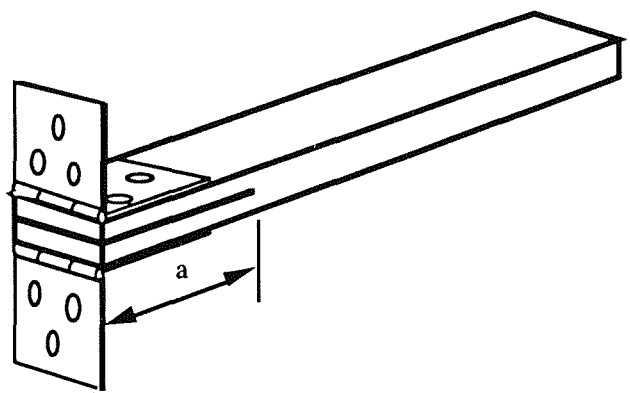


Figura 3 - Geometria do provete DCB para modo I

nos quais foram coladas duas dobradiças na extremidade da pré-fenda do provete, como representado na figura 3.

Durante o ensaio, efectuado a uma velocidade de deslocamento constante de 2 mm/minuto, eram efectuados incrementos do comprimento da fenda,  $a$ , de 10 a 15 mm, aproximadamente, sendo registadas as curvas carga ( $P$ )-deslocamento ( $\delta$ ) para cada incremento. Os ensaios eram efectuados a partir da pré-fenda inicial, embora se rejeitasse o primeiro par de valores ( $P$ ,  $\delta$ ) pois corresponde a uma parte do provete demasiado rica em resina e com uma frente de fenda arredondada. O segundo incremento de fenda era obtido portanto, já com uma fenda aberta em modo I, análoga às propagações subsequentes.

#### Modo II

Para a determinação de valores de  $G_{IIc}$ , utilizaram-se provetes de geometria ENF (End Notched Flexural) representado esquematicamente na figura 4, e um dispositivo de flexão em 3 pontos. Os ensaios foram efectuados a uma velocidade de deslocamento constante de 1 mm/minuto, a partir de uma pré-fenda originada por um ensaio de fadiga em modo II de carregamento. Eram registados os valores de carga-deslocamento até à propagação instável da fenda.

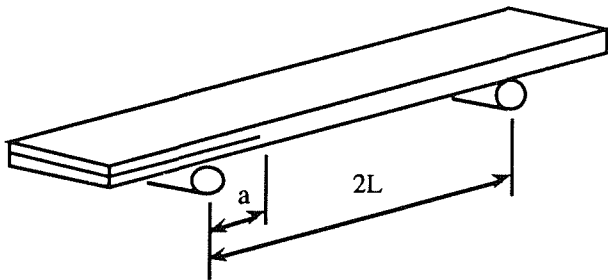


Figura 4 - Geometria do provete ENF para modo II

## 4. ANÁLISE DE RESULTADOS

#### Modo I

O ensaio fornece grupos de valores  $P$ ,  $\delta$  e  $a$ , que são processados de forma a obter um valor de  $G_{Ic}$ , taxa de libertação de energia com o aumento de comprimento de fenda. A análise de dados pode ser feita por três métodos, em que qualquer dos métodos recorre à determinação da "compliance" diferindo apenas no modo de a determinar.

#### a) Teoria de vigas

É utilizada a expressão [8]

$$G = \frac{3 P \delta}{4 b a} \quad (1)$$

em que  $2b$  é a largura do provete. Esta expressão resulta do cálculo da "compliance" do provete pela teoria de vigas, através da consideração do DCB como rigidamente encastrado na extremidade que não tem o defeito e considerando apenas pequenos deslocamentos.

#### b) Método da determinação experimental da "compliance" pelo método de Berry

Utilizou-se a expressão [8, 9]

$$G = \frac{n P \delta}{4 b a} \quad (2)$$

em que  $n$  resulta da generalização empírica da expressão da "compliance",  $C$

$$C = \frac{\delta}{P} = R a^n \quad (3)$$

sendo  $n$ , e  $R$ , constantes determinadas experimentalmente.

#### c) Solução pela teoria de vigas modificadas

A modificação consiste numa melhor adaptação do modelo à realidade, pelos seguintes factos:

- para grandes deformações, o comprimento real da fenda é mais curto que o obtido pelo procedimento normal, o que se agudiza se forem usados perfis em "T", como é frequente, devido ao momento flector parasita que provocam e que se traduz por uma falsa (superior) rigidez;

- a dupla viga encastrada (DCB), não é de facto, rigidamente encastrada; o modelo mais real consiste em considerar o DCB encastrado numa base elástica, havendo rotação e deformação por tensões de corte na zona encastrada.

Para obstar ao referido no primeiro ponto, é aplicado um factor de correcção  $F$ . Por outro lado, o segundo ponto referido é corrigido pela introdução dos factores  $N$  e  $\chi$ , considerando a fenda com um comprimento  $(a + \chi h)$  em que  $2h$  é a espessura..

A equação final para correcção da teoria clássica de vigas virá então [3, 4, 10]

$$G = \frac{F}{N} \frac{3 P \delta}{4 b (a + \chi h)} \quad (4)$$

O cálculo do factor de correcção  $\chi$ , é feito através da representação de  $(C/N)^{1/3}$  em função de  $a$ , em que a intersecção para  $a=0$  dá o valor de  $\chi$ . Alguns autores [6]

aconselham o uso, para materiais ortotrópicos, de um valor aproximado de  $\chi = 3$  como único factor de correcção, vindo então uma expressão mais simplificada

$$G = \frac{3 P \delta}{4 b (a + \Delta)} \tag{5}$$

em que  $\Delta = 3 h$ .

Ainda é possível utilizar esta última expressão, mas calculando o valor da correcção  $\Delta$  ao comprimento de fenda, através da representação de  $C^{1/3}$  em função de  $a$ , e calculando, por regressão linear, o valor de  $a$  correspondente a  $C = 0$ .

Modo II

Foi apenas utilizada uma expressão que resulta de uma análise de geometria ENF pela teoria de vigas [8]

$$G_{II} = \frac{9 a^2 P \delta}{4 b (2 L^3 + 3 a^3)} \tag{6}$$

em que  $2L$  é a distância entre os apoios do provete. Embora seja possível, também aqui, usar factores de correcção, o mais comum é usar-se a expressão referida.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados dos ensaios de fractura interlaminar em modo I, analisados pelas 3 teorias mencionadas, conduzem a sucessivos valores de  $G$  para cada incremento do comprimento de fenda. Teremos, portanto, um valor inicial de  $(G_I)_{inic}$  e valores de propagação  $(G_I)_{prop}$  com a existência de um eventual máximo  $(G_I)_{prop.máx}$ . O gráfico de  $G$  com o aumento de comprimento de fenda, conhecido como curva de resistência à fractura, curva R, pode então ser obtido.

Um exemplo típico de uma curva de resistência obtida para um provete retirado de um empilhamento unidireccional, com o cálculo de  $G$  efectuado através das teorias anteriormente referidas, encontra-se representado na figura 5. Nos provetes unidireccionais, verifica-se de um modo geral, um aumento da resistência à delaminagem com o aumento do comprimento da fenda, isto é a curva de resistência é ascendente, o que tem sido atribuído, fundamentalmente ao mecanismo conhecido por "fibre bridging" mais ou menos pronunciado dependendo de outro mecanismo conhecido por "nesting" [10, 11].

De um modo geral pode afirmar-se que em todos os casos, os valores mais elevados de  $G_{IR}$ , são os obtidos pela análise através da teoria clássica de vigas. A análise efectuada através das outras duas teorias, apresenta

situações em que por vezes os resultados obtidos através da teoria de vigas modificada apresentam valores de  $G_{IR}$  mais baixos, enquanto noutros casos é a análise efectuada pela calibração experimental da "compliance"

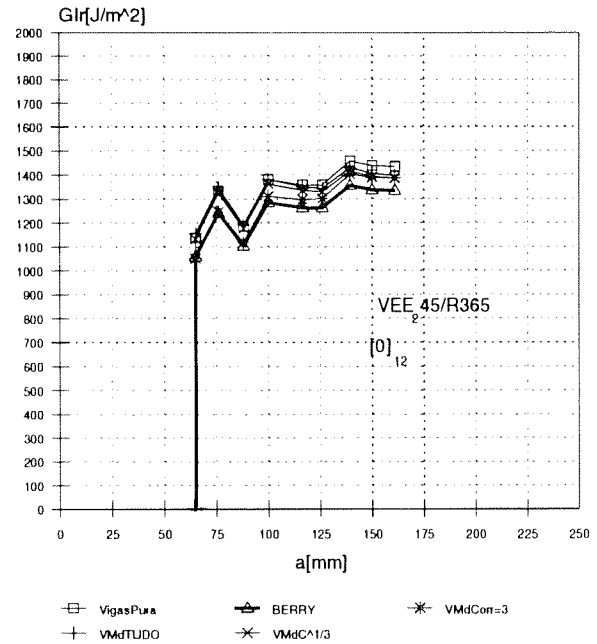


Figura 5 - Curva R obtida para um empilhamento unidireccional, utilizando as diversas teorias existentes

pelo método de Berry que conduz a valores mais baixos. Inclusivamente casos há em que as "curvas R" obtidas pelas duas análises se interceptam, i.é., a valores de  $(G_I)_{inic}$  mais baixos, correspondem valores de  $(G_I)_{prop.máx}$  mais elevados dos que os efectuados pela outra análise. Estes factos estão necessariamente relacionados com os diferentes mecanismos de correcção existentes e que a teoria de vigas modificada pretende relacionar; a nível local por vezes uns mecanismos tem maior influência que outros. Este facto levou, a comparar os resultados para as diferentes sequências de empilhamento utilizando apenas o método da calibração experimental da "compliance" pelo método de Berry.

Em relação aos ensaios de delaminagem em modo II, existe um maior consenso na utilização da formula referida, pelo que foi a única considerada.

A tabela 1 resume todos os resultados obtidos nos ensaios para a determinação da energia de propagação d defeito em modo I e modo II. Apresentam-se os valores médios obtidos com os provetes utilizados (em média quatro provetes para cada tipo de empilhamento e interface) assim como o respectivo desvio padrão.

Os ensaios de  $G_I$  e  $G_{II}$  de provetes unidireccionais ou de empilhamento cruzado com defeito na interface 0/0 mostram que o valor obtido para a energia de delaminação é independente do modo de empilhamento das camadas, dependendo apenas da interface onde se observa o defeito. Em modo I as curvas R são tipicamente ascendentes e com idênticos valores. Em modo II, os valores de  $G_{IIc}$  encontrados são também idênticos. A dispersão dos resultados obtidos está perfeitamente dentro dos parâmetros observados na literatura [6]. Dentro da gama de espessuras ensaiadas não se observou qualquer influência desta nos resultados finais obtidos, tanto para a energia de fractura em modo I como em modo II, como exemplificado na figura 6 para os valores de  $(G_I)_{inic}$ .

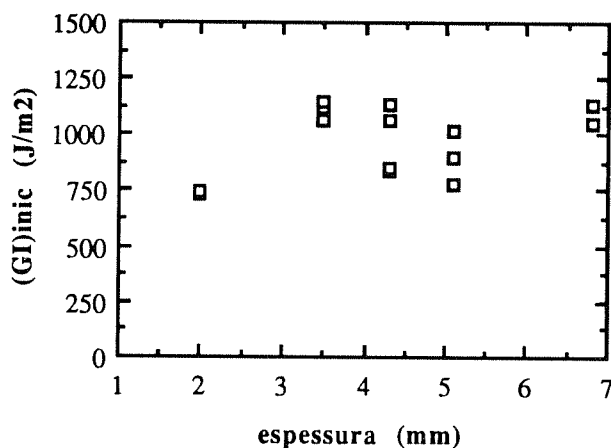


Figura 6 - Influência da espessura nos valores de  $(G_I)_{inic}$  para um empilhamento unidireccional

Esta dispersão aumenta consideravelmente nos valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  obtidos com os defeitos nas interfaces 0/90 e 90/90. Em modo I observam-se curvas R ascendentes, como por exemplo a representada na figura 7, análogas às encontradas para a interface 0/0, ou descendentes, representada na figura 8, isto é em que o valor  $(G_I)_{inic}$  é superior aos encontrados na interface 0/0 e a qualquer valor subsequente de  $(G_I)_{prop}$ . Em modo II também se encontram valores de  $(G_{II})_c$  idênticos ou bastante superiores aos obtidos na interface 0/0.

A explicação para este comportamento só pode ser obtida através da análise local dos mecanismos de propagação do defeito. Na realidade devem ser consideradas a existência de duas interfaces: a inicial, provocada pela introdução do pré-defeito, a que chamaremos interface nominal, e aquela que na realidade se verifica durante ou após a propagação do defeito, a que chamaremos interface real.

Verificaram-se três tipos de interface real:

- em alguns provetes a fenda "optava", durante a pré-fissuração (em modo I ou em modo II) por uma propagação em interface 0/0; nestes casos os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  eram análogos aos obtidos nos unidireccionais ou empilhamento cruzado de interface 0/0;
- em outros provetes a fenda "optou" por uma interface 0/90 e neste caso os valores de  $G_I$  e  $G_{II}$  obtidos são nitidamente superiores aos da interface 0/0; este comportamento foi observado quer nos provetes de interface nominal 0/90, quer nos de 90/90;
- finalmente, em alguns provetes a fenda "optou" por soluções de propagação mista 0/0, 0/90 e 90/90, por vezes com duas superfícies de propagação em interfaces laminadas adjacentes, tendo-se obtido os valores mais elevados neste caso; mais uma vez este comportamento verificava-se quer nas interfaces 0/90 como 90/90;
- não foi encontrado um único caso de interface real 90/90 durante toda a propagação.

## CONCLUSÕES

Em face dos resultados apresentados, é possível extrair as seguintes conclusões:

- os materiais compósitos processados com matrizes de resinas epoxídicas modificadas apresentam valores de energia de fractura interlaminar em modo I e em modo II, que se aproximam dos valores obtidos com matrizes termo-plásticas (como por exemplo PEEK).
- nos materiais compósitos de empilhamento unidireccional e dentro da gama de espessuras ensaiadas, não foi encontrada influência da espessura na energia de fractura interlaminar quer em modo I quer em modo II.
- a energia de fractura interlaminar não é influenciada pelo modo de empilhamento utilizado, unidireccional ou cruzado, dependendo unicamente da interface onde se verifica a propagação do defeito.
- a propagação do defeito na interface 0/0 dá-se para valores de energia inferiores aos da interface 0/90 e 90/90; por este motivo, o defeito tem um comportamento em que "opta", sempre que possível, pela propagação na interface 0/0.

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho de investigação foi parcialmente financiado pelo Ministério da Defesa Nacional, Projecto I&D Defesa nº 8/90.



	Empilhamento Unidireccional		Empilhamento Cruzado (R368)		
	[0 <sub>n</sub> ] (R365 e R368)	[0 <sub>30</sub> ] (R368)	[(0/90) <sub>7/0</sub> ] <sub>s</sub>	[(90/0) <sub>7/90</sub> ] <sub>s</sub>	[(90/0) <sub>15</sub> ]T
G <sub>I</sub> inic (J/m <sup>2</sup> )	1007 ± 119,6	1090 ± 106,8	976,3 ± 53,5	1517,3 ± 266	1296 ± 307,5
(G <sub>Ic.prop.</sub> )médio (J/m <sup>2</sup> )	<u>1290,8 ± 142,7</u>	1164 ± 26	1053,6 ± 46,8	<u>1219,6 ± 172,8</u>	1052,6 ± 31,3
(G <sub>Ic.prop.</sub> )máx. (J/m <sup>2</sup> )	1471,7 ± 158,2	1259,3 ± 25,3	1141,3 ± 51,4	1546 ± 305	1412 ± 192,3
G <sub>IIc</sub> (J/m <sup>2</sup> )	2126 ± 271	<u>2527 ± 363</u>	2463 ± 406	2735 ± 355	<u>2962,3 ± 750</u>

Tabela 1 - Resultados de ensaios de fractura interlaminar modo I e modo II

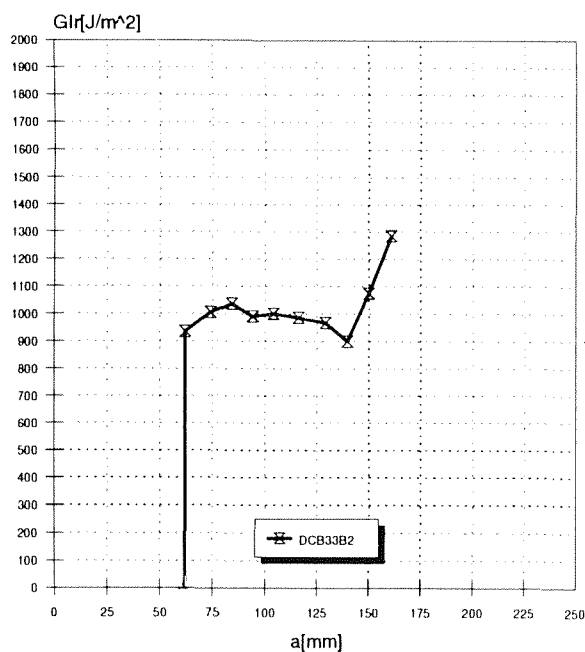


Figura 7 - Curva R ascendente em compósito de empilhamento cruzado e interface 0/90

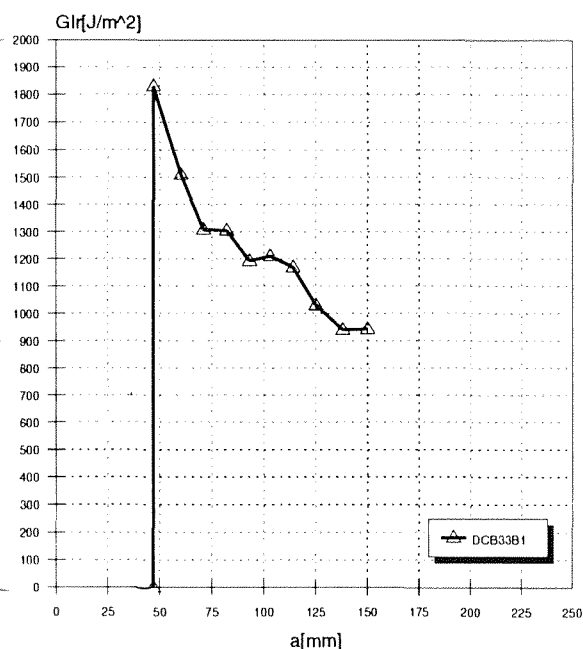


Figura 8 - Curva R descendente em compósito de empilhamento cruzado e interface 0/90

## REFERÊNCIAS

- [1] "Engineered Materials Handbook, Vol. 1, Composites", ASM International, 1989.
- [2] L.A. Carlson, R.B. Pipes, "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials", Prentice-Hall, Inc, 1987.
- [3] J.G. Williams, "Large Displacement and End Block Effects in the DCB Interlaminar Test in Modes I and II", Journal of Composite Materials, Vol. 21, 1987.
- [4] S. Hashemi, A.J. Kinlock, J.G. Williams, "The Effects of Geometry, Rate and Temperature on the Mode I, Mode II and Mixed-Mode I/II Interlaminar Fracture of Carbon-Fibre / Poly (Ether-Ether Ketone) Composites", Journal of Composites Materials, Vol. 24, September 1990.
- [5] A. Laksimi, M.L. Benzeggagh, G. Jing, M. Hecini, J.M. Roelandt, "Mode I Interlaminar Fracture of Symmetrical Cross-Ply Composites", Composites Science and Technology, Vol. 41, 1991.
- [6] P. Davies, H.H. Kausch, J.G. Williams, A.J. Kinlock, M.N. Charalambides, A. Pavan, D.R. Moore, R. Prediger, I. Robison, N. Burgoyne, K. Friedrich, H. Wittich, C.A. Rebelo, A. Torres Marques, F. Ramsteiner, B. Melve, M. Fisher, N. Roux, D. Martin, P. Czarnoki, D. Neville, I. Verpoest, B. Goffaux, R. Lee, K. Walls, N. Trigwell, I.K. Partridge, J. Jaussaud, S. Andersen, Y. Giraud, G. Hale, G. McGrath, "Round-Robin Interlaminar Fracture Testing of Carbon-Fibre-Reinforced Epoxy, and Peek Composites", Composites Science and Technology, Vol. 43, 1992.
- [7] J. Travassos e M. de Freitas, "Fabrico e Garantia de Qualidade de Materiais Compósitos de Matriz Polimérica", Resumo das Comunicações apresentadas ao 5º Encontro Nacional da Sociedade Portuguesa de Materiais, Materiais 91, S.P.M., Lisboa.
- [8] N. J. Pagano, "Interlaminar Response of Composite Materials", Elsevier, 1989.
- [9] J.P. Berry, "Determination of Fracture Surface Energies by the Cleavage Technique", Journal of Applied Physics, Vol. 34, nº 1, 1963.
- [10] N. Sela, o. Ishai, L. Banks-Sills, "The Effect of Adhesive Thickness on Interlaminar Fracture Toughness of Interleaved CFRP Specimens", Composites, Vol. 20, nº 3, May 1989.
- [11] W.H. Wang, K.S. Han, "Interlaminar Fracture Behavior and Fiber Bridging of Glass-Epoxy Composite Under Mode I Static and Cyclic Loadings", Journal of Composite Materials, Vol. 21, 1989.

## TENACIDADE À FRACTURA INTERLAMINAR DE MATERIAIS COMPÓSITOS AVANÇADOS

Alfredo B. de Morais\*  
Carlos A. C. C. Rebelo\*\*  
Fernando Martins de Brito\*\*\*  
António Torres Marques\*  
Paulo Tavares de Castro\*

\*DEMEGI - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto,

\*\* Instituto Politécnico de Coimbra,

\*\*\* LNEC - Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa  
Portugal

**Resumo.** Esta comunicação apresenta resultados de medições de tenacidade à fractura interlaminar de materiais compósitos avançados, obtidas no contexto do *Technical Committee 4 - Polymers and Composites Task Group* da ESIS - European Structural Integrity Society (anteriormente designada por European Group on Fracture), de que os autores asseguram a participação Portuguesa. São descritos os procedimentos utilizados, os resultados obtidos, e é feita referência à variabilidade encontrada nas medições realizadas.

Foram estudados vários sistemas compósitos, como carbono/epóxico, vidro/poliamida e vidro/epóxico, em ensaios de modo I e modo II. São descritos os métodos de análise dos dados experimentais utilizados e as dificuldades encontradas durante a realização dos ensaios, designadamente as decorrentes do tipo de defeito inicial existente nos provetes, e da medição do comprimento corrente da fissura durante o seu carregamento. Finalmente são apresentadas recomendações relativas à realização deste tipo de ensaios mecânicos, à luz da experiência obtida durante a participação nos trabalhos do referido *Technical Committee*.

## 1. INTRODUÇÃO

Os Ensaios DCB (Double Contilever Beam) e ENF (End Notched Flexure) permitem obter as taxas críticas de libertação de energia (critical strain energy release rates) em modo I e modo II respectivamente, isto é  $G_{Ic}$  e  $G_{IIc}$ . Os provetes têm de conter uma delaminação inicial que é criada colocando um filme a meio da espessura quando do fabrico. Nos ensaios é aplicado um carregamento (Fig. 1) que gera uma situação de modo I ou modo II na frente da delaminação. Através das curvas carga - deslocamento (P-d) e do comprimento da delaminação, cujo crescimento é seguido durante o ensaio por meio dum microscópio móvel, são obtidos os valores dos  $G_c$ . Para tal recorre-se a métodos de processamento de dados baseados na teoria das vigas, expressões empíricas e dados experimentais obtidos do próprio ensaio ou de outros previamente realizados (por exemplo, a calibração da *compliance*).

Para mais detalhes é recomendada a consulta dos Protocols for Interlaminar Fracture Toughness Testing

of Composites, cuja última edição data de Maio de 1992, ref. [1], publicados pelo Task Group on Polymers and Composites da ESIS (European Structural Integrity Society), anteriormente designada por EGF (European Group on Fracture). O presente artigo actualiza e amplia resultados apresentados na ref. [2].

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 - Materiais

Nas três séries de ensaios de determinação ou tenacidade à fractura interlaminar realizados, foram estudados os seguintes materiais compósitos, todos processados sob a forma de laminados unidireccionais:

**1ª série**

- **fibra de carbono/resina de epóxico**, com uma percentagem volúmica de fibras de 60% e uma espessura nominal de 4 mm.

- **Fibra de vidro/poliamida 6.6**, com uma percentagem volúmica de fibras de 30% e uma espessura nominal de 3 mm.

**2ª série**

- **fibra de carbono/resina de epóxico**, com uma percentagem volúmica de fibras de 60% e uma espessura nominal de 3 mm.

- **fibra de carbono/poli (eter-eter-cetona) (PEEK)**, com uma percentagem volúmica de fibras de 60% e espessuras nominais de 1,5; 3 e 5 mm.

**3ª série**

- **fibra de vidro/resina de epóxico**, com uma percentagem volúmica de fibras de 60% e espessuras nominais de 4 mm.

O fornecimento destes materiais já processados, foi assegurado pela Ciba-Geigy (Suíça), no caso dos compósitos carbono/epóxico, e pela ICI - Imperial Chemical Industries (Inglaterra), nos restantes ensaios da 1ª e 2ª séries, e pela Shell no caso da 3ª série.

**2.2 - Provetes**

De cada um dos materiais foram recebidos provetes em forma de barras de secção rectangular e de bordos paralelos à direcção das fibras, contendo numa das extremidades, a meia espessura, uma fenda interlaminar artificialmente introduzida durante a operação de moldagem. Nos compósitos carbono/epóxico, este defeito iniciador de delaminação foi obtido por inserção de um filme de PTFE entre as camadas centrais do laminado. Nos outros compósitos das 1ª e 2ª séries, a fenda artificial foi produzida por um processo idêntico, mas utilizando folha de alumínio. A espessura do filme de PTFE era de 60  $\mu\text{m}$ , nos provetes da 1ª série, e de 20  $\mu\text{m}$  nos provetes da segunda série. A espessura da folha de alumínio era de 50  $\mu\text{m}$  nos provetes de vidro/poliamida e de 20  $\mu\text{m}$  nos provetes de carbono/PEEK. Na generalidade dos provetes, o comprimento do defeito interlaminar era de cerca de 50 mm. Todos os provetes tinham uma largura

nominal de 20 mm e comprimentos variáveis entre 110 e 220 mm.

**2.3 - Ensaís realizados**

Em todos as séries de ensaios foi usada a geometria de carregamento DCB para determinação de valores de  $G_{IC}$  e a geometria ENF para determinação de valores de  $G_{IIC}$ . Estas geometrias estão representadas esquematicamente na figura 1.

Para o primeiro grupo de provetes foi definido um programa experimental visando estudar a influência do tipo de defeito promotor de delaminação nos valores de  $G_{IC}$  e  $G_{IIC}$  associados ao instante de início de fractura. Nesse sentido executaram-se ensaios de fractura interlaminar directamente a partir da fenda artificial e a partir de fissuras naturais geradas por propagação deste defeito em modo I e modo II de carregamento.

Com a segunda série de provetes, foram realizados ensaios de fractura interlaminares em modo I em ambos os materiais, e ensaios de fractura interlaminar em modo II apenas no compósito carbono/PEEK. Nos ensaios em modo I efectuados com este material, foram usados provetes de diferentes espessuras (1,5; 3 e 5 mm), a fim de se analisar o efeito desse parâmetro nos valores de  $G_{IC}$ . De referir que os ensaios em modo I foram sempre realizados a partir de fenda artificial, enquanto que para os ensaios em modo II se procedeu à prévia abertura de uma fissura natural com cerca de 2 mm de comprimento, mediante a aplicação de um carregamento em modo I.

Todos os provetes da 1ª e 2ª séries foram sujeitos a carregamento monotónico contínuo numa máquina de ensaios INSTRON 1195 equipada com uma célula de carga de 5 kN, usando uma velocidade de deslocamento de 2 mm/min nos ensaios em modo I e de 1 mm/min nos ensaios em modo II. Todos os provetes da 3ª série, para os DCB e ENF foram ensaiados à velocidade de 1 mm/min.

Por forma a possibilitar o acompanhamento visual da progressão da fenda interlaminar durante o ensaio, uma das faces laterais de cada provete foi antecipadamente coberta com uma fina camada de fluído corrector de máquina de escrever, sobre a qual foram colocadas marcas de referência com intervalos de 5 mm. Para observar com maior rigor a localização da extremidade da fenda, usou-se uma lupa com uma ampliação de 15 x.

De cada ensaio obteve-se um registo de variação da carga em função do deslocamento do travessão da máquina, com indicação dos momentos em que foram atingidos os vários comprimentos de fenda assinalados no provete.

Os ensaios decorreram sempre em ambiente normal de laboratório, uma temperatura de  $23 \pm 1^\circ\text{C}$  e com uma humidade relativa de  $50 \pm 5\%$ .

### 3. ANÁLISE DE DADOS

As técnicas de análise de dados conduzem geralmente à determinação da taxa crítica de libertação de energia (strain energy release rate) através de processos baseados quer na teoria das vigas, com maior ou menor refinamento (inclusão ou não de referência à energia associada ao corte), a procedimentos empíricos (incluindo os que se baseiam na utilização de um valor "corrigido" de comprimento da fenda), e finalmente de procedimento baseado na determinação experimental da compliance. Todos estes procedimentos são discutidos em promenor, por exemplo, na ref. [3], motivo pelo qual não serão aqui transcritas quaisquer relações matemáticas.

### 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados da 1ª série de ensaios de fractura interlaminar, encontram-se sintetizados na Tabela I, onde os valores apresentados para as energias de fractura em modo I e modo II no momento de iniciação de delaminação,  $G_{Ic}(\text{inic})$  e  $G_{IIc}(\text{inic})$ , foram determinados para o ponto em que se verificou desvio de linearidade no registo de variação da carga em função do deslocamento.

Como se observa, os ensaios realizados directamente a partir de defeitos artificiais, conduzem a valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  inferiores aos obtidos em ensaios sobre provetes previamente dotados de uma fissura natural produzida por solicitação em modo I. Deve-se notar que, num compósito reforçado com fibras unidireccionais, a propagação de uma fenda interlaminar em modo I de carregamento é frequentemente acompanhada de fenómenos de multifissuração bem como da formação de pontes de fibras ligando as duas faces da fenda - *fibre bridging*. Qualquer destes fenómenos se traduz num aumento da resistência à delaminação, o que poderá justificar o

facto de se encontrarem valores superiores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  nos provetes pré-fissurados.

Com o compósito carbono/epóxico, procedeu-se ainda à medição de  $G_{Ic}(\text{inic})$  a partir de uma fissura produzida em modo II de carregamento e, contrariamente ao que seria de esperar, o valor encontrado é pouco menor que o obtido quando se parte de uma fissura natural gerada em modo I. Na realidade, a propagação de uma fenda interlaminar por solicitação em modo II, desenvolve-se sempre no mesmo plano, sem que se lhe associe a ocorrência de *fibre bridging*, o que necessariamente deveria proporcionar um valor de  $G_{Ic}(\text{inic})$  semelhante ou inferior ao determinado a partir da fenda artificial. Na origem deste resultado contraditório estará porventura uma eventual danificação do compósito na extremidade da fenda, causada por excessivo carregamento no processo de pré-fissuração.

A comparação dos valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  obtidos nos diferentes laboratórios participantes nos trabalhos do Task Group do ESIS, com provetes não pré-fissurados, revelou a existência de notáveis discrepâncias. Pensa-se, no entanto, que a principal causa dessa discrepância terá sido a utilização de filmes demasiadamente espessos para produzir as fendas artificiais no laminado. Davies et al [4] efectuaram medições de  $G_{Ic}(\text{inic})$  num compósito carbono/PEEK usando filmes com espessuras de 12,5; 25; 30; 50  $\mu\text{m}$  e verificar que o filme mais fino não só conduzia a menores valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$ , como a uma mais baixa dispersão de resultados.

Assim, parece poder-se concluir que a determinação de valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  deve ser realizada sem que se proceda à pré-fissuração dos provetes, mas impõe-se o uso de um filme iniciador de delaminação que seja o mais possível.

Durante a fase de propagação, o comportamento evidenciado pelos dois materiais foi manifestamente distinto. Enquanto que no compósito carbono/epoxido se assistiu a uma propagação estável e lenta do defeito interlaminar pré-existente, no compósito vidro/poliamida verificou-se uma propagação do tipo descontínuo, com alternância de crescimento estável e instável. Este fenómeno surge frequentemente associado a compósitos de matriz termoplástica, sendo a sua ocorrência tanto mais provável quanto menor é a temperatura [4].

Os resultados que se apresentam na Tabela I para a energia de fractura de propagação em modo I,

$G_{Ic}(\text{prop})$ , são médias de valores de  $G_{Ic}$  calculados para diferentes comprimentos de fenda. No caso do sistema vidro/poliamida, esses resultados foram obtidos com base em medições de  $G_{Ic}$  efectuadas em momentos de propagação estável e de início de propagação instável. No sistema carbono/PEEK, os valores de  $G_{Ic}(\text{prop})$  determinados, excluem os primeiros 20 mm de crescimento de fenda, por se tratar de uma etapa transitória em que se verificou haver um aumento progressivo de  $G_{Ic}$  até se atingir um patamar de estabilização. Este efeito de curva de resistência - «curva R» - Tem sido observado em diferentes materiais compósitos, sendo fundamentalmente atribuído à presença de *fibre bridging* [5, 6, 7].

Ainda no que diz respeito aos resultados dos ensaios de fractura interlaminar em modo I de carregamento, importa notar que os valores de  $G_{Ic}$  calculados através da teoria simples das vigas, são sistematicamente mais elevados que os obtidos pelos outros métodos de análise de dados. É igualmente notório que a teoria das vigas corrigidas e o método de Berry, conduzem a valores muito semelhantes.

Os resultados dos ensaios de fractura interlaminar em modo II, mostram que o uso de provetes previamente fissurados em modo I dá origem à determinação de valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  acentuadamente inferiores aos que se obtêm em ensaios directamente efectuados a partir de fendas artificiais. A pré-fissuração dos provetes é, pois, um procedimento imprescindível na avaliação experimental da resistência de um material compósito à fractura por delaminação em modo II de carregamento.

Os ensaios realizados provaram também que a geometria ENF não é mais adequada para a medição de valores de  $G_{Ic}(\text{prop})$ , dado que raramente proporciona uma propagação de tipo estável.

A Tabela 2 reúne todos os resultados relativos à 2ª série de ensaios. Tal como na Tabela 1, os valores indicados para  $G_{Ic}(\text{inic})$  e  $G_{IIc}(\text{inic})$ , correspondem ao ponto de desvio de linearidade nas curvas carga-deslocamento. O facto de não se apresentarem valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  para para os provetes de carbono/PEEK com 1,5 mm de espessura, decorre da impossibilidade de se identificarem regiões de comportamento linear nos respectivos diagramas de carregamento, por haver alteração de geometria impostas pela presença de grandes deslocamentos. De referir ainda que no cálculo de  $G_{Ic}(\text{prop})$  estas alterações de geometria foram tidas em consideração recorrendo para isso, ao uso de correcções apropriadas [8, 9].

Contrariamente ao que sucedeu na 1ª série de testes, em nenhum dos materiais foram detectadas instabilidades de propagação, quando ensaiados em modo I. Contudo, nos ensaios em modo II nunca foi observado um crescimento de fenda suficientemente estável para permitir a medição de valores da energia de fractura durante a propagação.

A variação de  $G_{Ic}$  em função do comprimento de fenda está representada na Figura 2 para um provete de carbono/epóxico e na Figura 3 para um provete de carbono/PEEK. Como se pode constatar, enquanto que no compósito carbono/epóxico os primeiros 20 mm de propagação se caracterizam uma vez mais por um progressivo aumento da energia de fractura, no sistema carbono/PEEK a estabilização de  $G_{Ic}$  é atingida logo após um curto período de extensão da fenda (<5 mm).

Os resultados dos ensaios em modo I realizados sobre provetes de carbono/PEEK com diferentes espessuras, são indicadores de que este parâmetro afecta de forma distinta os valores de  $G_{Ic}(\text{inic})$  e  $G_{Ic}(\text{prop})$ . Enquanto que  $G_{Ic}(\text{inic})$  diminui consideravelmente quando se aumenta a espessura de 3 para 5 mm,  $G_{Ic}(\text{prop})$  adquire valores superiores em provetes mais espessos. Note-se que a ocorrência de *fibre bridging* foi significativamente mais evidente nos provetes de maior espessura, o que em parte poderá explicar a evolução crescente de  $G_{Ic}(\text{prop})$ . Fica no entanto por esclarecer o motivo da diminuição de  $G_{Ic}(\text{inic})$ , sendo por isso prematuro retirar ilações quanto ao significado destas tendências contraditórias.

De salientar, finalmente, a boa concordância que de novo se verifica entre os valores de  $G_{Ic}$  determinados por aplicação da teoria das vigas corrigida e os que se obtêm pelo método de Berry.

Quanto à 3ª série de ensaios irregularidades verificadas nos ensaios DCB devidas a deficiências nos provetes impediram a validação dos resultados.

Nos ensaios ENF não se verificaram estes problemas. Os ensaios foram realizados a partir do filme, isto, é, sem pre-cracking, outra das modalidades previstas no protocolo (ref. [1]). Os resultados estão resumidos nas Figs. 4 e 5.

Na reunião do ESIS Technical Committee 4-Polymers and Composites, em 14-16/10/92, pode verificar-se que outros grupos se tinham deparado com os mesmos problemas, obtendo por vezes resultados completamente irrealistas. Os resultados dos ensaios ENF estavam porém dentro dos valores previstos.

## CONCLUSÕES

Da participação nos trabalhos do Technical Committee 4- Polymers and Composites do ESIS, até agora, foi possível extrair algumas conclusões e recomendações relativas a ensaios de determinação de tenacidade à fractura interlaminar:

- A geometria de ensaio BCB (Double Cantilever Beam) é eficaz para a determinação de valores de  $G_{IC}$  na iniciação e durante a propagação de fissuras interlaminares.

- A geometria de ensaio ENF (End Notched Flexure) é eficaz para a determinação de valores de  $G_{IIc}$  na iniciação, mas raramente permite a medição de valores de propagação.

- A determinação de valores de iniciação de  $G_{IC}$  deve ser efectuada sem que se proceda à pré-fissuração dos provetes. Impõe-se no entanto que o filme usado para produzir o defeito artificial iniciador de delaminação, seja o mais fino possível ( $< 20 \mu\text{m}$ ), por forma a obter valores mínimos de  $G_{IC}$  e assegurar uma boa reprodutibilidade de resultados.

- A determinação de valores de iniciação de  $G_{IIc}$ , exige o uso de provetes pré-fissurados.

- A análise de dados através da teoria simples das vigas conduz à determinação de valores de  $G_{IC}$  artificialmente elevados. São idênticos os valores de  $G_{IC}$  calculados por aplicação da teoria das vigas corrigida ou pelo método de Berry.

## REFERÊNCIAS

- [1] Protocols for Interlaminar Fracture Testing of Composites. ESIS, Polymers & Composites Task Group.
- [2] Rebelo C. A. C. C. "Avaliação da Tenacidade à Fractura Interlaminar de Materiais Compósitos" *Ciência e Tecnologia dos Materiais*, ano 1, (3/4), 1989 PP. 5-13.
- [3] Friederich, K, ed. "Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials", Elsevier, 1989.
- [4] P. Davies, F. X. de Charentenay, "The Effect to Temperature on the Interlaminar Fracture of Tough Composites", in "Proceedings of the Sixth International Conference on Composite Materials/SEcond European Conference on Composite Materials", London, vol. 3, F. L. Matthews et al, eds., 1987, pp. 284-294.
- [5] A. J. Russel, K. N. Street, "Factors Affecting the Interlaminar Energy of Graphite/Epoxy Laminates", in "Progress in Science and Engineering of Composites", ICCM-IV, Tokyo, vol. 1, T. Hayashi et al, eds., Japan Society for Composite Materials, 1982 pp. 279-286.
- [6] D. Guédra, D. Lang, L. Rouchon, C. Marais, P. Sigety, "Fracture Toughness in Mode I: a Comparison Exercise of various Test Methods", *ibid*, pp. 346-357.
- [7] H. Chai, "On the Correlation Between the Mode I Failure of Adhesive Joints and Laminated Composites". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 24, (3), 1986, pp. 413-431.
- [8] J. G. Williams, "The Fracture Mechanics of Delamination Tests", *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 24, (4), 1988, pp. 207-214.
- [9] European Group on Fracture - Task Group on Polymers and Composites, "A Protocol for Interlaminar fracture Testing", November 1988.

Tabela 1 - Resultados da 1ª série de ensaios de fractura interlaminar modo I e modo II de carregamento

COMPÓSITO CARBONO/EPOXI						
Tipo de defeito	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J/m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry
Filme PTFE	149	132	136	200	183	181
Fenda modo I	182	164	168	223	207	206
Fenda modo II	173	160	161	232	217	216
Tipo de defeito	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J / m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	a <sub>0</sub> / L = 0.5 2 L = 80 mm				
Filme PTFE	1551			Propagação instável		
Fenda modo I	393			Propagação rápida		
COMPÓSITO VITRO/POLIAMIDA 6.6						
Tipo de defeito	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J/m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry
Filme alumínio	906	859	866	2019	1949	1929
Fenda modo I	1065	984	1003	1974	1858	1858
Tipo de defeito	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J / m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	a <sub>0</sub> / L = 0.5 2 L = 80 mm		a / L = 0.625	a / L = 0.75	a / L = 0.625
Fenda modo I	2479			6123	7681	8649

Tabela 2 - Resultados da 2ª série de ensaios de fractura interlaminar modo I e modo II de carregamento

COMPÓSITO CARBONO/EPOXI						
Espessura dos provetes (mm)	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J/m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry
3	149	131	137	213	198	197
COMPÓSITO CARBONO/PEEK						
Espessura dos provetes (mm)	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J/m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry	Teoria das vigas	T. vigas corrigida	Método Berry
1,5	—	—	—	1723	1626	1624
3	1230	1118	1151	1903	1785	1779
5	924	790	833	2078	1885	1873
Espessura dos provetes	G <sub>IIC</sub> (inic.) (J/m <sup>2</sup> )			G <sub>IIC</sub> (prop.) (J / m <sup>2</sup> )		
	Teoria das vigas	a <sub>0</sub> / L = 0.5 2 L = 100 mm				
3	821			Propagação rápida		



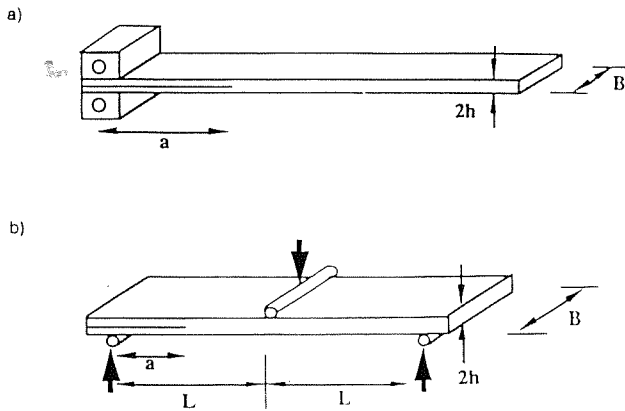


Fig. 1: Provetes a) DCB; b) ENF

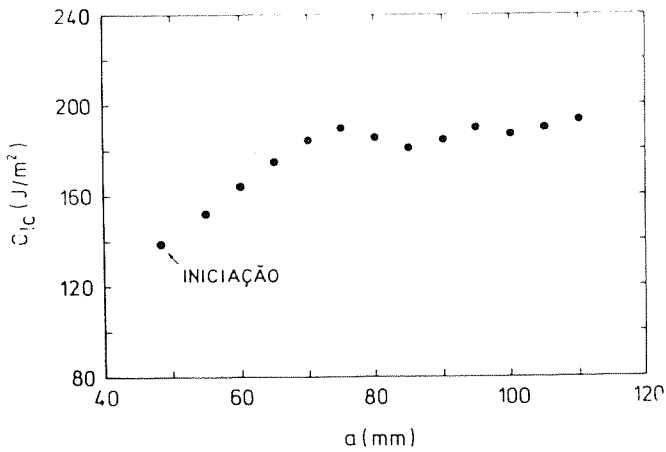


Fig. 2 : Variação da energia de fractura interlaminar em modo I em função do comprimento de fenda, para o compósito carbono/epóxico (valores de  $G_{IIc}$  calculados pela teoria das vigas corrigida)

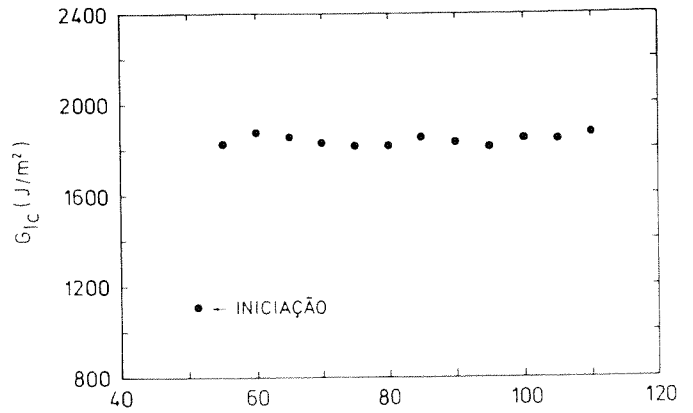


Fig. 3 : Variação da energia de fractura interlaminar em modo I em função do comprimento de fenda, para o compósito carbono/PEEK (valores de  $G_{IIc}$  calculados pela teoria das vigas corrigida).

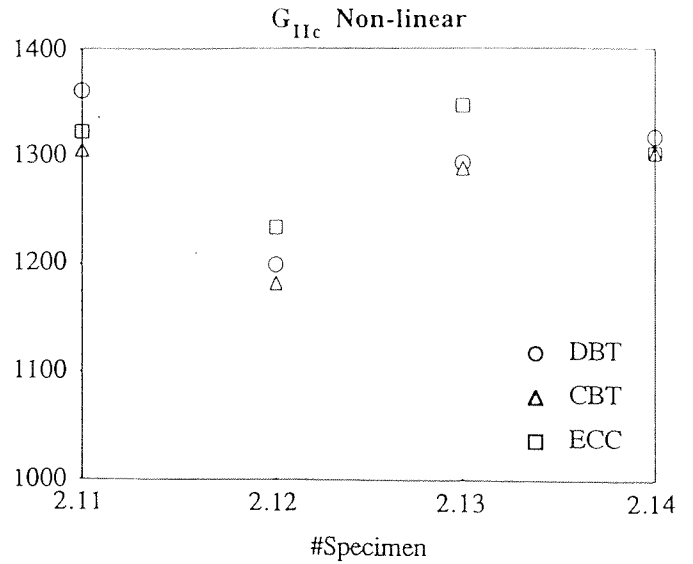


Fig. 4 :  $G_{IIc}$  obtido dos ensaios ENF segundo o critério de desvio da linearidade e usando vários métodos de processamento de dados: DBT - aplicação directa da teoria das vigas; CBT - teoria das vigas corrigida; ECC - calibração da compliance.

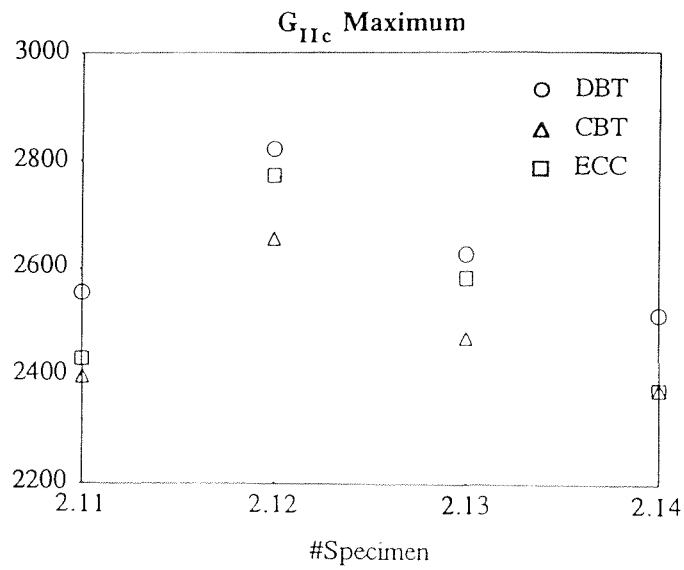


Fig. 5 :  $G_{IIc}$  obtido dos ensaios ENF segundo o critério de carga máxima e usando vários métodos de processamento de dados: DBT - aplicação directa da teoria das vigas; CBT - teoria das vigas corrigida; ECC - calibração da compliance

## ESTIMACION ANALITICA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA

J. Toribio

Departamento de Construcciones Navales, Universidad de La Coruña  
E.T.S.I. Caminos, Pol. de Sabón, Parc. 12-14, 15141 Arteixo, La Coruña

**Resumen.-** Se propone un método simple para estimar analíticamente la velocidad de deformación local en el extremo de una fisura, a partir de la distribución elástica de desplazamientos en el fondo de una grieta en tensión plana. La otra variable relevante en fractura en ambiente de hidrógeno es la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática, que se obtiene a partir de distribuciones aproximadas de tensión en las proximidades de una fisura en régimen elasto-plástico, o por medio de estimación experimental a partir de la profundidad asintótica (para ensayos cuasi-estáticos) de la zona afectada por el hidrógeno. El cálculo se contrasta experimentalmente aplicando un criterio cinemático de fractura en ambiente de hidrógeno propuesto con anterioridad.

**Abstract.-** In this paper a simple procedure is proposed to estimate the local strain rate at a crack tip, on the basis of the elastic displacement distribution in the vicinity of the crack tip in conditions of plain strain. The other relevant variable in hydrogen assisted cracking is the depth of the maximum hydrostatic stress point, which is obtained by using approximate stress distributions in the vicinity of the crack tip in elastic-plastic regime, or calculated as the asymptotic depth (for quasi-static tests) of the hydrogen affected area. The calculation is experimentally checked by applying a kinematic fracture criterion —previously proposed— for high strength steel under hydrogen embrittlement environmental conditions.

## 1. INTRODUCCION

Es bien conocido que los procesos de fractura en ambientes agresivos dependen fuertemente de variables cinemáticas tales como la velocidad de deformación [1-4], siendo la dependencia no monótona en el caso de disolución anódica, y monótona cuando el proceso es de fragilización por hidrógeno.

Cuando se utilizan muestras pre-fisuradas o entalladas para el estudio experimental de la fractura en medios agresivos, la velocidad de deformación local en las proximidades de la fisura o entalla es la variable que gobierna el proceso, como se ha demostrado con anterioridad mediante la realización de ensayos a velocidad de deformación constante (*Slow Strain Rate Testing*: SSRT) en condiciones de polarización catódica, utilizando muestras entalladas de acero de alta resistencia [5].

El presente artículo aborda el problema de la estimación analítica de la velocidad de deformación local en el extremo de una fisura sometida a un proceso de sollicitación bajo carga creciente. Dicha estimación se realiza a través de la formulación de un modelo cinemático de fractura para describir el efecto de la velocidad de sollicitación en los ensayos de fragilización por hidrógeno, expresando el parámetro crítico de fractura del material en función de la velocidad de deformación local en el extremo de la fisura.

## 2. VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA

Para definir el concepto de velocidad de deformación local en el extremo de una fisura, directamente aplicable a los ensayos a velocidad de sollicitación constante

(SSRT) sobre nuestras fisuradas, la geometría de referencia será un cilindro recto de base circular con una fisura semielíptica en su superficie, siendo  $L$  la longitud de probeta,  $D$  el diámetro de la muestra, y  $a$  la profundidad de la fisura, medida perpendicularmente a la superficie cilíndrica exterior.

La *deformación local* en el extremo de una fisura  $\epsilon_{CT}$  se define como aquella asociada a una base de medida o longitud de referencia local  $L_{CT}$  (suficientemente pequeña como para garantizar la convergencia del método, aunque mayor que el tamaño de grano del material). La base de medida local estará situada en el extremo de la fisura o en su vecindad, y paralela a el eje de la probeta, representado por la coordenada axial  $z$ , es decir:

$$\epsilon_{CT} = \frac{\Delta L_{CT}}{L_{CT}} = \frac{u_{CT}}{z_{CT}} \quad (1)$$

donde el alargamiento  $\Delta L_{CT}$  de la base de medida local es el doble del desplazamiento entre sus extremos (desplazamiento local  $u_{CT}$ ) y la longitud de referencia local  $L_{CT}$  es el doble de la coordenada axial de sus extremos ( $z_{CT}$ ). La definición (1) incluye la hipótesis de pequeñas deformaciones, que se utilizará en este trabajo, y es normalmente válida para acero de alta resistencia (u otro material con similar comportamiento frágil) en condiciones de fisuración en ambiente agresivo. El centro de la base de medida local  $L_{CT}$  estará siempre en el plano de la fisura, aunque podrá situarse a distancia variable (siempre pequeña) respecto del fondo de la grieta, que es su ubicación más representativa.

La *velocidad de deformación local* en el extremo de la fisura puede obtenerse por derivación numérica de la expresión (1):

$$\dot{\epsilon}_{CT} = \frac{u_{CT}^{i+1} - u_{CT}^i}{z_{CT} \Delta t} \quad (2)$$

donde los superíndices  $i$  e  $i+1$  indican un escalón de carga y el inmediatamente siguiente. El valor  $\Delta t$  representa el intervalo temporal entre dos escalones de carga, que puede ser constante o variable a lo largo del proceso de carga. En cualquier caso, y a efectos de cálculo,  $\Delta t$  debe tomarse suficientemente pequeño para que tenga sentido la derivada calculada incrementalmente.

### 3. ESTIMACION DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL

Como se ha demostrado con anterioridad [5], el promedio espacio-temporal de la velocidad de deformación local resulta representativo en el caso de ensayos de fragilización en los que el hidrógeno es

introducido mediante polarización catódica realizada durante el proceso mecánico de carga.

Dicho valor medio puede definirse mediante una integración tanto espacial como temporal, de la forma siguiente:

$$\langle\langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle\rangle = \frac{1}{t_c} \int_0^{t_c} \langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle dt \quad (3)$$

donde  $t_c$  es el tiempo hasta rotura y  $\langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle$  es el promedio espacial de la velocidad de deformación local en las proximidades del extremo de la fisura (calculado sobre la zona afectada por el hidrógeno). La expresión (3) puede aproximarse mediante:

$$\langle\langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle\rangle = \frac{\langle \epsilon_{CT,c} \rangle}{t_c} \quad (4)$$

siendo  $\langle \epsilon_{CT,c} \rangle$  el promedio espacial de la deformación crítica en el entorno del extremo de la fisura, que puede calcularse aproximadamente como la deformación crítica en el punto medio de la región crítica o zona afectada por el hidrógeno (distancia  $r_c$  al extremo de la fisura):

$$\langle\langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle\rangle = \frac{\epsilon_{CT,c}(r_c)}{t_c} \quad (5)$$

Considerando la definición de deformación local (1) y situando la base de medida local  $L_{CT}$  precisamente a distancia  $r_c$  respecto al extremo de la fisura:

$$\epsilon_{CT,c}(r_c) = \frac{u_{CT,c}}{r_c \operatorname{tg} \theta} \quad (6)$$

donde  $u_{CT}$  es el desplazamiento de la base de medida local,  $r$  y  $\theta$  son las coordenadas polares locales en el extremo de la fisura (distancia y ángulo), y el subíndice  $c$  indica la situación crítica o de fractura en los ensayos de fragilización por hidrógeno. Asumiendo como válidas las hipótesis de la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal (MFEL) en condiciones de deformación plana [6], se tiene:

$$\epsilon_{CT,c}(r_c) = \frac{K_c}{G} \sqrt{\frac{1}{2\pi r_c}} \xi(\theta) \quad (7)$$

donde  $K_c$  es el factor de intensidad de tensiones crítico (al final del ensayo de fragilización por hidrógeno),  $G = E/2/(1+\nu)$ ,  $E$  y  $\nu$  son las constantes elásticas del material, y  $\xi(\theta)$  es una función adimensional de la coordenada angular  $\theta$ , dada por [6]:

$$\xi(\theta) = \frac{\operatorname{sen}(\theta/2)}{\operatorname{tg} \theta} [2 - 2\nu - \cos^2(\theta/2)] \quad (8)$$

**4. APLICACION A ENSAYOS CON VELOCIDAD DE DEFORMACION CONSTANTE**

El concepto de velocidad de deformación local en el extremo de una fisura se aplicó a la modelización de ensayos a velocidad de deformación constante (SSRT) en condiciones de fragilización por hidrógeno, sobre muestras prefisuradas a partir de barras de 12mm de acero perlítico de alta resistencia, cuya composición química y propiedades mecánicas se dan en las Tablas 1 y 2, respectivamente.

**Tabla 1.** Composición química del acero

C	Mn	Si	P	S
0.74	0.70	0.20	0.016	0.023

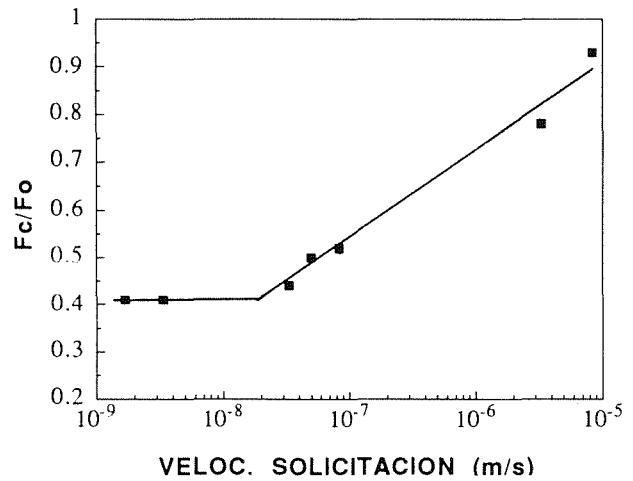
**Tabla 2.** Propiedades mecánicas del acero

E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_{max}$ (MPa)	$\epsilon$ ( $\sigma_{max}$ ) (%)
195	725	1300	8.0

Las muestras fueron pre-fisuradas transversalmente en aire con un valor máximo del factor de intensidad de tensiones durante la última etapa de  $0.28 K_{IC}$ , donde  $K_{IC}$  es la tenacidad de fractura, que para el acero en estudio era  $53 \text{ MPam}^{1/2}$ . La longitud de fisura fue  $a = 4.0 \pm 0.2 \text{ mm}$  en todos los casos. La velocidad de sollicitación cubrió un amplio intervalo desde  $10^{-9}$  hasta  $10^{-5} \text{ ms}^{-1}$ . El ambiente agresivo fue una solución  $1 \text{ g/l Ca(OH)}_2 + 0.1 \text{ g/l NaCl}$  ( $\text{pH} = 12.5$ ). El potencial electro-químico se mantuvo constante en el valor  $E = -1200 \text{ mV ECS}$  (catódico).

La Fig. 1 muestra los resultados macroscópicos de los ensayos de fragilización por hidrógeno, expresados como una relación entre la carga de fractura en ambiente de hidrógeno  $F_C$  (dividida por la carga de fractura en aire  $F_O$ ) en función de la velocidad de sollicitación, mostrando la típica tendencia monótona creciente: a mayor velocidad de sollicitación, mayor carga de fractura y menor efecto fragilizador. Para valores muy bajos de la velocidad de sollicitación, se alcanza la solución estacionaria para el problema de la difusión de hidrógeno, y el efecto fragilizador no depende de la velocidad. El análisis fractográfico mostró la bien

conocida zona TTS o *Tearing Topography Surface* [7,8], región afectada por el hidrógeno.



**Fig. 1.** Resultados experimentales de los ensayos de fragilización por hidrógeno sobre nuestras pre-fisuradas: Cociente entre la carga de fractura en hidrógeno ( $F_C$ ) y la misma en aire ( $F_O$ ) en función de la velocidad de sollicitación.

Con el fin de modelizar adecuadamente el fenómeno, resulta útil expresar los resultados en forma adimensional. Para describir el efecto fragilizador se utilizará la siguiente variable adimensional:

$$\sigma^* = \frac{F_C}{F_O} = \frac{K_C}{K_{IC}} = \frac{\bar{\sigma}_C}{\bar{\sigma}_O} \tag{9}$$

donde  $\sigma^*$  es la misma variable que la representada en el eje vertical de la Fig. 1, es decir, el cociente entre la carga de rotura en ambiente agresivo ( $F_C$ ) y la misma en aire ( $F_O$ ), que bajo las hipótesis de la MFEL es exactamente la relación entre el factor de intensidad de tensiones crítico en el ensayo de fragilización ( $K_C$ ) y la tenacidad de fractura en aire ( $K_{IC}$ ), y representa así el cociente entre la tensión equivalente crítica en ambiente de hidrógeno ( $\bar{\sigma}_C$ ) y la misma variable en aire ( $\bar{\sigma}_O$ ), medidas ambas en la región afectada por el hidrógeno, y supuesta ésta siempre contenida en la zona de dominio de  $K$ .

Para representar el efecto de la velocidad de deformación se define la siguiente variable adimensional:

$$\epsilon^* = \langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle \frac{x_s^2}{D^*} \tag{10}$$

donde  $\langle \dot{\epsilon}_{CT} \rangle$  es el promedio espacio-temporal de la velocidad de deformación local en las proximidades del

extremo de la fisura (promedio espacial sobre la zona afectada por el hidrógeno; promedio temporal a lo largo de la duración del ensayo),  $x_S$  la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática (hacia la cual el hidrógeno se difunde), y  $D^*$  el coeficiente de difusión de hidrógeno en acero perlítico.

Sustituyendo las expresiones (5) y (7) en (10), y considerando la zona TTS como zona crítica ( $r_C = x_{TTS}/2$ ), se tiene:

$$\varepsilon^* = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{K_{IC}}{G D^*} x_S^2 \xi \frac{\sigma^*}{t_C \sqrt{x_{TTS}}} \quad (11)$$

con los significados ya definidos, y  $\xi$  dada en la expresión (8). El primer factor ( $K_{IC}/G D^*$ ), representa propiedades del material; el segundo ( $x_S^2 \xi$ ), características geométricas; y el tercero ( $\sigma^*/t_C (x_{TTS})^{1/2}$ ), resultados experimentales.

Se utilizaron los siguientes valores de cálculo:

$$\begin{aligned} K_{IC} &= 53 \text{ MPa m}^{1/2} \\ G &= 73.3 \text{ GPa} \\ D^* &= 5 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s} \\ \xi_C &= 0.1862 \quad (\text{con } \theta = \pi/4) \end{aligned}$$

y los resultados experimentales útiles para la modelización aparecen en la Tabla 3.

**Tabla 3.** Resultados experimentales de los ensayos de fragilización

Nº	V. Solicitación (m/s)	$t_C$ (s)	$F_C/F_0$	$x_{TTS}$ (m)
1	$8.33 \times 10^{-6}$	600	0.93	$10^{-6}$
2	$3.33 \times 10^{-6}$	1080	0.78	$10^{-6}$
3	$8.33 \times 10^{-8}$	25200	0.52	$1.7 \times 10^{-4}$
4	$5.00 \times 10^{-8}$	34800	0.50	$1.7 \times 10^{-4}$
5	$3.33 \times 10^{-8}$	42000	0.44	$7 \times 10^{-4}$
6	$3.33 \times 10^{-9}$	540000	0.41	$7 \times 10^{-4}$
7	$1.67 \times 10^{-9}$	1080000	0.41	$7 \times 10^{-4}$

El último paso es el cálculo del valor  $x_S$ , la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática, que no puede calcularse a partir de la MFEL (que predice un valor nulo, con tensión máxima precisamente en el extremo de la fisura), de forma que se estimó a partir de dos aproximaciones elasto-plásticas. La primera consistió en la utilización de una distribución aproximada de tensión en la vecindad del extremo de la fisura, sobre la

base de la *Teoría de Líneas de Deslizamiento*, que conduce a la siguiente expresión [9].

$$\sigma_Y \left[ \frac{1}{2} + \ln \left( 1 + \frac{x_S}{\rho} \right) \right] = \frac{2}{3} \frac{(1+\nu) K_I}{\sqrt{2\pi x_S}} \quad (12)$$

donde  $\sigma_Y$  es el límite elástico del material y  $\rho$  el radio de curvatura en el fondo de la grieta. Por consiguiente:

$$x_S = x_S \left( \frac{K_I}{\sigma_Y} \right) \text{ creciente} \quad (13)$$

es decir, la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática es función creciente del cociente  $K_I/\sigma_Y$ . Esto implica que dicho valor cambia a lo largo del proceso de carga (fuertemente al principio y suavemente cuando la zona plástica está totalmente desarrollada). Sin embargo, puede adoptarse como valor aproximado el obtenido utilizando la tenacidad de fractura en aire  $K_{IC}$  como valor crítico del factor de intensidad de tensiones, lo que corresponde al instante crítico de fractura para el ensayo en aire.

El radio de curvatura  $\rho$  puede calcularse como la mitad del COD crítico (asumiendo fondo circular para el extremo de la fisura), y este valor puede relacionarse con el valor crítico de la Integral  $J$  ( $J_{IC}$ ) y la propia tenacidad de fractura:

$$\rho_C = \frac{COD_C}{2} = \frac{1}{2} \frac{J_{IC}}{\sigma_Y} = \frac{1}{2} \frac{K_{IC}^2}{E \sigma_Y} \quad (14)$$

Introduciendo las características del material en (14), se obtiene un valor para el radio de curvatura  $\rho_C = 10^{-5}$  m, y la ecuación (12) da un valor aproximado para la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática  $x_S = 10^{-4}$  m.

La segunda aproximación se basa en calcular el valor asintótico (para ensayos cuasi-estáticos) de la zona afectada por el hidrógeno. En muestras entalladas de un acero perlítico similar [10], se ha demostrado que — aparte de los primeros escalones de carga — la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática no cambia con el proceso de carga, pudiendo considerarse una característica de la geometría. En ensayos cuasi-estáticos la profundidad TTS alcanza el punto de máxima tensión hidrostática, es decir:

$$\lim_{\dot{\varepsilon} \rightarrow 0} x_{TTS} = \lim_{t_C \rightarrow \infty} x_{TTS} = x_S \quad (15)$$

donde  $\dot{\varepsilon}$  es la velocidad de deformación y  $t_C$  el tiempo hasta rotura o tiempo crítico.

En muestras pre-fisuradas, el punto de máxima tensión hidrostática sí cambia a lo largo del proceso de carga hasta que se alcanzan estadios muy avanzados de

plastificación). Sin embargo, como primera aproximación, el valor asintótico de la zona TTS en ensayos cuasi-estáticos puede ser utilizado para estimar  $x_s$ . Como puede verse en la Tabla 3, este valor es aproximadamente  $5 \times 10^{-4}$  m (la zona TTS siempre sobrepasa algo el punto  $x_s$ ).

Ambas aproximaciones dan valores de  $x_s$  con el mismo orden de magnitud, lo cual confirma su bondad. Adoptando el valor medio ( $x_s = 3 \times 10^{-4}$  m), y calculando las variables  $\sigma^*$  (9) y  $\epsilon^*$  (11) para todos los ensayos, se obtiene la Fig. 2, que muestra los resultados experimentales en forma adimensional, expresados en función de la velocidad de deformación local en las proximidades del extremo de la fisura, promediada a lo largo de la duración de ensayo sobre la zona afectada por el hidrógeno. Los resultados expresados de esta manera no dependen de la geometría, como se ha puesto de manifiesto con anterioridad [5].

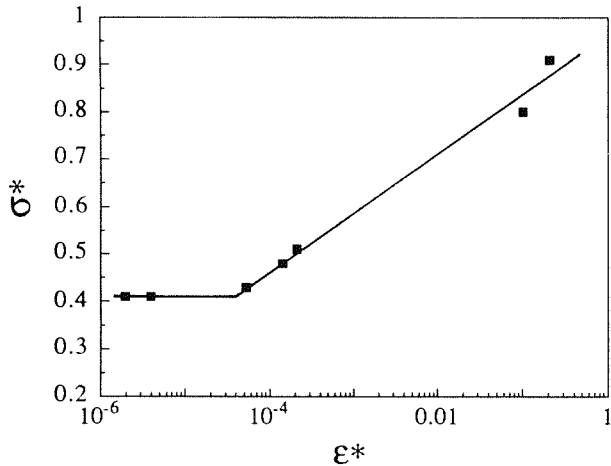


Fig. 2. Resultados de los ensayos en forma adimensional: Tensión de fractura en función de la velocidad de deformación local en el extremo de la fisura.

La Fig. 3 —tomada de la referencia [5] y dibujada en la misma escala que la Fig. 2— da los resultados de los mismos ensayos de fragilización por hidrógeno, realizados sobre probetas entalladas de un acero perlítico similar. Se utilizaron diferentes geometrías entalladas (A, B, C, D) para tener diferentes estados tensionales en las proximidades del fondo de la entalla y diferentes velocidades de deformación local. Los símbolos oscuros y las líneas horizontales discontinuas corresponden a los ensayos cuasi-estáticos, y limitan el intervalo de aplicabilidad de la formulación cinemática del criterio de fractura: Para velocidades superiores a las del ensayo cuasi-estático, la tensión crítica de fractura es función creciente de la velocidad de deformación local.

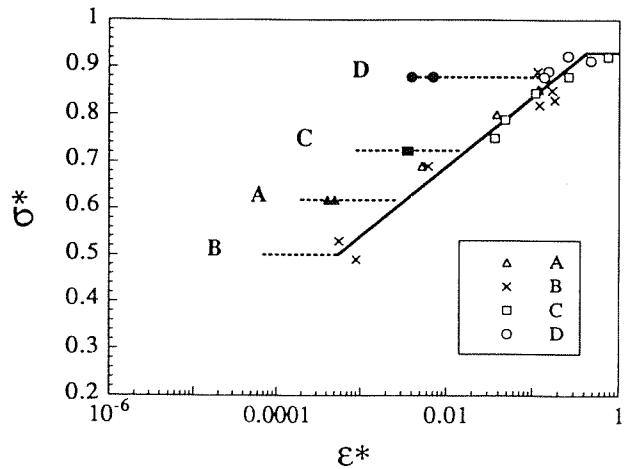


Fig. 3. Resultados de ensayos de fragilización por hidrógeno realizados en muestras entalladas de un acero perlítico similar, con diferentes geometrías de entalla (A, B, C, D). Los símbolos oscuros y las líneas horizontales discontinuas corresponden a los ensayos cuasi-estáticos.

Puede observarse que ambos conjuntos de valores experimentales muestran la misma tendencia cuando se expresan en función de la velocidad de deformación local en las proximidades de la fisura o entalla, lo que confirma el papel relevante de esta variable en los procesos de fractura en ambiente de hidrógeno en presencia de concentraciones de deformación en el fondo del defecto superficial.

Actualmente se trabaja en esta prometedora línea, con el fin de ensayar muestras entalladas exactamente del mismo acero que el utilizado en los ejemplares pre-fisurados presentados en este artículo, bajo las mismas condiciones ambientales. En el plano teórico, las futuras direcciones de trabajo pueden centrarse en el uso de expresiones más precisas de la distribución de tensiones en las proximidades del extremo de una fisura en régimen elasto-plástico, así como en la obtención numérica de dichas distribuciones de tensión.

### 5. CONCLUSIONES

1. Se ha propuesto un método simple para estimar la velocidad de deformación local en las proximidades del extremo de una fisura a partir de la distribución elástica de desplazamientos en el fondo de una grieta en tensión plana.
2. El procedimiento es totalmente analítico, gozando así de claras ventajas de simplicidad y economía de cálculo frente a los métodos numéricos tradicionales.

3. Los valores estimados de la velocidad de deformación local se han aplicado a la modelización del fenómeno de fragilización por hidrógeno de muestras fisuradas sometidas a ensayos a velocidad de deformación constante (SSRT).
4. Los resultados del modelo concuerdan realmente bien con resultados previos obtenidos en probetas entalladas de un acero similar bajo las mismas condiciones de fragilización por hidrógeno.
5. Estos resultados confirman el importante papel que juega la velocidad de deformación local en el extremo de una fisura en procesos de fragilización por hidrógeno en presencia de concentraciones de deformación.

#### Agradecimientos

El autor desea expresar su agradecimiento al Prof. Manuel Elices, Director del Departamento de Ciencia de Materiales de la Universidad Politécnica de Madrid, por su ideas y comentarios. Igualmente agradece a la Dra. A.M. Lancha (CIEMAT) la obtención de los resultados experimentales utilizados en la contrastación del modelo.

#### REFERENCIAS

- [1] Ford, F.P., y Silverman, M., "Effect of loading rate on environmentally controlled cracking of sensitized 304 stainless steel in high purity water", *Corrosion* **36**, 597-603 (1980).
- [2] Hinton, B.R.W., y Procter, R.P.M., "The effect of strain-rate and cathodic potential on the tensile ductility of X-65 pipeline steel", *Corrosion Science* **23**, 101-123 (1983).
- [3] Abramson, G., Evans, J.T., y Parkins, R.N., "Investigation of stress corrosion crack growth in Mg alloys using J-integral estimations", *Metallurgical Transactions* **16A**, 101-108 (1985).
- [4] Magnin, T., Chieragatti, R., y Oltra, R., "Mechanism of brittle fracture in a ductile 316 alloy during stress corrosion", *Acta Metallurgica et Materialia* **38**, 1313-1319 (1990).
- [5] Toribio, J., y Elices, M., "Importancia de la velocidad de deformación local en la fractura en ambientes agresivos", *Anales de Mecánica de la Fractura* **6**, 39-44 (1989).
- [6] Broek, D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics". Martinus Nijhoff, The Hague (1982).
- [7] Toribio, J., Lancha, A.M., y Elices, M., "Characteristics of the new Tearing Topography Surface", *Scripta Metallurgica et Materialia* **25**, 2239-2244 (1991).
- [8] Toribio, J., Lancha, A.M., y Elices, M., "La topografía T.T.S. como zona asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno", *Anales de Mecánica de la Fractura* **7**, 170-177 (1990).
- [9] Doig, P., y Jones, G.T., "A model for initiation of hydrogen embrittlement cracking at notches in gaseous hydrogen environments", *Metallurgical Transactions* **8A**, 1993-1998 (1977).
- [10] Toribio, J., Lancha, A.M., y Elices, M., "Macroscopic variables governing the microscopic fracture of pearlitic steels", *Materials Science and Engineering* **A145**, 167-177 (1991).



**MODELADO DE LA TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL. EFECTO DE LA PROPAGACIÓN ESTABLE DE LA GRIETA SOBRE LA PROBABILIDAD DE FALLO POR CLIVAJE.**

I. Ocaña<sup>1</sup>, A. Martín<sup>2</sup>, J. Gil Sevillano<sup>1</sup>, M. Fuentes<sup>2</sup>.

(<sup>1</sup>) Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián. Universidad de Navarra. P.º de Manuel Lardizábal, 13, Apartado 1674, 20080-San Sebastián, Guipúzcoa.

(<sup>2</sup>) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa. P.º de Manuel Lardizábal, 15, 20009-San Sebastián, Guipúzcoa.

**Resumen.** Se propone un modelo probabilístico para justificar los modos mixtos de fractura que se presentan en la zona de transición donde la grieta propaga inicialmente por coalescencia de cavidades (dúctilmente) y cambia a clivaje (modo frágil). El modelo, basado en el concepto de "weakest link", parte de una probabilidad de fractura determinada por la extensión inicial de la zona plástica. Si esta probabilidad de fallo frágil (clivaje) no es suficientemente elevada, se supone que la grieta se propaga en forma estable (dúctilmente), de este modo, la bola plástica en la punta de la grieta muestrea un mayor volumen de material. Es claro que al muestrearse un mayor volumen de material, la probabilidad acumulada de fallo frágil aumenta. Las predicciones del modelo se comparan con los resultados experimentales obtenidos para un acero bainítico S A553B, grado 1, en la zona de transición.

**Abstract.** A probabilistic model is proposed in order to explain the fracture mode transition that takes place at the ductile-brittle transition temperature for steels. Crack initially grows by void coalescence (ductile mode) and then changes to cleavage (brittle mode). The model is based on the weakest link concept. The initial brittle fracture probability is derived from the plastic zone extension. Whenever this brittle fracture probability is low, the crack is allowed to propagate, so, the plastic zone samples a larger volume. It is clear that brittle fracture cumulative probability will increase because a larger volume of material is being sampled. Theoretical predictions and experimental results for S A533B C.1 about the transition temperature are compared.

## 1. INTRODUCCION

Las fracturas de los aceros en la zona de transición dúctil-frágil tienen lugar por la propagación inicial de una grieta por coalescencia de cavidades (dúctilmente) y, tras un extensión estable de la grieta, cambia a clivaje (modo frágil y catastrófico). La extensión de la zona dúctil aumenta con la temperatura. A temperaturas suficientemente elevadas, toda la superficie de fractura es dúctil y no aparecen mecanismos frágiles. También se observa que la dispersión de estas extensiones dúctiles aumenta con la temperatura.

La Fig. 1.b. esquematiza el desarrollo de la bola plástica durante el proceso de carga. Hasta alcanzar el valor crítico del factor de intensidad de tensiones, no ocurren desgarros en el fondo de la grieta y la bola plástica aumenta de tamaño alrededor de la punta de la

grieta. Superado el valor crítico del factor de intensidad de tensiones,  $K_{IC}$ , comienza la propagación estable de la grieta y la bola plástica "muestrea" nuevas zonas del material. El valor de  $K_I$  aumenta al hacerlo la extensión dúctil,  $\Delta a$ , de acuerdo con la curva de resistencia a la propagación dúctil, proporcionalmente a su módulo de desgarradura,  $T$ . Suponiendo  $T$  constante y la extensión de la zona plástica proporcional a  $K_I^2$ , la zona plastificada aumenta parabólicamente con  $\Delta a$ , como esquematiza la Fig. 1.b.

## 2. MODELO TEORICO

La Fig. 1.a. muestra cómo es abordado el problema por el modelo de ordenador desarrollado por el C.E.I.T. basado en el concepto de "weakest link" y ya presentado anteriormente en este mismo foro [1-3]. El cálculo es exacto mientras no ocurre el desgarro dúctil

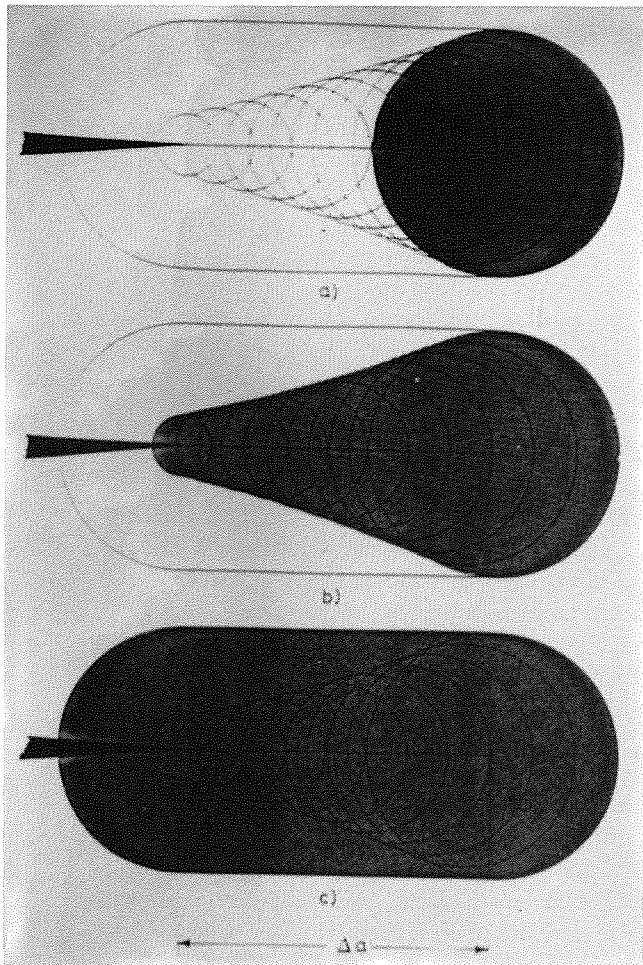


Fig. 1. Esquema del desarrollo de la bola plástica durante el proceso de carga. Se somborean: a) una cota inferior, b) el caso real y c) una cota superior.

del fondo de la grieta. Cuando ocurre la extensión estable de la grieta, el volumen de material muestreado es menor del real y la probabilidad para un fallo frágil así calculada supone una cota inferior de la probabilidad real. El objetivo de la presente colaboración es estimar el efecto del volumen muestreado de material adicional sobre la probabilidad de fallo frágil.

Aunque ya era evidente en la formulación del modelo Pineau-Beremin [4-6], Wallin [7] señaló por primera vez que todo modelo de la tenacidad de un material estadísticamente homogéneo basado:

- a) en la hipótesis del "weakest link" y
- b) suponga campos de tensiones y deformaciones geoméricamente semejantes en el entorno de la grieta

y normalizables utilizando el factor J (o  $K^2$ ) para las distancias,

conduce a una distribución de la tenacidad de tipo "Weibull de dos parámetros" con el parámetro de forma (módulo)  $m=2$  (distribuciones de  $J_c$  o CTOD) o  $m=4$  (distribuciones de  $K_{IC}$ ):

$$F(K_{IC}) = 1 - \exp(-BK_{IC}^4\psi) \quad (1)$$

donde F es una función de distribución de la tenacidad ( $K_{IC}$  en este caso), B la longitud del frente de la grieta y  $\psi$  una constante del material para la temperatura, velocidad y geometría de ensayo consideradas. Un desarrollo riguroso, con una descripción detallada de las hipótesis y una discusión de los resultados de este tipo de modelos conducentes a la ec. (1) ha sido realizado por Slatcher [8].

La Fig. 1.c. representa una cota superior de esta probabilidad de fallo frágil. Este nuevo volumen se puede descomponer en el caso de la Fig. 1.a (cota inferior, ya calculada) y otro volumen obtenido al "barrer" la bola plástica la extensión de la propagación dúctil.

En el caso de la Fig. 1.a., al aumentar el factor de intensidad de tensiones, el tamaño de la bola plástica aumenta y "muestra" un mayor volumen de material. Esta es la causa por la que la probabilidad de fallo frágil en función del factor de intensidad de tensiones

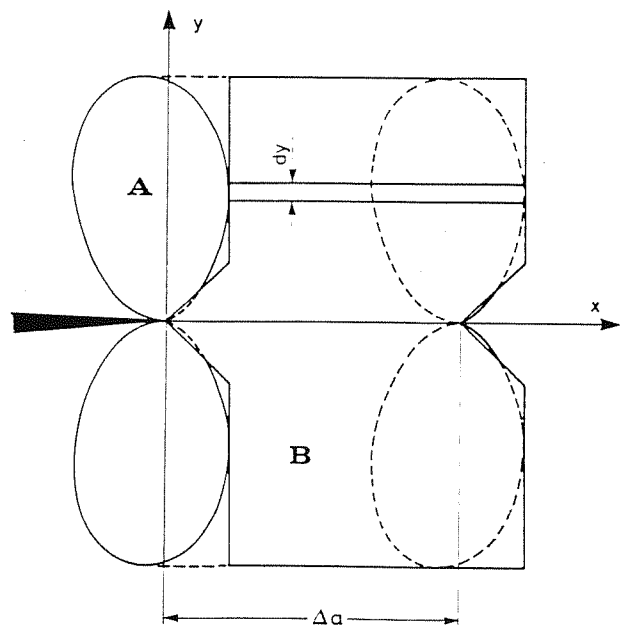


Fig. 2. Descomposición para el cálculo de la cota superior (Fig. 1.c).

aplicado,  $K_I$  aumenta y se distribuye como una función de distribución de Weibull con módulo (pendiente),  $m$ , igual a 4, como demuestran [7, 8]. Al introducir el desplazamiento de la bola plástica, aumenta adicionalmente el volumen muestreado por esta nueva causa, dando lugar a probabilidades más altas de fallo frágil.

La Fig. 2 muestra cómo se descompone el caso de la Fig. 1.c. para su cálculo. La zona A corresponde con la Fig. 1.a. y la calcula el programa descrito anteriormente [1-3]. La zona barrida se descompone en tiras horizontales de igual tensión efectiva (para el fallo frágil). Una primera aproximación se realiza substituyendo esta tensión efectiva para el fallo frágil por la tensión principal máxima que ocurre a cada altura,  $y$ . La Fig. 3 representa las isolíneas de tensión principal máxima,  $s_1$ . La máxima tensión principal, para una altura dada, se presenta en ángulos de aproximadamente  $45^\circ$  (dependiendo del índice de endurecimiento del material,  $n$ ) con respecto a la punta de la grieta. Debe tenerse en cuenta que, de acuerdo con el modelo propuesto de fallo frágil, la fractura se produce por movimiento de dislocaciones ("slip induced") por tanto se exige adicionalmente que ocurra dentro de la bola plástica. La Fig. 4 muestra la forma y extensión (normalizada) de la zona plástica para el mismo índice de endurecimiento que el empleado en la Fig. 3. Las tensiones principales en el límite elasto-plástico substituyen en los cálculos a la tensión principal máxima para una altura dada cuando ésta se sitúe en la zona elástica.

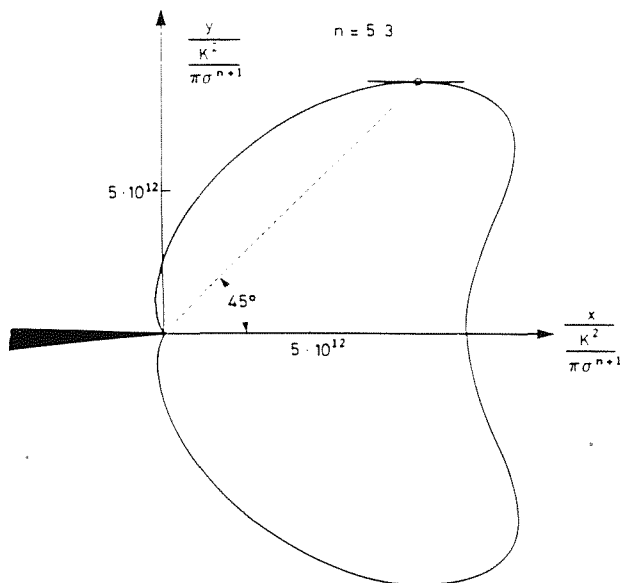


Fig. 3. Isolinia de máxima tensión principal. Campo elasto-plástico (H.R.R.),  $n=5.3$ .

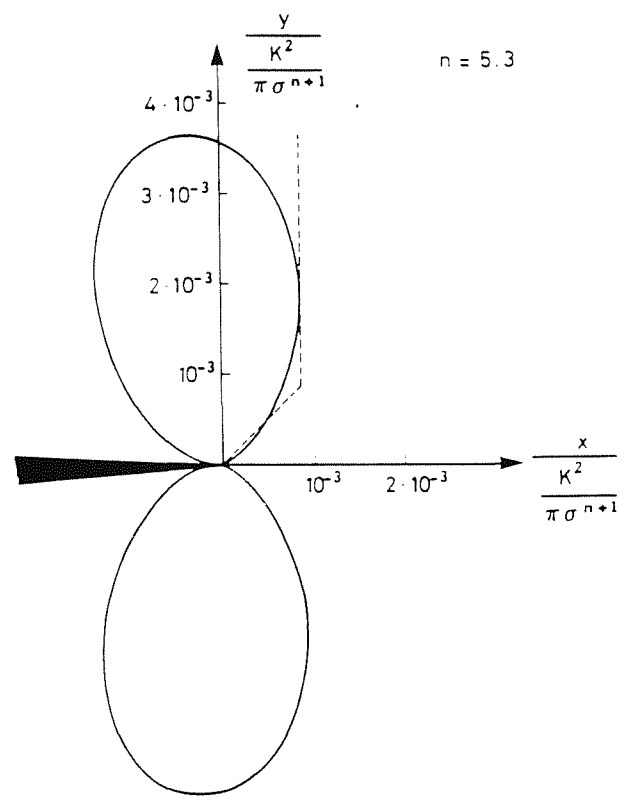


Fig. 4. Extensión (normalizada) de la zona plástica. Campo elasto-plástico (H.R.R.),  $n=5.3$ .

### 3. RESULTADOS

Se ha estudiado el caso de un acero bainítico A533B C.1 a temperaturas de  $-70$  y  $-40^\circ\text{C}$  (los índices de endurecimiento a estas temperaturas son,  $n= 5.29$  y  $n= 5.30$ , respectivamente). Para estas temperaturas se dispone de muchos resultados experimentales [1-3]. La Fig. 5 resume los resultados obtenidos sobre un diagrama de Weibull. Las Figs. 6.a y b resumen los resultados experimentales obtenidos sobre las curvas de resistencia ( $K_I$  frente a  $\Delta a$ ) a ambas temperaturas en estudio. La extensión dúctil alcanza las  $200$  y  $1000 \mu\text{m}$  para  $-70$  y  $-40^\circ\text{C}$ , respectivamente.

Los parámetros que describen la microestructura, las propiedades mecánicas y locales de fractura empleados en la simulación son los mismos propuestos para caracterizar el material en [2]. La Fig. 7 resume las predicciones del modelo, con y sin extensión dúctil (cota superior e inferior) de acuerdo con los esquemas de las Figs. 1.a y 1.c sobre un diagrama de Weibull.

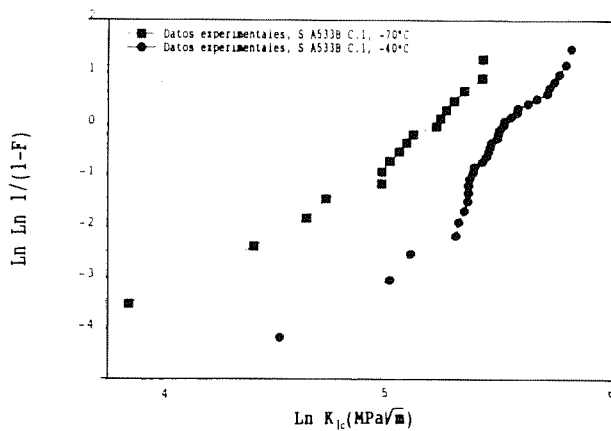


Fig. 5. Resultados experimentales para un acero bainítico, S A533B C.1 a  $-70$  y  $-40^{\circ}\text{C}$  sobre un diagrama (de probabilidades acumuladas de fallo) de Weibull.

#### 4. DISCUSION Y CONCLUSIONES

Se concluye que el efecto de la propagación dúctil tiene un efecto muy significativo sobre los valores de la probabilidad de fallo frágil. Aunque la extensión dúctil,  $\Delta a$ , es pequeña comparada con la extensión de la zona plástica, el incremento del volumen muestreado con las mayores tensiones tiene un efecto muy importante en las probabilidades totales de fallo frágil.

El efecto más pronunciado se aprecia al comienzo de la propagación dúctil. Con mayores desgarros dúctiles, parece recuperarse un exponente de Weibull,  $m=4$ , pero ahora con un valor más alto de la probabilidad de fractura frágil.

Los módulos de Weibull que se obtienen experimentalmente para las fracturas por clivaje difieren a menudo del valor teórico de 4. La propagación estable y el efecto del mayor volumen muestreado podría explicar, al menos en parte, estas discrepancias.

Si se comparan las predicciones de la Fig. 7 con los resultados experimentales de la Fig. 5 se aprecian, en ambos casos, diferentes módulos de Weibull (pendientes) en las fracturas frágiles que se observan antes y después del inicio del desgarró dúctil.

Mientras que por debajo de los 200 K el modelo predice correctamente las distancias entre las líneas de probabilidades de fallo frágil, no ocurre lo mismo a temperaturas superiores. La introducción de la propagación dúctil vuelve a separar correctamente estas curvas.

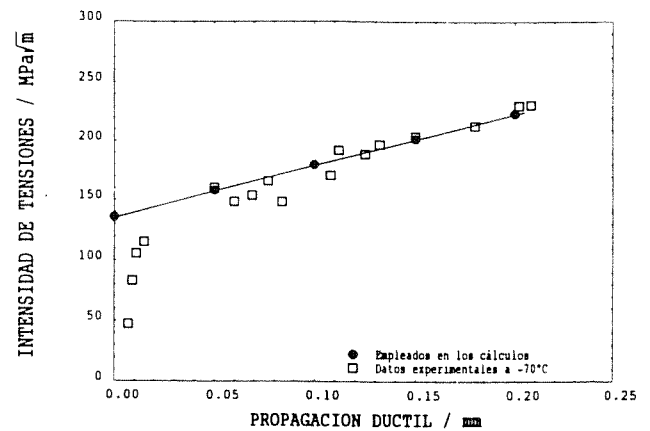


Fig. 6.a. Curva de resistencia (R) obtenida experimentalmente para el S A533B C.1 a  $-70^{\circ}\text{C}$  junto con los datos (simplificados) introducidos en los cálculos.

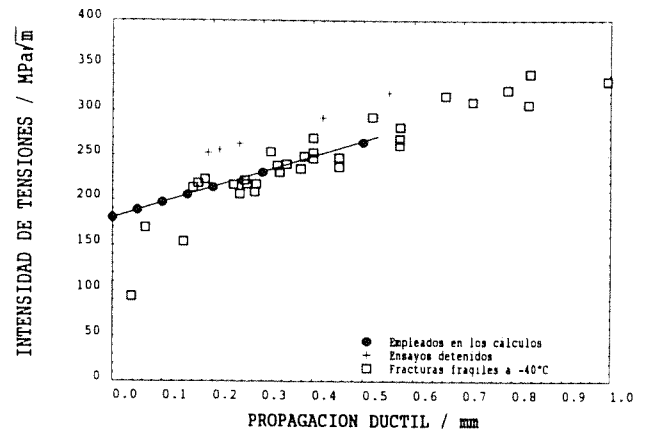


Fig. 6.b. Curva de resistencia (R) obtenida experimentalmente para el S A533B C.1 a  $-40^{\circ}\text{C}$  junto con los datos (simplificados) introducidos en los cálculos.

#### AGRADECIMIENTOS

El contenido de este artículo es consecuencia de un proyecto de investigación patrocinado por la C.E.C.A. (D.G. XII, ECSC "Steel programme, project no. 7210/KA/934-91-F1.03a). Agradecemos D<sup>a</sup> Segunda Pérez Paz por la paciencia que tuvo realizando los dibujos. Igualmente, uno de los autores (I.O.A.) desea expresar su sincero agradecimiento al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco por la beca que le ha sido concedida.

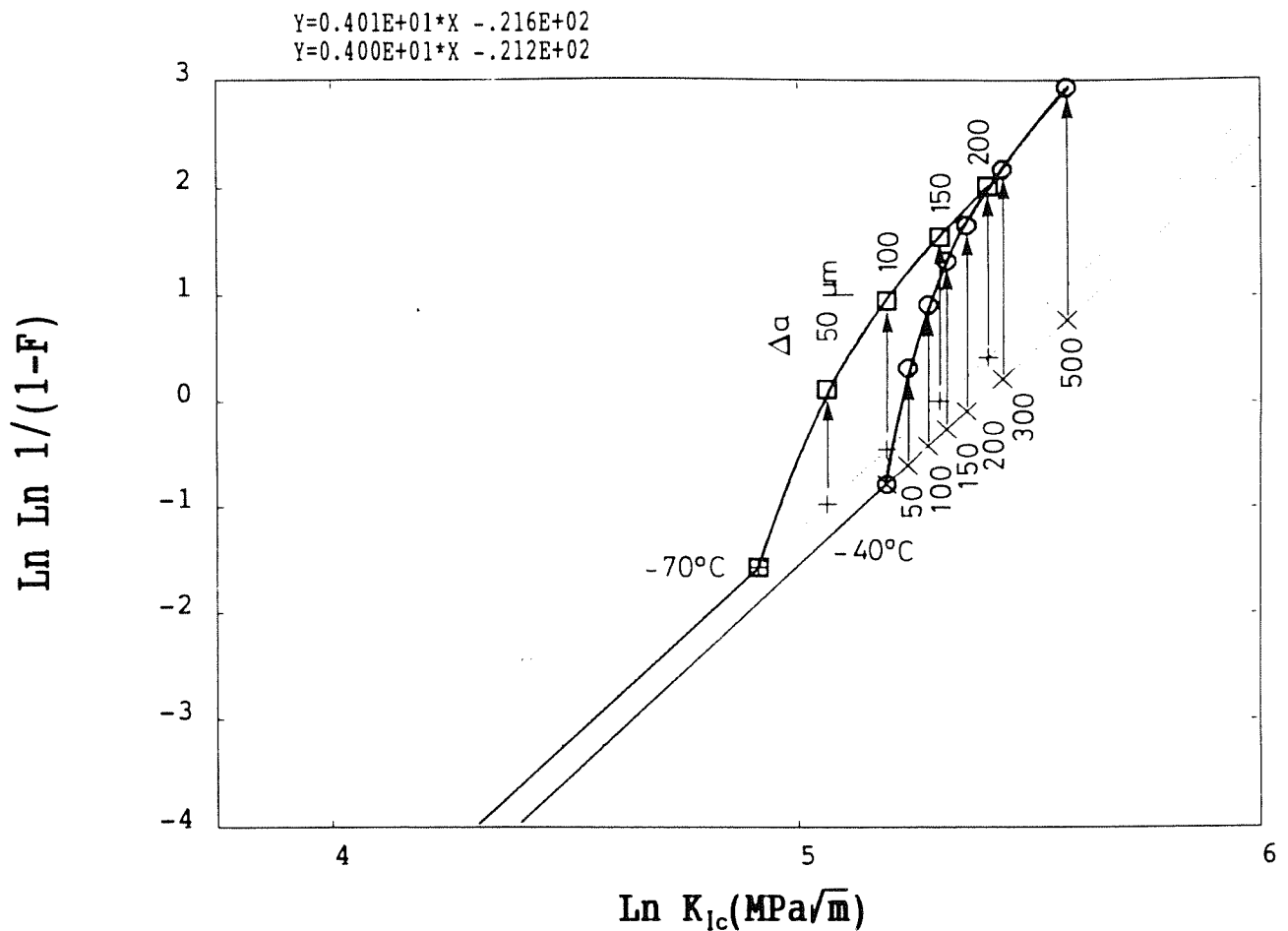


Fig. 7. Predicciones del modelo empleado para -70 y -40°C, se indican las magnitudes de las propagaciones dúctiles.

**REFERENCIAS**

[1] J. Gil Sevillano, A. Martín Meizoso y M. Fuentes Pérez, "Predicción del Factor Crítico de Intensidad de Tensiones para Fallo Frágil, K<sub>IC</sub>, en Función de la Temperatura", Anales de Mecánica de la Fractura. 8, pp. 3-8 (1991).

[2] C.E.I.T., "Tenacidad de un acero para recipientes a presión (A 533B C.1) en la zona de transición dúctil-frágil. Predicción del límite de propagación estable de la grieta", Informe final, Proyecto CECA nº 7210/KE/931 (F5-5/87), (1991).

[3] A. Martín Meizoso, R. García Arrizabalaga, J. Gil Sevillano, "A Probabilistic Model for Cleavage Fracture of Polycrystalline Metals Containing a Dispersion of Brittle Particles", in "Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures", D. Firrao, ed., EMAS, Londres. Proc. 8th European Conference on Fracture, Vol 1, Turin, (1990) pp. 70-74.

[4] A. Pineau, "Review of fracture micromechanisms and a local approach to crack resistance in low strength steels" en "Advances in Fracture Research" (Proc. 5th ICF), Vol 1, p. 179, D. Francois, ed., Pergamon Press, Oxford (1981).

[5] F.M. Beremin, "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel", Metall. Trans. A., 14A, p. 2277 (1983).

[6] D. Qu, X.W. Wang, C.K. Tsai, "On the Weibull model of cleavage fracture", en "Mechanical Behaviour of Materials - IV", vol. 2, p. 779, J. Carlsson y N.G. Ohlson, eds., Pergamon Press, Oxford (1984).

[7] K. Wallin, "The scatter in K<sub>IC</sub>-results". Eng. Fracture Mechanics, 19, p. 1085 (1984).

[8] S. Slatcher, "A probabilistic model for lower-shelf fracture toughness - Theory and applications". Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 9, p. 275 (1986).

## GRIETAS EN EL RECUBRIMIENTO DE UN BIMATERIAL ANISOTROPO

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

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

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

**Resumen.** Tomando como punto de partida la solución para una dislocación elástica en un bimaternal infinito, se obtiene la solución de tensiones y desplazamientos asociados a una dislocación en el recubrimiento (de espesor finito) de un bimaternal en el caso más general de anisotropía elástica. Esta solución se utiliza para modelizar una grieta en el recubrimiento mediante una distribución continua de dislocaciones. La formulación conduce a una ecuación integral singular que puede invertirse y resolverse numéricamente. Los factores de intensidad de tensión se obtienen directamente a partir de la distribución de dislocaciones calculada.

**Abstract.** The solution for an elastic dislocation in an infinite bimaternal is used as the starting point to obtain the stress and displacement fields corresponding to a single dislocation located in the coating (of finite thickness) of a bimaternal in the case of general elastic anisotropy. This solution is used to model a crack in the coating through a continuous distribution of dislocations. The analysis leads to a singular integral equation which can be inverted and solved numerically. The stress intensity factors are obtained directly from the computed dislocation densities.

### 1. INTRODUCCION

En este artículo, se desarrolla un modelo matemático para el análisis de una grieta inclinada un ángulo arbitrario situada en un recubrimiento de un medio base semi-infinito. Con el fin de abordar el problema con la mayor generalidad, se ha supuesto que ambos materiales, tanto el material base como el recubrimiento, son materiales anisótropos, aunque homogéneos. El punto de partida para este análisis es la solución obtenida por Stroh [1] para una dislocación en un medio anisótropo infinito. Posteriormente, Atkinson y Eftaxiopoulos [2] han generalizado esta solución para el caso de dos medios anisótropos semi-infinitos.

En la sección 2, se obtienen los campos de tensiones y desplazamientos asociados a una dislocación cuando uno de los materiales tiene espesor finito (un recubrimiento). Para ello, se modifica la solución de Atkinson y Eftaxiopoulos mediante una función correctora de manera que se satisfagan las condiciones

de contorno adicionales. La solución obtenida se utiliza, en la sección 3, para modelizar una grieta en el recubrimiento como una distribución continua de dislocaciones. Finalmente, la distribución de dislocaciones resultante de este análisis permite calcular directamente los factores de intensidad de tensión, sección 4, que son sólo función de los valores de dicha distribución en los extremos de la grieta.

### 2. DISLOCACION EN EL RECUBRIMIENTO

#### 2.1. Solución de Atkinson y Eftaxiopoulos [2]

En [2] se han determinado los campos de desplazamientos y tensiones originados por una dislocación simple, con vector de Burgers  $b$ , situada en uno de los medios semi-infinitos. Así, si la dislocación está emplazada en el punto  $a$  del medio (1) -cfr. Fig. 1-, estos campos para el medio (1) vienen dados por las ecuaciones

$$\sigma_{i1}^1 = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha}^1 p_{\alpha}^1 M_{\alpha j}^1 d_j^1 \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} + \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{i\alpha}^1 p_{\alpha}^1 E_{\beta\alpha} \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1} + CC$$

$$\sigma_{i2}^1 = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha}^1 M_{\alpha j}^1 d_j^1 \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} + \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{i\alpha}^1 E_{\beta\alpha} \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1} + CC \quad (1)$$

$$u_k^1 = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^1 M_{\alpha j}^1 d_j^1 \ln(z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1) + \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} \sum_{\beta} A_{k\alpha}^1 E_{\beta\alpha} \ln(z_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1) + CC$$

En estas ecuaciones, el convenio de la suma se aplica sobre los índices latinos, CC denota la expresión compleja conjugada de la precedente y el superíndice 1 hace referencia al medio (1).

Las magnitudes  $A_{k\alpha}$ ,  $p_{\alpha}$ ,  $L_{i\alpha}$ ,  $M_{\alpha j}$ ,  $d_j$ , son las consignadas con los mismos nombres en el trabajo de Stroh [1].

Además  $z_{\alpha}^1 = x_1 + p_{\alpha}^1 x_2$  con  $x_1, x_2$  las coordenadas de un punto genérico del medio (1),  $x_2 \geq 0$  y

$$\zeta_{\alpha}^1 = a_1 + p_{\alpha}^1 a_2$$

$$\bar{\zeta}_{\beta}^1 = a_1 + \bar{p}_{\beta}^1 a_2$$

Finalmente,  $E_{\beta\alpha}$  está definida en la ecuación (2.2.14) de [2] y depende de las propiedades elásticas de los medios (1) y (2).

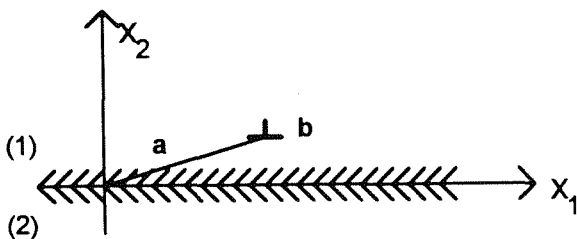


Fig. 1. Dislocación en un bimaternal infinito.

2.2. Modelización del recubrimiento

Considérese el problema de un medio semi-infinito (2) y un recubrimiento (1). Mediante un adecuado reescalado de longitudes, según se muestra en la Fig. 2, la superficie libre del recubrimiento corresponde al plano  $x_2=1$  y la intercara al plano  $x_2=0$ .

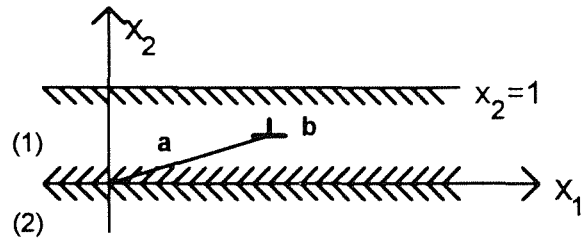


Fig. 2. Coordenadas normalizadas para una dislocación en el recubrimiento.

Las ecuaciones (1) suministran los siguientes valores para el vector tracción en el plano  $x_2=1$ .

$$\sigma_{i2}^1(x_2=1) = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha}^1 M_{\alpha j}^1 d_j^1 \frac{1}{x_1 + p_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} + \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{i\alpha}^1 E_{\beta\alpha} \frac{1}{x_1 + p_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\beta}^1} + CC \quad (2)$$

Como esta cantidad es distinta de cero, las ecuaciones (1) no corresponden al campo de tensiones y desplazamientos en el recubrimiento, a no ser que a ellas se añadan unas tensiones correctoras,  $s_{ij}$ , procedentes de un campo regular y continuo de desplazamientos,  $u_k$ , -que llamaremos campo auxiliar- que satisface las siguientes condiciones:

- continuidad de desplazamientos y tracciones en la intercara

$$u_k^1(x_2=0) = u_k^2(x_2=0)$$

$$s_{i2}^1(x_2=0) = s_{i2}^2(x_2=0)$$

- condiciones de regularidad en el infinito

- las tracciones  $s_{i2}^1$  en  $x_2=1$  deben ser opuestas a  $\sigma_{i2}^1$  expresadas en (2)

### 2.3. Determinación del campo auxiliar

Para obtener el nuevo campo regular y continuo se utiliza la transformada de Fourier de las ecuaciones de equilibrio y de las ecuaciones constitutivas de los dos medios.

#### a) Ecuaciones generales

La ecuación constitutiva de un medio elástico anisótropo es

$$s_{ij} = c_{ijkl} \underline{u}_{k,l} \quad (3)$$

La ecuación de equilibrio en ausencia de fuerzas de volumen es

$$s_{ij,j} = 0 \quad (4)$$

De (3) y (4) se obtiene

$$c_{ijkl} \underline{u}_{k,lj} = 0 \quad (5)$$

Aceptando que  $u_k$  y  $s_{ij}$  son independientes de  $x_3$  y que  $\underline{u}_k$  tiende a cero cuando  $x_1$  tiende a  $\pm\infty$ , las transformadas de Fourier de (3) y (5) resultan ser (6) y (7) respectivamente.

$$\bar{s}_{ij} = c_{ijk1} (-i\varepsilon) \bar{u}_k + c_{ijk2} \bar{u}_{k,2} \quad (6)$$

$$-c_{ilk1} \varepsilon^2 \bar{u}_k - (c_{i2k1} + c_{i1k2}) i\varepsilon \bar{u}_{k,2} + c_{i2k2} \bar{u}_{k,22} = 0 \quad (7)$$

La ecuación (7) sugiere una solución de la forma

$$\bar{u}_k = A_k \exp(Qx_2) \quad (8)$$

donde  $A_k = A_k(\varepsilon)$ ,  $Q = Q(\varepsilon)$  son magnitudes complejas, función de  $\varepsilon$ .

Llevando (8) a (7) se puede establecer que la solución general a la ecuación (7) es de la forma

$$\bar{u}_k = \sum_{\alpha} A_{k\alpha} C_{\alpha}(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon p_{\alpha} x_2) + \sum_{\alpha} \bar{A}_{k\alpha} D_{\alpha}(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\alpha} x_2) \quad (9)$$

donde  $A_{k\alpha}$  son los coeficientes obtenidos por Stroh para el campo de desplazamientos -cfr. (9) de [1]-, y  $C_{\alpha}(\varepsilon)$  y  $D_{\alpha}(\varepsilon)$  son dos funciones complejas de la variable  $\varepsilon$ , que se determinan en cada caso con las condiciones de contorno.

#### b) Particularización del campo a un medio semi-infinito con un recubrimiento

Dado un medio semi-infinito con un recubrimiento de espesor unidad, de acuerdo con (9) las transformadas de los campos auxiliares de cada medio son:

$$\bar{u}_k^1 = \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^1 C_{\alpha}^1(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon p_{\alpha}^1 x_2) + \sum_{\alpha} \bar{A}_{k\alpha}^1 D_{\alpha}^1(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\alpha}^1 x_2) \quad (10)$$

$$\bar{u}_k^2 = \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^2 C_{\alpha}^2(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon p_{\alpha}^2 x_2) + \sum_{\alpha} \bar{A}_{k\alpha}^2 D_{\alpha}^2(\varepsilon) \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\alpha}^2 x_2) \quad (11)$$

Imponiendo las condiciones de contorno

$$\lim_{x_2 \rightarrow -\infty} \bar{u}_k^2 = 0$$

$$\bar{u}_k^1(x_2 = 0) = \bar{u}_k^2(x_2 = 0)$$

$$\bar{s}_{i2}^1(x_2 = 0) = \bar{s}_{i2}^2(x_2 = 0)$$

$$\bar{s}_{i2}^1(x_2 = 1) = -\bar{s}_{i2}^1(x_2 = 1)$$

se obtienen las funciones  $C_{\alpha}^1(\varepsilon)$ ,  $D_{\alpha}^1(\varepsilon)$ ,  $C_{\alpha}^2(\varepsilon)$  y  $D_{\alpha}^2(\varepsilon)$ .

La expresión resultante de la transformada del campo auxiliar, para  $\varepsilon > 0$ , es:

$$\bar{u}_k^1 = \frac{1}{2\varepsilon} \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^1 R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} d_j^1 \exp(-i\varepsilon p_{\alpha}^1 x_2) + \frac{1}{2\varepsilon} \sum_{\alpha} \sum_{\beta} A_{k\beta}^1 \bar{W}_{\alpha\beta} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} d_j^1 \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\beta}^1 x_2) \quad (12)$$

donde

$$\bar{W}_{\alpha\beta} = F_{k\beta}^{-1} (A_{k\alpha}^1 - D_{ki} L_{i\alpha}^1) \quad (13)$$

$$D_{ki} = \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^2 M_{\alpha i}^2 \quad (14)$$

$$F_{\alpha k} = D_{ki} \bar{L}_{i\alpha}^1 - \bar{A}_{k\alpha}^1 \quad (15)$$

$$R_{i\alpha}(\varepsilon) = L_{i\alpha}^1 \exp(-i\varepsilon p_{\alpha}^1) + \sum_{\beta} \bar{L}_{i\beta}^1 \bar{W}_{\alpha\beta} \exp(-i\varepsilon \bar{p}_{\beta}^1) \quad (16)$$



$$\begin{aligned} \Phi_{ij}(\epsilon, \bar{a}) &= \sum_{\alpha} \bar{L}_{i\alpha} \bar{M}_{\alpha j}^1 \exp[-i\epsilon(\bar{p}_{\alpha}^1 - \bar{\zeta}_{\alpha}^1)] \\ &+ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} \bar{L}_{i\alpha} \bar{W}_{\beta\alpha} M_{\beta j}^1 \exp[-i\epsilon(\bar{p}_{\alpha}^1 - \zeta_{\beta}^1)] \end{aligned} \quad (17)$$

La teoría de la Transformada de Fourier establece que  $\bar{u}_k^1(-\epsilon) = \text{conj}(\bar{u}_k^1(\epsilon))$ ,  $\epsilon > 0$  (18)

Las ecuaciones (12) y (18) permiten determinar  $\bar{u}_k^1$  cuando  $\epsilon < 0$ .

La transformada inversa de Fourier suministra el siguiente valor para este campo auxiliar de desplazamientos.

$$\begin{aligned} \underline{u}_k^1 &= \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^1 \left\{ d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon + \right. \\ &\left. \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right\} + CC \end{aligned} \quad (19)$$

Obsérvese que este campo tiene la forma general de la solución de Stroh y, por tanto, los campos de tensiones vendrán dados por un potencial de la forma

$$\begin{aligned} \underline{\phi}_k &= \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{k\alpha}^1 \left\{ d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right. \\ &\left. + \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right\} + CC \end{aligned} \quad (20)$$

Finalmente podemos concluir que el campo de desplazamientos correspondiente al recubrimiento -que se obtiene superponiendo la solución de Atkinson y Eftaxiopoulos y el campo regular (19)- es el siguiente

$$\begin{aligned} u_k^1 &= \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} A_{k\alpha}^1 \left\{ M_{\alpha j}^1 d_j^1 \ln(z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1) \right. \\ &+ \sum_{\beta} E_{\beta\alpha} \ln(z_{\alpha}^1 - \zeta_{\beta}^1) \\ &+ d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \\ &\left. + \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right\} + CC \end{aligned} \quad (21)$$

y los campos de tensiones

$$\begin{aligned} \sigma_{k1}^1 &= -\frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{k\alpha}^1 P_{\alpha}^1 \left\{ M_{\alpha j}^1 d_j^1 \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} \right. \\ &+ \sum_{\beta} E_{\beta\alpha} \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\beta}^1} \\ &- id_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \\ &\left. + i \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right\} + CC \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \sigma_{k2}^1 &= \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{k\alpha}^1 \left\{ M_{\alpha j}^1 d_j^1 \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\alpha}^1} \right. \\ &+ \sum_{\beta} E_{\beta\alpha} \frac{1}{z_{\alpha}^1 - \zeta_{\beta}^1} \\ &- id_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \\ &\left. + i \sum_{\beta} W_{\beta\alpha} d_j^1 \int_0^{\infty} \frac{1}{\epsilon} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\epsilon z_{\alpha}^1) d\epsilon \right\} + CC \end{aligned} \quad (22)$$

### 3. MODELIZACION DE UNA GRIETA CERRADA EN EL RECUBRIMIENTO

Considérese una grieta cerrada en el recubrimiento tal como indica la Fig. 3. Se define un nuevo sistema de referencia,  $x_1, x_2$ , de manera que el eje  $x_1$  coincida con la grieta.

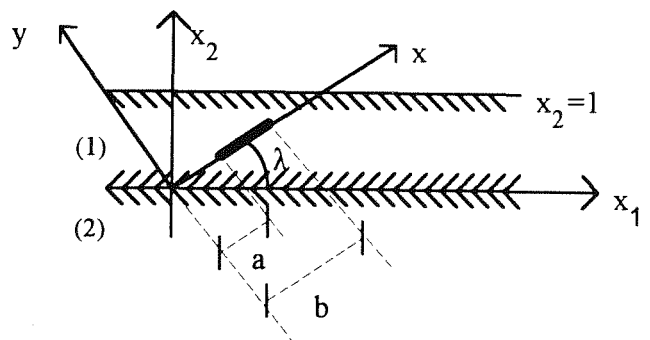


Fig. 3. Grieta cerrada en el recubrimiento.

Para una dislocación situada en el punto  $x=t$ , se tiene

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

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

(A partir de ahora se prescindirá del superíndice 1, que se dará por supuesto en todas las magnitudes en las que sea necesario, pues nos referiremos exclusivamente a grietas situadas en el recubrimiento).

Si se superpone una distribución continua de dislocaciones a lo largo de la grieta, se puede definir como densidad de dislocaciones a la magnitud

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

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

$$\sigma'_{qj} = l_{qk} l_{jr} \sigma_{kr} \tag{23}$$

donde  $l_{qk}$  es la matriz del cambio de coordenadas. Luego

$$\sigma'_{q2} = l_{qk} [-\operatorname{sen} \lambda \sigma_{k1} + \cos \lambda \sigma_{k2}] \tag{24}$$

Llevando (22) y (23) a (24), y considerando la distribución continua de dislocaciones se obtiene

$$\begin{aligned} \sigma'_{q2} = & \frac{1}{2\pi} l_{qj} \int_a^b \frac{d_j'(t)}{x-t} dt \\ & + \frac{1}{2\pi} \operatorname{Re} \left\{ \sum_\alpha \sum_\beta l_{qk} L_{k\alpha} \tau_\alpha W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_a^b \frac{d_j'(t)}{\tau_\alpha x - \bar{\tau}_\beta t} dt \right\} \\ & + \frac{i}{2\pi} \operatorname{Im} \left\{ \sum_\alpha l_{qk} L_{k\alpha} \tau_\alpha \int_a^b d_j'(t) \int_0^\infty R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} \exp(-i\varepsilon \tau_\alpha x) d\varepsilon dt \right\} \\ & - \frac{i}{2\pi} \operatorname{Im} \left\{ \sum_\alpha \sum_\beta l_{qk} L_{k\alpha} \tau_\alpha W_{\beta\alpha} \int_a^b d_j'(t) \int_0^\infty \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} \exp(i\varepsilon \tau_\alpha x) d\varepsilon dt \right\} \end{aligned} \tag{25}$$

$$\text{con } \tau_\alpha = \cos \lambda + p_\alpha \operatorname{sen} \lambda \tag{26}$$

Haciendo el cambio de variables

$$\begin{cases} x = \frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} x' \\ t = \frac{a+b}{2} + \frac{b-a}{2} t' \\ \varepsilon' = \frac{b-a}{2} \varepsilon \end{cases} \tag{27}$$

y despejando la integral de Cauchy, la ecuación (25) se convierte en

$$\begin{aligned} \int_{-1}^1 \frac{d_r'(t')}{x' - t'} = & \sigma_{r2}''(x') \\ & - \operatorname{Re} \left\{ \sum_\alpha \sum_\beta L_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \frac{d_j'(t')}{x' - Q_{\alpha\beta}(t')} dt' \right\} \\ & - \operatorname{Im} \left\{ \sum_\alpha L'_{r\alpha} \int_{-1}^1 d_j'(t') \int_0^\infty R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} f_\alpha(\varepsilon') \exp(-i\varepsilon' \tau_\alpha x') d\varepsilon' dt' \right\} \\ & + \operatorname{Im} \left\{ \sum_\alpha \sum_\beta L'_{r\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 d_j'(t') \int_0^\infty \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} g_\alpha(\varepsilon') \exp(i\varepsilon' \tau_\alpha x') d\varepsilon' dt' \right\} = G_{r2}(x') \end{aligned} \tag{28}$$

donde

$$\begin{aligned} f_\alpha(\varepsilon') &= \exp(-i\varepsilon' \tau_\alpha \frac{b+a}{2}) \\ g_\alpha(\varepsilon') &= f_\alpha(-\varepsilon') \end{aligned} \tag{29}$$

$$Q_{\alpha\beta}(t') = t'(A_{\alpha\beta} - 1) + \frac{a+b}{b-a} A_{\alpha\beta} \tag{30}$$

$$A_{\alpha\beta} = 1 - \frac{\cos \lambda - \bar{p}_\beta \operatorname{sen} \lambda}{\cos \lambda + p_\alpha \operatorname{sen} \lambda} \tag{31}$$

$$L'_{k\alpha} = L_{k\alpha} \tau_\alpha \tag{32}$$

$$\sigma_{r2}''(x') = 2\pi l_{qr} \sigma'_{q2}(x') \tag{33}$$

La ecuación integral (28) puede invertirse utilizando la fórmula estandar de inversión para la ecuación integral de Cauchy, teniendo en cuenta la singularidad en  $t' = \pm 1$ . Por lo tanto

$$d_r'(t') = \frac{(1-t'^2)^{-1/2}}{\pi^2} \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} G_{r2}(x') dx' + \frac{A_r}{\pi^2} (1-t'^2)^{-1/2} \tag{34}$$

donde  $A_r$  es una constante de integración. Sustituyendo  $G_{r2}$  en (34) y llamando  $D_r'(t') = (1-t'^2)^{1/2} d_r'(t')$  se obtiene

$$\pi^2 D_r'(t') = \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \sigma_{r2}''(x') dx' - \text{Re} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L_{\alpha\beta} W_{\beta\alpha} \bar{M}_{\beta j} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \frac{D_j'(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2} (x'+Q_{\alpha\beta}(\zeta))} d\zeta dx' \right\} - \text{Im} \left\{ \sum_{\alpha} L'_{\alpha\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \frac{D_j'(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2}} R_{\alpha i}^{-1} \Phi_{ij} f_{\alpha}(\epsilon') \exp(-i\epsilon' \tau_{\alpha} x') d\epsilon' d\zeta dx' \right\} + \text{Im} \left\{ \sum_{\alpha} \sum_{\beta} L'_{\alpha\alpha} W_{\beta\alpha} \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2}}{x'-t'} \frac{D_j'(\zeta)}{(1-\zeta^2)^{1/2}} \bar{R}_{\beta i}^{-1} \bar{\Phi}_{ij} g_{\alpha}(\epsilon') \exp(i\epsilon' \tau_{\alpha} x') d\epsilon' d\zeta dx' \right\} + A_r \tag{35}$$

Esta ecuación debe resolverse numéricamente pues la función  $D_r'(t')$  aparece también incluida en las integrales del segundo miembro de (35).

**4. CALCULO DE LOS FIT EN LOS EXTREMOS DE LA GRIETA**

Los factores de intensidad de tensión en los extremos de la grieta, Fig. 3, son

$$K_{ia} = \lim_{\epsilon \rightarrow 0} \sqrt{2\pi\epsilon} \sigma'_{k(i)2}(a - \epsilon), \text{ en el extremo a} \tag{36}$$

$$K_{ib} = \lim_{\epsilon \rightarrow 0} \sqrt{2\pi\epsilon} \sigma'_{k(i)2}(b + \epsilon), \text{ en el extremo b}$$

con  $k(1)=2, k(2)=1, k(3)=3$ .

En el cálculo de los FIT, sólo tiene interés la parte singular de las tensiones. Por lo tanto, con  $x'=1+\delta$  (extremo b) y  $\delta \rightarrow 0$ , en la ecuación (25) se pueden despreciar los tres términos no singulares obteniendo

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{2\pi} I_{qj} \int_{-1}^1 \frac{d_j'(t')}{x'-t'} dt' \tag{37}$$

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

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{2\pi} I_{qj} \int_0^{\pi} \frac{D_j'(\cos \phi)}{(1+\delta) - \cos \phi} d\phi \tag{38}$$

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

$$\sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{I_{qj}}{\sqrt{2\delta}} D_j'(1) \tag{39}$$

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

$$\sigma'_{q2}(b+\epsilon) = \sigma'_{q2}(1+\delta) = \frac{1}{4} I_{qj} D_j'(1) \frac{\sqrt{b-a}}{\sqrt{\epsilon}} \tag{40}$$

y sustituyendo (40) en (36)

$$K_{ib} = \frac{\sqrt{2\pi(b-a)}}{4} I_{k(i)j} D_j'(1) \tag{41}$$

De modo análogo se obtiene

$$K_{ia} = \frac{\sqrt{2\pi(b-a)}}{4} I_{k(i)j} D_j'(-1) \tag{42}$$

**5. CONCLUSIONES**

Se ha desarrollado un procedimiento original para evaluar analítico-numéricamente los factores de intensidad de tensión en los extremos de una grieta situada en un recubrimiento delgado anisótropo.

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

**Agradecimientos.** Los autores desean expresar su agradecimiento al Departamento de Industria y Energía del Gobierno Vasco y a la CICYT (Proyecto MAT90-0105) por la financiación del presente trabajo. C.B. agradece a la Asociación de Amigos de la Universidad de Navarra la beca concedida para la realización de la Tesis Doctoral.

#### REFERENCIAS

- [1] Siroh, A.N. "Dislocations and cracks in anisotropic elasticity", *Philosophical Magazine*, 3, 625-646 (1958).
- [2] Atkinson, C. and Eftaxiopoulos, D.A., "Interaction between a crack and a free or welded boundary in media with arbitrary anisotropy", *International Journal of Fracture Mechanics*, 50, 159-182 (1991).

**COMPORTAMIENTO DE PLACAS MIXTAS CERAMICA/COMPOSITE BAJO CARGAS DE IMPACTO**

C. Navarro, M.A. Martínez, R.Cortés, J.Rodríguez y V. Sánchez Gálvez.

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

**Resumen:** En este trabajo se presentan los resultados del impacto de proyectiles 7.62 NATO sobre blindajes compuestos por placas mixtas de cerámica/composite y un blindaje flexible. Las cerámicas consideradas son alúmina AD-96 y una mezcla de nitruro de boro y nitruro de silicio. Los composites empleados han sido fibras de aramida embebidas en una matriz de vinilester o fibras de polietileno embebidas en una matriz de resina de polietileno. El blindaje flexible, separado del composite por una cámara de aire, está constituido por capas de tejido de aramida de alta tenacidad. Para el diseño de los blindajes compuestos se ha utilizado un modelo de absorción de energía propuesto por Hetherington y Rajagopalan para blindajes compuestos. Los experimentos realizados indican que el modelo es capaz de predecir el límite balístico del conjunto formado por las placas cerámica/composite y el blindaje flexible.

**Abstract:** This paper describes the results of experiments in which 7.62 NATO projectiles impacted on ceramic faced composite armours backed by a fibrous armour. The ceramics considered were AD-96 alumina and a mixture of boron nitride and silicon nitride. The backing was a composite plate made of either aramid fibres embedded in a vinilester matrix or polyethylene fibres embedded in a polyethylene resin matrix. An additional package of high tenacity aramid fabric layers was also included, separated from the composite plate by an air chamber. The design of the armours was based on an energy absorption model proposed by Hetherington and Rajagopalan for composite armours. Normal impact experiments performed for the selected configurations revealed that the model is able to predict fairly well the ballistic limit of composite armours backed by a fibrous armour.

## 1. INTRODUCCION

El desarrollo de blindajes ligeros tiene gran importancia en aplicaciones prácticas de protección personal (chalecos o cascos) o de las estructuras de helicópteros, aviones o vehículos militares frente a amenazas de pequeño calibre. En la protección personal se ha extendido el uso de blindajes flexibles, debido a su alta resistencia y baja densidad, y como consecuencia se han dedicado grandes esfuerzos de investigación para conocer el comportamiento balístico de tejidos [1-4] o tejidos composite [5]. A pesar de que la energía necesaria para fracturar los materiales cerámicos representa sólo una pequeña fracción de la energía total del impacto [6], este tipo de materiales se ha usado ampliamente en el diseño de blindajes ligeros, por su alta resistencia a la compresión y por sus propiedades erosivas. La conjunción de las propiedades de cada uno de los componentes ha convertido a las placas de cerámica/composite en una configuración que por su eficiencia, permite ahorrar peso en el diseño de blindajes.

El conocimiento que sobre el comportamiento de los blindajes mixtos de cerámica se tiene en la actualidad, se debe en gran medida, al trabajo de Wilkins [7], que realizó una simulación numérica completa del impacto sobre blindajes de este tipo. Ahora se sabe que, en la zona impactada, el material fracturado tiene una disposición cónica que se propaga hacia la intercara entre la cerámica y la placa de composite. En esta zona, la cerámica se rompe por las cargas de tracción resultantes de la reflexión en la intercara cerámica/placa soporte de las ondas de compresión generadas por el impacto. Posteriormente, se desarrolla delante del proyectil una zona cónica de material cerámico pulverizado, y como consecuencia de la interacción entre ambos se produce un proceso de erosión del material del proyectil. Aunque, como se mencionó previamente, la energía consumida para fracturar la placa de cerámica, constituye una pequeña parte de la energía del impacto, el desarrollo de una zona de material fracturado delante del proyectil parece tener una gran importancia en su detención. De hecho, bajo grandes presiones de confinamiento, el rozamiento interno entre las partículas granulares del

material cerámico constituye un factor de vital importancia en la eficiencia balística del blindaje [8-10].

Son todavía escasos los modelos analíticos que pueden encontrarse en la bibliografía para tratar el impacto sobre blindajes mixtos de cerámica. Florence [11] desarrolló un modelo para determinar el límite balístico de estos blindajes, basado en la hipótesis de que el único efecto de la cerámica es distribuir la carga a una zona mayor que la de contacto, mientras que la placa soporte se encarga de absorber toda la energía del impacto. Este modelo ha sido revisado recientemente por Hetherington y Rajagopalan [12], aplicándolo a placas soportes de composite. Con posterioridad, Woodward [13] propuso un modelo unidimensional para la perforación de placas de cerámica usando un esquema de masas concentradas. Este modelo considera la erosión de cerámica y proyectil de un modo simple, permitiendo estudiar casos correspondientes a placas gruesas o delgadas. Por otra parte, Reijer [14] ha propuesto un modelo que tiene en cuenta la erosión, el achatamiento de la punta del proyectil, las diferentes posibilidades de deformación de la placa de composite y el comportamiento de la cerámica pulverizada.

En este trabajo se presentan los resultados del impacto de proyectiles 7.62 NATO sobre blindajes compuestos por placas mixtas de cerámica/composite y un blindaje flexible. Las cerámicas utilizadas han sido alúmina y una mezcla de nitruro de boro (BN) y nitruro de silicio ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), mientras que para el composite se han analizado los siguientes casos: tejido de aramida en matriz de vinilester, tejido de aramida de alta tenacidad en matriz de vinilester y tejido de polietileno en matriz de polietileno. El blindaje flexible, que se coloca detrás del composite, está fabricado con fibras de aramida de alta tenacidad, y es capaz de detener los proyectiles Magnum .357 y 9 mm Parabellum. El diseño del blindaje compuesto se realizó utilizando el modelo previamente citado de Hetherington y Rajagopalan [12], basado en la idea de que toda la energía del impacto es absorbida por la placa de composite. Los resultados de los experimentos realizados para las diferentes configuraciones mostraron que este modelo predice el límite balístico de placas de cerámica/composite respaldadas por blindajes flexibles, con un margen de seguridad y, por tanto, puede ser una herramienta útil en el diseño de blindajes compuestos.

## 2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

### a) Procedimiento de diseño.

El objetivo consistió en diseñar un grupo de blindajes para detener el proyectil 7.62 NATO. Para el diseño de estos blindajes se empleó el modelo de Florence [11], que se basa en la idea de que la cerámica distribuye la carga del impacto sobre una zona de radio  $R$ , mientras que la placa soporte absorbe toda la energía del impacto.

Este modelo facilita la siguiente expresión para determinar el límite balístico  $v_1$  del conjunto cerámica/composite:

$$v_1 = (\sigma_0 \epsilon h_c \pi R^2 (1 + \Psi) / 0.91 m_p)^{1/2} \quad (1)$$

donde  $\sigma_0$  es la tensión de rotura del composite,  $\epsilon$  la deformación de rotura del composite,  $h_c$  el espesor de la placa de cerámica,  $m_p$  la masa del proyectil,  $\Psi$  la relación  $m_t/m_p$ , siendo  $m_t$  la masa del blanco involucrada en el proceso de penetración, y, como se mencionó anteriormente,  $R$  es el radio de la zona del blanco afectada por el impacto.  $R$  se calcula como  $R = r + 2h_c$ , siendo  $r$  el radio del proyectil, y  $m_t$  se obtiene de la siguiente expresión:  $m_t = \pi R^2 (\rho_c h_c + \rho_b h_b)$ , siendo  $\rho_c$  y  $\rho_b$  las densidades de cerámica y composite respectivamente, y  $h_b$  el espesor de la placa de composite. Para velocidades  $v$ , superiores al límite balístico, Hetherington y Rajagopalan [12] propusieron que la velocidad de salida puede estimarse como  $(v - v_1)$ , y que la energía cinética residual puede calcularse simplemente como  $m_p (v - v_1)^2 / 2$ .

El problema que nos ocupa consiste en diseñar un blindaje compuesto (placa de cerámica más placa de composite) que se añade a un blindaje flexible fabricado con capas de tejido de aramida de alta tenacidad. Con la combinación de estos dos blindajes se pretende detener el impacto de un proyectil 7.62 NATO, constituido por un núcleo de plomo y una cubierta de latón. El blindaje flexible ha sido previamente diseñado para detener los proyectiles Magnum .357 y 9 mm Parabellum. El trauma (máxima deflexión a lo largo del eje de impacto) detectado tras los impactos de los proyectiles Magnum y Parabellum sobre este último blindaje, no supera los 19 mm [15]. El trauma es un parámetro importante en el comportamiento de los blindajes personales, donde no sólo debe garantizarse la detención del proyectil, sino también la ausencia de daños físicos graves causados por la deformación del blindaje.

La filosofía de diseño fue la siguiente: se sabe, de los experimentos realizados, que la energía de impacto de un proyectil 9 mm Parabellum está dentro del rango 581-709 J, mientras que para el Magnum .357 se sitúa entre 721 y 756 J. Se supone, entonces, que el blindaje compuesto será capaz de detener el proyectil 7.62 NATO cuando la energía cinética residual de éste, después de perforar el conjunto cerámica/composite (y justo antes de impactar contra el blindaje flexible) no sea mayor que la de los proyectiles Magnum y Parabellum. Esta energía se calcula de acuerdo con el modelo de Hetherington y Rajagopalan [12]. De esta forma, las deflexiones debidas al impacto tampoco superarán los valores máximos permitidos para el trauma (19 mm). En los cálculos se empleó un valor de 670 J para la energía cinética residual de los proyectiles.

Los valores empleados en los cálculos fueron los siguientes: radio del proyectil  $r=3.6$  mm; masa del proyectil  $m_p=9.55$ g. La densidad de la alúmina fue  $\rho_a=3700$  kg/m<sup>3</sup>, y para BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> el valor elegido fue  $\rho_b = 2680$  kg/m<sup>3</sup>. El espesor de la placa de cerámica fue 6 mm de AD-96, 5 mm de AD-96 y 5 mm de BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, alternativamente. Para el composite aramida-vinilester se empleó una densidad de 1270 kg/m<sup>3</sup>, una deformación de rotura de 3.3% y una resistencia a tracción de 2.95 GPa. En el caso del compuesto aramida de alta tenacidad-vinilester los valores tomados fueron: densidad de 1240 kg/m<sup>3</sup>, deformación de rotura de 3.3% y resistencia a tracción de 3.38 GPa. Finalmente, para el conjunto polietileno-

polietileno se consideró una densidad de 887 kg/m<sup>3</sup>, una deformación de rotura de 3.5% y una resistencia a tracción de 3.1 GPa. En la tabla 1 se muestran las densidades areales totales de las configuraciones cerámica/composite consideradas, incluyendo el segundo blindaje flexible. Para la alúmina AD-96 se consideraron tres casos, a saber, el diseño base y otros dos adicionales con mayor y menor densidad areal. En el caso de la placa de cerámica de BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, además del diseño base se consideró otra configuración con menor densidad areal (para el caso del soporte de polietileno) y con mayor densidad areal (para los casos de las placas de los dos tipos de aramida).

BLINDAJE	DENSIDAD AREAL (kg/m <sup>2</sup> )	VELOCIDAD (m/s)	ENERGIA CINETICA RESIDUAL TEORICA (J)
Aramida/vinilester + AD96 6mm	35.100	827.03	837.10 *
Aramida/vinilester + AD96 6mm	36.180	815.70	658.00
Aramida/vinilester + AD96 6mm	37.850	821.09	503.50
Aramida/vinilester + AD96 5mm	35.300	818.75	822.50
Aramida/vinilester + AD96 5mm	35.300	831.47	873.70
Aramida/vinilester + AD96 5mm	36.900	833.26	735.50
Aramida/vinilester + AD96 5mm	36.900	831.75	730.00
Aramida/vinilester + AD96 5mm	39.700	833.82	530.60
Aramida/vinilester + AD96 5mm	39.700	823.78	499.00
Aramida/vinilester + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	32.960	872.89	897.00 *
Aramida/vinilester + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	35.750	857.12	691.10
Aramida Ht/vinilester + AD96 6mm	34.200	819.35	804.80 *
Aramida Ht/vinilester + AD96 6mm	35.300	839.73	729.40 *
Aramida Ht/vinilester + AD96 6mm	35.300	950.67	1202.30 **
Aramida Ht/vinilester + AD96 6mm	36.440	823.44	539.50
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	34.310	833.54	870.40
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	34.100	845.02	917.80
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	35.800	835.83	720.80
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	35.800	826.69	687.30
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	38.030	821.43	493.30
Aramida Ht/vinilester + AD96 5mm	38.030	833.20	530.10
Aramida Ht/vinilester + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	31.300	872.89	915.80 *
Aramida Ht/vinilester + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	33.800	857.12	639.00 *
Polietileno/polietileno + AD96 6mm	32.350	824.39	888.30 *
Polietileno/polietileno + AD96 6mm	33.300	820.02	705.60 *
Polietileno/polietileno + AD96 6mm	34.210	831.13	603.50
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	31.420	822.77	886.00
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	31.420	945.04	1460.34 **
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	33.300	830.87	701.00
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	33.300	828.73	693.60
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	35.100	824.12	500.40
Polietileno/polietileno + AD96 5mm	35.100	828.60	514.30
Polietileno/polietileno + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	26.630	840.72	989.00 **
Polietileno/polietileno + BN+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> 5mm	28.700	834.58	757.00 *

\* Perforación del primer blindaje.

\*\* Perforación completa.

**Tabla 1.** Densidad areal, velocidad inicial de proyectil y energía cinética residual teórica después de una hipotética perforación del primer blindaje.

## b) Experimentos realizados.

Las placas cerámica/composite se separaron del blindaje flexible mediante una cámara de aire de 7 mm de espesor. Esta cámara de aire se incluyó para disminuir la deflexión originada por el impacto en la última parte del blindaje. Contra estas configuraciones se lanzaron proyectiles 7.62 NATO a velocidades entre los 816 y 951 m/s, hasta un total de 34 impactos. La normalidad del impacto se aseguró, dentro de un pequeño error, por medio de un dispositivo mecánico. Con el blindaje cerámica/composite más el blindaje flexible, se detuvo al proyectil en 31 ocasiones, y solamente en tres se observó perforación. Aunque se esperaba que el primer blindaje (cerámica/composite) fuera perforado en todos los impactos, esta situación sólo se observó en 12 casos. En otros 10 se detuvo el proyectil en una situación límite después de la rotura de la última capa del composite, y en los 12 restantes el proyectil se detuvo sin rotura completa del primer blindaje. En la tabla 1 se muestran la velocidad inicial de los proyectiles y la energía residual estimada después de la hipotética

perforación del primer blindaje, de acuerdo con el modelo teórico de Hetherington y Rajagopalan para cada uno de los ensayos realizados y para los soportes de aramida-vinilester, aramida de alta tenacidad-vinilester y polietileno-polietileno, respectivamente. En esta tabla se indican también los casos en los que tuvo lugar la perforación del primer blindaje o del conjunto formado por los dos. Como puede verse, los blindajes detuvieron proyectiles con energías residuales tan altas como 917.8 J. Solamente aquellos proyectiles con energías residuales teóricas superiores a 989 J fueron capaces de perforar el blindaje completo. Esto sugiere que el criterio empleado es demasiado conservador, dado que se empleó en el diseño un valor de energía residual de 670 J.

En la figura 1 se recoge el aspecto de la cara impactada de un blanco de alúmina AD-96 respaldado por un composite de aramida-vinilester. En la figura 2 se muestra el aspecto de las partes anterior y posterior de una placa de polietileno-polietileno después del experimento.

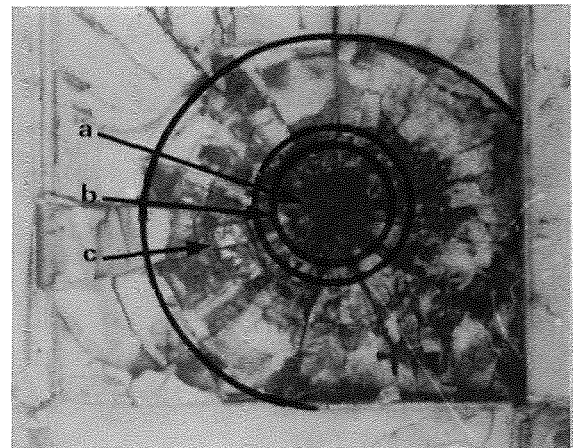
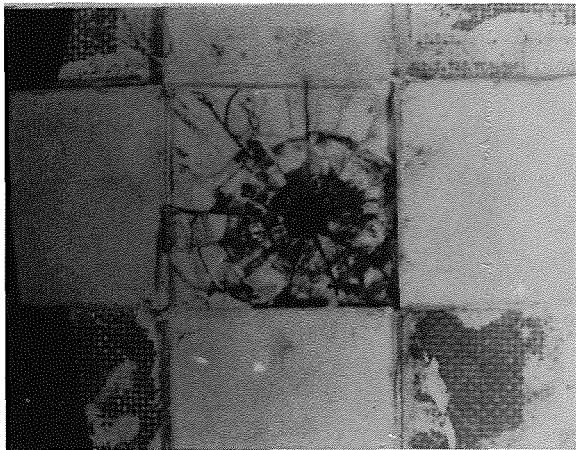


Figura 1. Vista de una placa alúmina/aramida-vinilester después del impacto.

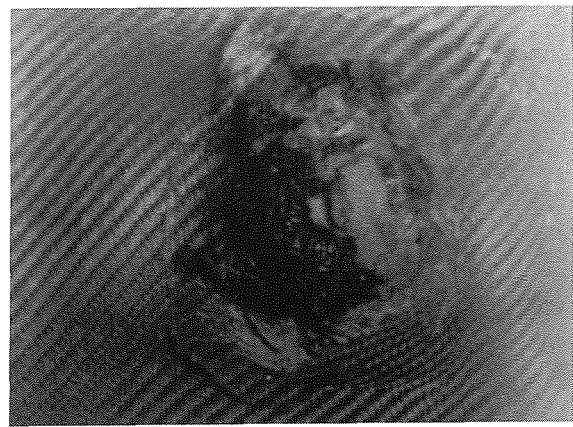
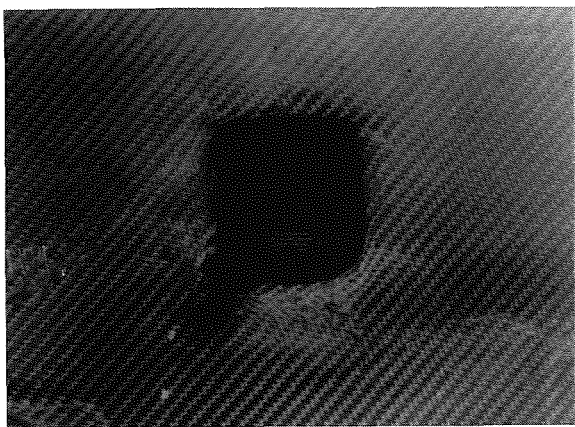


Figura 2. Cara anterior y posterior de una placa perforada de polietileno/polietileno.



En la figura 3 puede verse el aspecto del proyectil antes y después del impacto. Se observa que este proyectil es, en realidad, una mezcla de polvo de metal y fragmentos de cerámica, que se desintegra fácilmente al tocarlo. La inspección de los blancos, en la zona del impacto, permite encontrar fragmentos de metal y de cerámica, con forma de conos compactos o material fragmentado. En algunos casos, se recuperaron conos de cerámica completamente sólidos que se habían formado delante del proyectil y que tenían tamaños relativamente grandes (con una altura aproximadamente igual al espesor de la placa de cerámica).



LETHE

Figura 3. Aspecto de un proyectil 7.62 NATO antes y después del impacto.

En la figura 4 puede apreciarse el diferente comportamiento de los composites de aramida y polietileno. Se observa que este último presenta mucha menor delaminación. En la figura 5 se representa el trauma (máxima deflexión del blindaje flexible a lo largo del eje del impacto) como función de la densidad areal total del blindaje, en el caso de la placa soporte de aramida-vinilester. En las figuras 6 y 7 aparecen las mismas variables para los casos de aramida de alta tenacidad-vinilester y polietileno-polietileno, respectivamente. En estas figuras se puede apreciar que con las placas de cerámica  $BN+Si_3N_4$  el trauma generado es menor que con las placas de alúmina para un valor determinado de la densidad areal. En las figuras 8-10 se muestra la estimación teórica

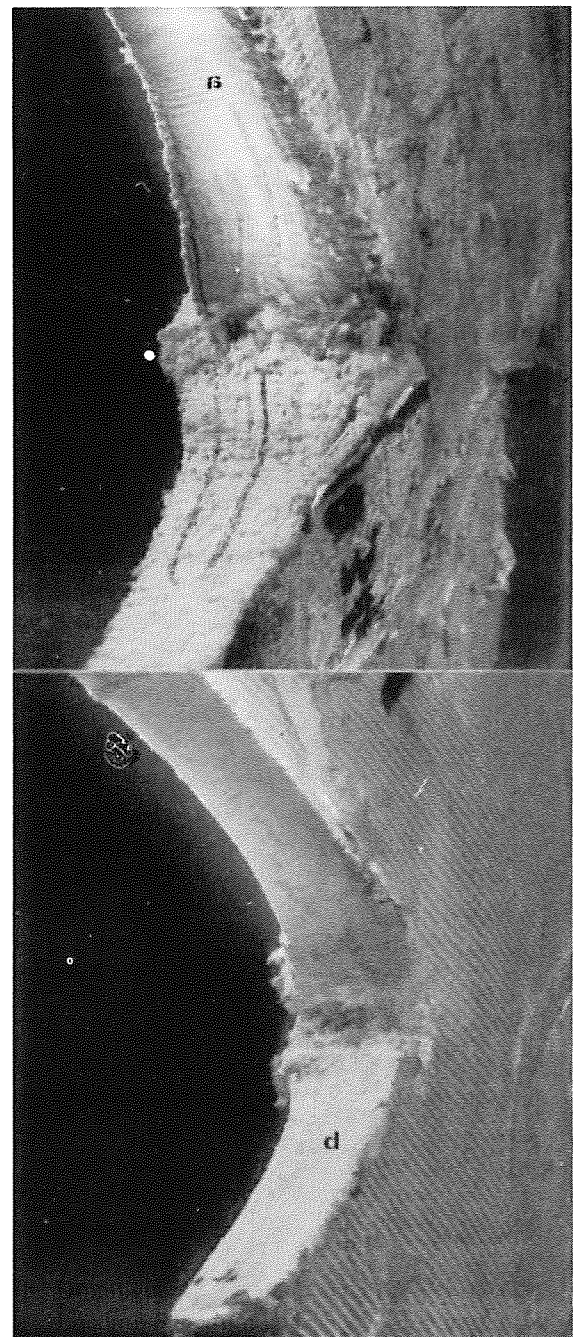


Figura 4. Aspecto de dos placas de aramida (a) y polietileno (b) después del impacto.

de la energía absorbida por el primer blindaje (cerámica/composite) en función de la densidad areal total para cada uno de los blancos impactados correspondientes a aramida-vinilester, aramida de alta tenacidad-vinilester y polietileno-polietileno, respectivamente. Estas figuras sugieren que las placas de  $BN+Si_3N_4$  son más eficientes que las de alúmina AD-96, pues proporcionan al blanco una mayor capacidad de absorción de la energía del impacto.

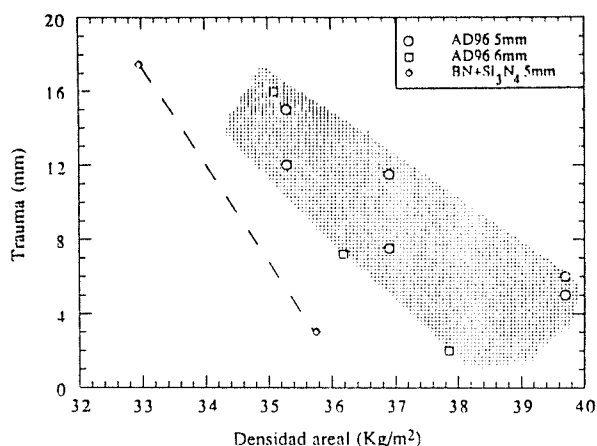


Figura 5. Trauma frente a densidad areal para placas de aramida-vinilester.

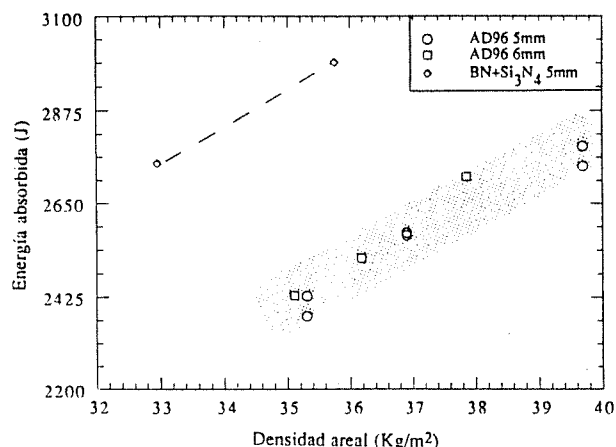


Figura 8. Energía absorbida frente a densidad areal para placas de aramida-vinilester.

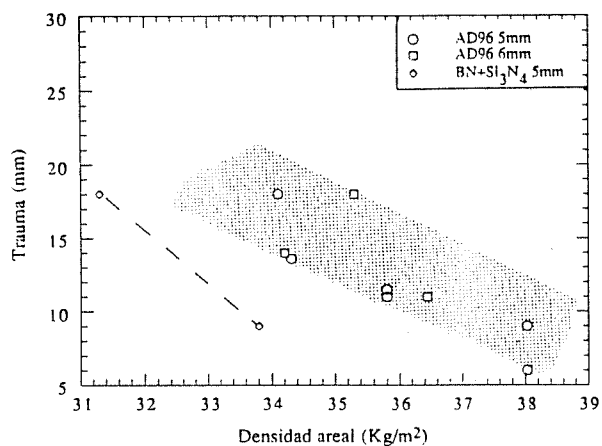


Figura 6. Trauma frente a densidad areal para placas de aramida de alta tenacidad-vinilester.

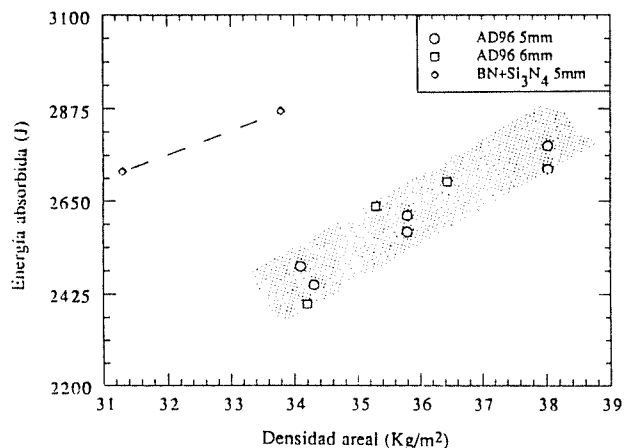


Figura 9. Energía absorbida frente a densidad areal para placas de aramida de alta tenacidad-vinilester.

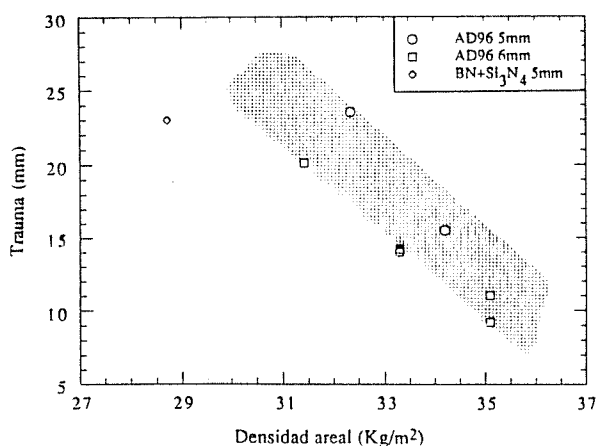


Figura 7. Trauma frente a densidad areal para placas de polietileno-polietileno.

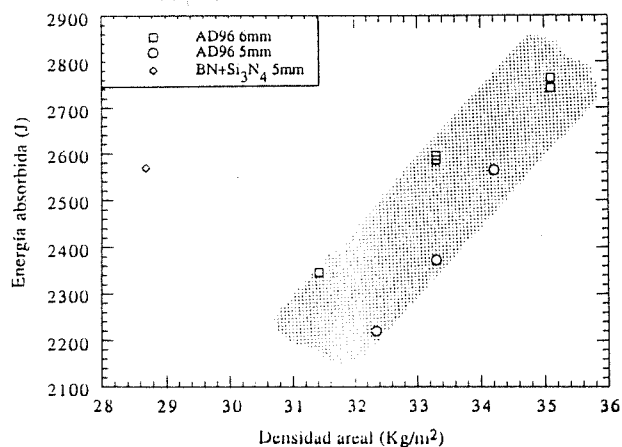


Figura 10. Energía absorbida frente a densidad areal para placas de polietileno-polietileno.

### 3. DISCUSION

La hipótesis de que una placa cerámica/composite seguida por un blindaje flexible es capaz de detener un proyectil cuando la energía residual de éste, después de perforar el conjunto cerámica/composite, es menor que la energía cinética de los proyectiles 9 mm Parabellum y Magnum .357 (que el blindaje flexible es capaz de detener por sí sólo), permite llevar a cabo un diseño conservador para el blindaje compuesto. Esto es lógico ya que, durante el impacto se producirá interacción entre los dos componentes del blindaje total, placas de cerámica/composite y blindaje flexible, de forma que ambos (no sólo el primero como se supone en el diseño) pueden contribuir simultáneamente a la detención del proyectil. Este hecho proporciona un margen apreciable de seguridad en el diseño, de forma que el blindaje completo es capaz de detener proyectiles en condiciones mucho más desfavorables que las supuestas. Puede, por tanto concluirse que el modelo de Florence, posteriormente mejorado por Hetherington y Rajagopalan, es una herramienta útil para el diseño de blindajes compuestos de cerámica/composite, que ha sido utilizada con éxito en la presente aplicación, de acuerdo también con experiencias anteriores[12].

El modelo empleado en este trabajo se caracteriza por su simplicidad, lo que hace que tenga también algunas limitaciones, como, por ejemplo, en la estimación de la forma y tamaño de la zona del blanco que contribuye a la detención del proyectil. En primer lugar debe notarse que la forma cuadrada de la huella de penetración en la placa de composite (ver figura 3), que es una característica general de todos los ensayos realizados y que puede ser explicada por la dinámica del tejido, no es totalmente consistente con la hipótesis de que es una zona circular del blanco la que contribuye a la detención del proyectil, como supone la ec. (1). Esto puede corregirse fácilmente definiendo un radio efectivo para la zona donde la carga de impacto se distribuye, aunque esta consideración no debe tener un efecto importante en las predicciones del modelo. En segundo lugar, el radio de esta zona ( $R=r+2h_c$ ) está infravalorado en la mayoría de los casos. En la figura 1 pueden apreciarse las diferencias entre el área predicha por el modelo (a) y la que, aparentemente, contribuye a la detención del proyectil (b). También se señala la zona de cerámica afectada por el impacto (c), que como se ve es mucho mayor que las anteriores, debido a los daños causados por la descarga.

Por otra parte, el modelo no considera el efecto de las propiedades de la cerámica empleada en la eficiencia del blanco. Aunque los parámetros principales en el comportamiento balístico de los materiales cerámicos no han sido completamente determinados, existe una necesidad obvia de incluir este efecto en los cálculos, al menos de un modo tentativo. De hecho, este trabajo ha demostrado que la cerámica BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> es más eficiente que la alúmina AD-96, bajo las mismas condiciones de diseño. El papel de la cerámica no está limitado a

distribuir la carga a una zona determinada por el cono de cerámica fracturada y deben realizarse nuevas investigaciones a este respecto.

Es interesante resaltar que, en algunas ocasiones, la cerámica que queda delante del proyectil no está totalmente pulverizada, sino que se encuentra en fragmentos sólidos de espesor aproximadamente igual al de la placa de cerámica, que han sido empujados por el proyectil. Estas observaciones sugieren que debe hacerse una valoración más cuidadosa del papel desempeñado por la cerámica en impacto balístico. En relación con la propagación del daño en materiales cerámicos deben mencionarse los trabajos de Evans et al. [16-18] y Shockley et al. [10], que estudiaron la propagación de grietas en materiales cerámicos ante cargas estáticas [16] y dinámicas [10,17-18]. Estos autores identificaron los diferentes tipos de grietas que aparecen en un blanco de material cerámico después de un impacto a diferentes velocidades. Evans et al. propusieron, además, un modelo simple para predecir el daño producido por un impacto en un blanco de cerámica [18]. De acuerdo con el modelo de Evans, para unas condiciones de impacto determinadas, la tenacidad de fractura  $K_{Ic}$  y la dureza  $H$  del material cerámico constituyen los principales parámetros que determinan la extensión del daño y la cantidad de material destruido en un impacto. En particular, se encontró que el radio de la zona afectada variaba con  $K_{Ic}^{-2/3}$ , mientras que la profundidad del daño lo hacía con  $H^{-1/4}$ . Aunque los valores de tales parámetros para la mezcla de BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> no han sido determinados, pueden tomarse, con el propósito de comparar, los valores de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> presentados en la referencia [18], así como los de la alúmina tomados también del mismo artículo. El trabajo de Evans proporciona valores de la tenacidad de fractura de 5.0 MPa m<sup>1/2</sup> para el Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> y 4.1 MPa m<sup>1/2</sup> para la alúmina, y una dureza Vickers de 16 GPa para el Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> y 12 GPa para la alúmina [18]. Estos datos pueden explicar la mejor eficiencia balística de BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, debido a su mayor resistencia a la propagación del daño. Además, se encontró que la cantidad de material destruido en el impacto era proporcional a  $K_{Ic}^{-4/3} H^{-1/4}$  [18], resultando este producto mucho menor para el Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> que para la alúmina. Nuevamente, este hecho parece justificar el mejor comportamiento balístico de la mezcla BN+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, con respecto al de la alúmina.

Aunque el modelo tienen en cuenta las propiedades del composite, los datos de resistencia a tracción y deformación de rotura corresponden a las fibras individuales de aramida y polietileno. No se considera, por tanto, el comportamiento global del composite. En la figura 4 puede apreciarse, para condiciones de impacto similares, que la delaminación producida en el composite de aramida es mucho mayor que en el caso del polietileno. Sin duda, estas diferencias tienen que repercutir en la eficiencia del blindaje.

Finalmente, el modelo de Hetherington y Rajagopalan, para velocidades superiores al límite balístico, estima la energía cinética residual como  $m_p(v-v_1)^2/2$ . En esta expresión no se considera la pérdida de masa del proyectil al atravesar el blanco. En los experimentos en los que la perforación no fue total, fue posible recuperar el proyectil y medir su masa después del impacto. A pesar de que la dispersión es elevada, la masa del proyectil se reduce, en promedio, a 1/3 de la inicial. Este dato parece indicar que la energía cinética residual del proyectil calculada según el modelo de Hetherington y Rajagopalan está muy sobrevalorada, lo que justificaría el menor número de capas del blindaje flexible que se rompen en estos experimentos en comparación con los casos de impacto directo de proyectiles Parabellum y Magnum.

#### 4. CONCLUSIONES

Este trabajo presenta los resultados experimentales del impacto normal de proyectiles sobre un blindaje compuesto por una placa de cerámica/composite respaldada por un blindaje flexible. El diseño se realizó para detener un proyectil 7.62 NATO, de acuerdo con un modelo energético para estimar el límite balístico, debido a Florence y posteriormente mejorado por Hetherington y Rajagopalan. Se ha demostrado que los blindajes diseñados con este modelo tienen un buen comportamiento balístico, por lo que el modelo puede emplearse como un criterio de diseño para blindajes ligeros. Ahora bien, dada la complejidad de un proceso de perforación de una placa mixta de cerámica/composite, un modelo tan simple como el que aquí se ha utilizado, tiene grandes limitaciones, debidas, sobre todo, a la no consideración de las propiedades de cada uno de los materiales que intervienen en el proceso. A pesar de lo cual, afortunadamente, los resultados que proporciona están del lado de la seguridad.

#### 5. REFERENCIAS

1. T.G. Montgomery, P.L. Grady and C. Tomasino, The Effects of Projectile Geometry on the Performance of Ballistic Fabrics, *Text. Res. J.*, **52**, 442-450 (1982).
2. C.M. Leech and B.A. Adeyefa, Dynamics of Cloth Subject to Ballistic Impact Velocities, *Comp. Struct.*, **15**, 423-432 (1982).
3. D. Roylance, Ballistics of Transversely Impacted Fibers, *Text. Res. J.*, **47**, 679-684 (1977).
4. R. C. Laible, Fibrous Armour, in *Ballistic Materials and Penetration Mechanics*, Ed.: R. C. Laible, Elsevier, New York, U.S.A., 73-115 (1980).
5. G. Zhu, W. Goldsmith and C. K. H. Dharan, Penetration of Laminated Kevlar by Projectiles - I. Experimental Investigation, *Int. J. Solids Struct.*, **29**, 399-420 (1992).
6. M. Mayselless, W. Goldsmith, S. P. Virostek and S. A. Finnegan, Impact on Ceramic Targets, *J. Appl. Mech.*, **54**, 373-378 (1987).
7. M. L. Wilkins, Mechanics of Penetration and Perforation, *Int. J. Engng. Sci.*, **16**, 793-807 (1978).
8. J. Mescall and C. Tracy, Improved Modelling of Fracture in Ceramic Armour, Proceedings of the 1986 Army Science Conference, U.S. Military Academy, West Point (1986).
9. J. Mescall and V. Weiss, Material Behaviour Under High Stress and Ultrahigh Loading Rates - Part II, Proceedings of the 29th Sagamore Army Conference, Army Materials and Mechanics Research Center, Watertown, Mass., U.S.A. (1984).
10. D.A. Shockey, A.H. Marchand, S.R. Skaggs, G.E. Cort, M.W. Burkett and R. Parker, Failure Phenomenology of Confined Ceramic Targets and Impacting Rods, *Int. J. Impact Engng.*, **9**, 263-275 (1990).
11. A. L. Florence, Interaction of Projectiles and Composite Armour Part II. Stanford Research Institute, Menlo Park, California, U.S.A., AMMRG-CR-69-15, August (1969).
12. J. G. Hetherington and B.P. Rajagopalan, An Investigation into the Energy Absorbed During Ballistic Perforation of Composite Armours, *Int. J. Impact Engng.*, **11**, 33-40 (1991).
13. R. L. Woodward, A Simple One-Dimensional Approach to Modelling Ceramic Composite Armour Defeat, *Int. J. Impact Engng.*, **9**, 455-474 (1990).
14. P. C. den Reijer, Impact on Ceramic Faced Armour, Ph. D. Thesis, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands (1991).
15. C. Navarro and M.A. Martínez, unpublished research (1991).
16. A.G. Evans and T.R. Wilshaw, Quasi-Static Solid Particle Damage in Brittle Solids - I. Observations, Analysis and Implications, *Acta metall.*, **24**, 939-956 (1976).
17. A.G. Evans and T.R. Wilshaw, Dynamic Solid Particle Damage in Brittle Materials: an Appraisal, *J. Mater. Sci.*, **12**, 97-116 (1977).
18. A.G. Evans, M.E. Gulden and M. Rosenblatt, Impact Damage in Brittle Materials in the Elastic-Plastic Response Régime, *Proc. R. Soc. London A*, **361**, 343-365 (1978).

## INCORPORACION ANALITICA DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION A MODELOS DE PROPAGACION DE MICROGRIETAS POR FATIGA

Xin, X.J.<sup>†</sup>, de los Rios, E.R.<sup>†</sup>, Navarro, A.<sup>‡</sup>

<sup>†</sup> Department of Mechanical and Process Engineering  
University of Sheffield, Mappin Street  
Sheffield S1 3JD, U.K.

<sup>‡</sup> Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales  
E.T.S. Ingenieros Industriales, Avda. Reina Mercedes s/n  
41012-SEVILLA

**Resumen.** Este trabajo describe sucintamente una aproximación analítica para modelar la influencia del endurecimiento por deformación en el crecimiento de microgrietas por fatiga. Se supone que la tensión de fricción que actúa sobre las dislocaciones en la zona plástica de la grieta está determinada por una cierta medida de la deformación en el área de la grieta. Se investiga en particular el uso de la deformación cortante plástica. Relacionando ésta con la densidad de dislocaciones en el sistema, puede obtenerse (a través de la solución de la ecuación integral de equilibrio) la evolución de la tensión de fricción. Se discute brevemente el uso de otras medidas alternativas de la deformación.

**Abstract.** This paper describes an analytical technique to incorporate strain hardening into short fatigue crack growth models. The assumption is made that the friction stress acting upon the dislocations in the crack plastic zone is related to a certain measure of the deformation in the area of the crack system. In particular the use of the plastic shear stress is investigated. This can be related to the density of dislocations in the system, and so, the evolution of the friction stress as the crack progresses can be obtained via the solution of the integral equation representing the equilibrium condition. The use of other measures of deformation is briefly discussed.

### 1. INTRODUCCION

En el diseño de un gran número de elementos de máquinas, la nucleación de grietas por fatiga es el criterio fundamental en cuanto a integridad estructural se refiere. Se trata de un problema muy antiguo. Sin embargo, de todo el panorama de fatiga, las técnicas de cálculo que se ocupan de esta fase de nucleación son las que tenían hasta ahora una base física más pobre. Se trata de métodos fenomenológicos que usan correlaciones entre tensiones o deformaciones aplicadas a una probeta y el número de ciclos requeridos para producir la rotura de la misma. Este proceder se justifica solamente con el razonamiento de que mientras la grieta sea pequeña, su pre-

sencia no altera significativamente los campos de tensiones y deformaciones y, por tanto, estos parámetros deben caracterizar globalmente el proceso del daño por fatiga. Los Métodos Clásicos de cálculo a fatiga, basados en la curva S-N de Wöhler o los más recientes Métodos de Deformaciones Locales, basados en la curva  $\epsilon$ -N, sólo permiten al diseñador hacer una estimación cruda del tiempo que la microgrieta tarda en crecer desde longitud cero hasta una cierta longitud en que su crecimiento puede ser descrito mediante la Mecánica de Fractura. Puesto que en ellos el propio comportamiento de la microgrieta se obvia totalmente, su aplicación práctica constituye casi un arte, apoyado en un recetario de diversos coeficientes experimentales: de acabado superficial, de tamaño, de concentración, etc.. La arbitrariedad en la asignación de estos coeficientes (especialmente en el de acabado superficial y en de concentración) y la consiguiente

dispersión en los resultados es bien conocida de todo el que haya tenido que aplicarlos y enseñar su uso.

El desarrollo en la última década de los estudios de crecimiento de grietas pequeñas [1-15] está por fin dotando de una base física satisfactoria a esas herramientas, a la vez las más antiguas y las más utilizadas en el diseño de componentes de máquina a fatiga.

## 2. GRIETAS PEQUEÑAS

Las grietas pequeñas (short cracks) son aquellas cuya longitud es del orden del tamaño de grano del material y cuyo crecimiento está, por tanto, fuertemente influenciado por factores microestructurales, por lo que su comportamiento no puede ser descrito de forma satisfactoria mediante la MFEL. Como es de sobra conocido, estas grietas empiezan creciendo a un ritmo relativamente elevado, pero sufren una deceleración pronunciada al aproximarse a barreras de deslizamiento, tales como bordes de grano. Algunas de estas grietas cesan de crecer. Otras sólo sufren una demora temporal, reiniciando su crecimiento y acelerándose una vez que el deslizamiento plástico se ha extendido detrás de la barrera. En general, tras un período inicial, el crecimiento de estas grietas puede ser descrito mediante la Mecánica de Fractura, i.e. se alcanza una convergencia entre el período de grieta pequeña y grieta grande. Sin embargo ese período inicial puede llegar a representar un porcentaje muy alto de la vida total, especialmente si las tensiones aplicadas no son altas y no hay concentraciones elevadas de tensión. Se estima que en este caso puede llegar a ser del orden del 90%, por lo que la etapa de crecimiento de grieta pequeña es de la máxima importancia.

El grupo de Ingeniería Mecánica y Materiales de Sevilla ha venido trabajando durante los últimos años, en colaboración con el Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Sheffield, en una serie de modelos basados en la teoría de dislocaciones que predicen esencialmente las características del crecimiento de grietas pequeñas y cuya aplicación empieza a permitir el desarrollo de relaciones entre parámetros microestructurales del material y propiedades globales de fatiga. Por ejemplo, han permitido el establecimiento de relaciones tipo Hall-Petch para el límite de fatiga, relaciones entre éste y el valor umbral del factor de intensidad de ten-

siones, construcción del diagrama de Kitagawa y de la curva S-N a partir de datos de crecimiento de grietas grandes [16-19]. Las ecuaciones de estos modelos sólo han sido desarrolladas, al día de hoy, para geometría y cargas muy simples, por lo que su uso es aún muy restringido. Se consideran materiales en los que las dislocaciones tienden a permanecer en sus planos de deslizamiento originales (materiales con baja energía de fallo de apilamiento, stacking-fault energy), dando lugar a bandas de deslizamiento rectilíneas que se extienden a través de granos completos. Se consideran grietas nucleadas en inclusiones o partículas de segunda fase, bien por despegue entre matriz y partícula o por fractura de la propia partícula.

Existen muchos otros factores que es necesario incorporar a los modelos para poder desarrollar herramientas útiles de diseño a partir de los mismos. Entre los principales podríamos citar el efecto de entallas, tensiones medias, endurecimiento por deformación y el cierre de grietas.

Este artículo presenta una descripción simplificada de los métodos que se están desarrollando para incluir el fenómeno del endurecimiento por deformación. Se piensa que esto es fundamental para lograr predicciones realistas sobre el instante en que se produce la inestabilidad en el crecimiento, es decir el punto en que se produce la fractura inestable del componente.

## 3. ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION

La necesidad de modelar el endurecimiento parte de la evidencia experimental en cuanto al aumento de la densidad de dislocaciones que acompaña el crecimiento de la grieta. Por ejemplo, de los Rios et al. [20] estudiaron la estructura de dislocaciones en las cercanías de la superficie de fractura por fatiga en probetas de acero inoxidable AISI 316 en muestras cortadas a diferentes distancias de la entalla inicial y comprobaron que la densidad de dislocaciones iba aumentando al alejarse del punto inicial.

A la hora de incluir el endurecimiento en los modelos citados, se tiene, en una primera aproximación, un parámetro sobre el que actuar (la tensión de fricción) y dos tipos de representaciones dependiendo del tipo de teoría sobre el endurecimiento que se utilice. Grosso modo se

puede hacer que la tensión de fricción sea una función de la deformación, o bien que sea directamente una función de la densidad de dislocaciones. Este último caso parece más complejo y aporta una mayor riqueza de comportamiento. Sin embargo los resultados que hemos obtenido no son todavía concluyentes, por lo que no comentaremos nada más aquí.

La primera línea ha sido desarrollada en una serie de trabajos recientes [21,22]. Se parte del modelo de endurecimiento de Seeger et. al [23]. Estrictamente este modelo se refiere a monocristales. Pero dado que en condiciones de fatiga a alto número de ciclos las deformaciones son muy pequeñas y localizadas en bandas de granos que separan regiones deformadas y no deformadas, pensamos que su aplicación puede ser razonable. El ritmo de endurecimiento depende linealmente de la deformación

$$\tau_f = \tau_o + k'\gamma \tag{1}$$

donde  $\tau_o$  es la tensión de fricción inicial. La constante  $k'$  es una característica del material cuyo orden de magnitud para un metal FCC es típicamente  $k'/G \sim 1/300$ .

La tensión de fricción dada por la expresión anterior depende de la posición dentro de la zona plástica, por lo que la obtención analítica de la solución de la ecuación integral de equilibrio utilizando directamente dicha expresión resulta excesivamente complicada. El problema se simplifica notablemente si se utiliza, en lugar de la deformación como tal, la deformación media en toda la zona plástica  $\bar{\gamma}$ . Una aproximación mejor se obtendría separando el problema en diferentes regiones correspondientes a los diversos granos atravesados por la zona plástica y utilizando la deformación media en cada uno de ellos, pero, de nuevo, esto complica demasiado el problema desde el punto de vista matemático. De acuerdo con esto, la expresión utilizada para la tensión de fricción es

$$\tau_f = \tau_o + k'\bar{\gamma} \tag{2}$$

La deformación media puede calcularse a partir de la área barrida por las dislocaciones  $A_{slip}$ ,

$$\bar{\gamma} = \frac{bA_{slip}}{V} \tag{3}$$

donde  $b$  es el vector de Burgers y  $V$  es el volumen correspondiente a la banda de deslizamiento.  $A_{slip}$  se calcula a través de la función de distribución de dislocaciones

$$A_{slip} = \int_{-c}^c x f(x) dx \tag{4}$$

y  $V = 2cw$ , siendo  $c$  y  $w$  la semilongitud total y la anchura de las bandas de deslizamiento.

Esto permite escribir la tensión de fricción directamente en términos de la función de distribución de dislocaciones

$$\tau_f = \tau_o + k \int_{-1}^1 \zeta f(\zeta) d\zeta \tag{5}$$

donde

$$k = k' \frac{bc}{2w} = pGb \tag{6}$$

Esta tensión se puede introducir en la ecuación de equilibrio del sistema

$$\int_{-1}^1 \frac{f(\zeta')}{\zeta - \zeta'} d\zeta' + \frac{P(\zeta)}{A} = 0 \tag{7}$$

siendo

$$P(\zeta) = \begin{cases} \tau & |\zeta| > n \\ \tau - \tau_o - k'\bar{\gamma} & |\zeta| \leq n \end{cases} \tag{8}$$

La solución de esta ecuación integral con  $P(\zeta)$  variable y dependiente de la propia función de distribución puede obtenerse mediante un método de perturbaciones, expresando la solución  $f(\zeta)$  como un desarrollo en serie de  $k$  [21,22]. Esto permite escribir la tensión de fricción en cualquier instante como

$$\tau_f = h\tau_o \tag{9}$$

siendo

$$h = \frac{1 + \pi R_{\tau} p \kappa}{1 + 2p\kappa I_n} \quad (10)$$

donde  $I_n = \cos^{-1} n - n\sqrt{1-n^2}$ ,  $\kappa$  es una constante que depende del tipo de dislocaciones consideradas y  $R_{\tau} = \tau/\tau_o$ .

Se puede comprobar que

$$\frac{\partial h}{\partial n} = \frac{2p\kappa(1 + \pi R_{\tau} p \kappa)}{1 + 2p\kappa I_n^2} 2\sqrt{1-n^2} \geq 0 \quad (11)$$

y

$$\frac{\partial h}{\partial R_{\tau}} = \frac{\pi p \kappa}{(1 + 2p\kappa I_n)} > 0 \quad (12)$$

Por tanto  $h$  es una función creciente de  $n$  y de  $R_{\tau}$ . Así mismo,  $h$  es función de la extensión de la grieta a través de la dependencia de  $p$  con  $c = iD/2$ . El esquema descrito resulta útil si efectivamente  $h$  crece con  $i$ , es decir, si se predice efectivamente endurecimiento como tal. Este hecho depende del comportamiento de la relación  $c/w$ , es decir, de como evoluciona la relación entre la logitud y la anchura de las bandas de deslizamiento.

Experimentos llevados a cabo por Winter [24] con cristales de cobre sometidos a fatiga muestran un incremento en el número y la anchura de las bandas de deslizamiento persistentes al aumentar la amplitud de la deformación cíclica. Puesto que la intensidad de tensiones y deformaciones varían de la forma  $c^{1/2}$  o  $i^{1/2}$ , resulta natural hacer la suposición de que  $p$  varía de la forma

$$p = p_o i^{1/2} \quad (13)$$

Introduciendo este tipo de relaciones en la expresión de  $h$  puede demostrarse que efectivamente aparece un endurecimiento. Puede comprobarse asimismo que los ritmos de endurecimiento calculados están por debajo del límite impuesto por la condición de Bilby-Cottrell-Swinden y que marca el máximo endurecimiento posible según una reciente interpretación de esta rela-

ción clásica [25].

Las simulaciones realizadas con este tipo de modelos permiten hacer una descripción bastante realista del proceso de crecimiento de grietas pequeñas, la transición a comportamiento como grieta grande (regido por la MFEL) y que se predice que ocurre alrededor de  $2a = 10D$  y recogen también el instante de aparición de la inestabilidad del crecimiento, i.e. la fractura final del componente.

Como beneficio adicional este tipo de modelos permiten hacer predicciones sobre valores característicos de tensiones de referencia del material, como la tensión de rotura y el límite de fatiga. Por ejemplo, la relación

$$\frac{\tau_{Fl}}{\tau_u} \simeq 0.52 \quad (14)$$

ha sido obtenida teóricamente a partir de estos modelos y su validez es de sobra conocida.

#### 4. REFERENCIAS

- [1] Lankford, J. (1982) "The Growth of Small Fatigue Cracks in 7075-T6 Aluminium" *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 5, pp 233.
- [2] Lankford, J. (1983) "The Effect of Environment on the Growth of Small Fatigue Cracks" *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 6(1), pp 15.
- [3] Pérez Carbonell, E. y Brown, M.W. (1986) "A Study of Short Crack Growth in Torsional Low Cycle Fatigue for a Medium Carbon Steel" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 9(1), pp 15.
- [4] Lankford, J. (1985) "The Influence of Microstructure on the Growth of Small Fatigue Cracks" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 8(2), pp 161.
- [5] Brown, C.W. y Taylor, D. (1984) "The Effect of Texture and Grain Size on Short Fatigue Crack Growth Rates in Ti-6Al-4V" *Fatigue Crack Growth Threshold Concepts*, Ed. D. Davidson y S. Suresh, pp 433-446, TMS AIME, Warrendale, Pennsylvania.



- [6] Taylor, D. y Knott, J.F. (1981) "Fatigue Crack Propagation of Short Cracks: The Effect of Microstructure" *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 4, pp 147.
- [7] Brown, C.W. y Hicks, M.A. (1983) "A Study of Short Fatigue Crack Growth Behaviour in Titanium Alloy IMI 685". *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 6, pp 67.
- [8] Tanaka, K., Hojo, M. y Nakai, Y. (1983) "Fatigue Crack Initiation and Early Propagation in Three Steels" in *Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurements of Physical Damage*, ASTM STP 811, pp 207.
- [9] Taylor, D. (1982) "Euromech Colloquium on Short Fatigue Cracks" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 5(4), pp 305.
- [10] Yoder, G. R., Cooley, L. A. y Crooker, T. W. (1982) "On Microstructural Control of Near Threshold Fatigue Crack Growth in 7000-Series Aluminum Alloys" *Sci. Metall.*, 16, pp 595.
- [11] Zurek, A.K., James, M.R. y Morris, W.L. (1983) "The Effect of Grain Size on Fatigue Growth of Short Cracks" *Met. Trans.*, 14A, pp 1967.
- [12] James, M. R., Morris, W. L. y Zurek, A. K. (1983) "On the Transition from Near Threshold to Intermediate Growth Rates in Fatigue" *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 6(3), pp 293.
- [13] Bolingbroke, R.K. y King, J.E. (1985) "A Comparison of Long and Short Fatigue Crack Growth in High Strength Aluminum Alloy", 2nd Symposium on the Behaviour of Short Fatigue Cracks, Sheffield University, September 1985.
- [14] Blom, A.F., Hedlund, A., Fathulla, A., Weiss, B. y Stickler, R. "Short Fatigue Crack Growth Behaviour in Al 2024 and Al 7475" *idem* [?].
- [15] Tokaji, K., Ogawa, T., Harada, Y. y Ando, Z. (1986) "Limitations of Linear Elastic Fracture Mechanics in Respect of Small Fatigue Crack and Microstructure" *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 9(1), pp 1.
- [16] Navarro, A. y de los Rios, E. R. (1987) "A Model for Short Fatigue Crack Propagation with an Interpretation of the Short-Long Crack Transition", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 7, pp. 97.
- [17] Navarro, A. y de los Rios E. R. (1988) "Short and Long Fatigue Crack Growth: A Unified Model" *Phil. Mag. A*, 57, pp. 15.
- [18] Navarro, A. y de los Rios (1988) "A Microstructurally-Short Fatigue Crack Growth Equation" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 11, pp. 383.
- [19] de los Rios, E. R. y Navarro, A. (1990) "Considerations of Grain Orientation and Work Hardening on Short-Fatigue-Crack Modelling" *Phil. Mag. A*, 61, pp. 435.
- [20] de los Rios, E.R. Brown M.W., Miller K.J. y Pei, H.X. (1988) "Fatigue Damage Accumulation during Cycles of Non-Proportional Straining". *Basic Questions in Fatigue*, Vol. 1, ASTM STP 924, ASTM, Philadelphia, Ed. J.T. Fong and R.J. Fields, pp. 194.
- [21] Xin, X.J. (1991) "Experimental and Theoretical Aspects of Microstructural Sensitive Crack Growth in Al-Li 8090 Alloy". Ph. D. Thesis, University of Sheffield.
- [22] Xin, X.J., de los Rios E.R. y Navarro, A. (1992) "Modelling Strain Hardening at Short Fatigue Cracks". *Short Fatigue Cracks*, ESIS 13. Ed. K.J. Miller, Mechanical Engineering Publications, Londres, pp. 369.
- [23] Seeger, A. Diehl, J. Mader, S. y Robstock, H. (1957) "Work-hardening and Work-softening of face-centred cubic metal crystals". *Phil. Mag.*, 2, pp. 323.
- [24] Winter, A. T. (1974) "A Model for the Fatigue of Copper at Low Plastic Strain Amplitudes". *Phil. Mag.*, 30, pp. 719.
- [25] Navarro, A. y de los Rios, E.R. (1992) "Fatigue Crack Growth Modelling by Successive Blocking of Dislocations" *Proc. Roy. Soc. London*, A 437, pp. 375.

## DETERMINACION DEL CIERRE DE GRIETA EN TITANIO DE PUREZA COMERCIAL Y SUS UNIONES SOLDADAS

L.M. Plaza y A.M. Irisarri

Inasmet. Camino de Portuete, 12. 20009 San Sebastian

**Resumen.** En el presente trabajo se ha analizado el efecto ejercido por la relación entre las cargas mínima y máxima de los ciclos de fatiga y por el valor máximo del factor de intensidad de tensiones sobre el cierre de grieta de una chapa de titanio grado 2 y sus uniones soldadas. Los resultados obtenidos muestran que el cierre de grieta se hace menos acusado conforme crece dicho valor máximo. Asimismo, se observa una disminución del efecto de cierre al aumentar la relación de cargas.

**Abstract.** The effect of the load ratio and maximum stress intensity factor on the crack closure behaviour of titanium grade 2 and their welded joints are studied. The tests results show a less marked crack closure as maximum stress intensity factor increases or the load ratio becomes higher.

### 1. INTRODUCCION

La producción industrial del titanio y sus aleaciones se inició a mediados de los años 50 pensando en su uso en la industria aeroespacial. Sin abandonar esta aplicación que continúa representando más del 75% del consumo, su uso se ha ido extendiendo a nuevos campos con una gran diversidad de aplicaciones<sup>[1]</sup>. Esta expansión ha sido particularmente acentuada en el caso del denominado titanio de pureza comercial que en un plazo breve de tiempo ha pasado a constituir un material fundamental en ciertos equipos destinados a centrales productoras de energía eléctrica o a la industria química.

La creciente sofisticación de estos equipos así como la sustitución de otros materiales por titanio ha creado una necesidad de considerar las propiedades de fatiga en la predicción de vida de los mismos. Actualmente se acepta ampliamente que el fenómeno del cierre de grieta afecta fuertemente a la velocidad de crecimiento de grieta en los materiales metálicos. Por tanto, cualquier intento de predecir la vida útil de un componente deberá tener muy en cuenta este efecto.

El concepto del cierre de grieta fue introducido por Elber<sup>[2]</sup> quien demostró que las grietas de fatiga permanecen cerradas durante una porción apreciable del ciclo de carga y que se debe considerar una amplitud

efectiva del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ ), igual o inferior a la amplitud aplicada sobre la probeta ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ). En su formulación Elber sugirió que la relación entre ambas amplitudes ( $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$ ) dependía de la relación entre las cargas mínima y máxima de cada ciclo R pero era independiente del valor máximo del factor de intensidad de tensiones ( $K_{max}$ ). Sin embargo, en una revisión reciente de los resultados obtenidos por diversos investigadores Hudak y Davison<sup>[3]</sup> han puesto de manifiesto que U puede depender de ambos parámetros;  $K_{max}$  y R.

El objetivo del presente trabajo es analizar el efecto ejercido por la relación de cargas y el valor máximo del factor de intensidad de tensiones sobre el cierre de grieta de una chapa de titanio grado 2 y sus uniones soldadas.

### 2. TECNICA EXPERIMENTAL

#### 2.1 Material estudiado

El material elegido para este estudio fue una chapa de 12 mm de espesor de titanio de pureza comercial de calidad ASTM B 265 grado 2<sup>[4]</sup>. La composición química y las características mecánicas de esta chapa se ofrecen en las tablas 1 y 2 respectivamente.

Fe	C	O	N	H	Ti
0.12	0.02	0.14	0.014	0.0020	Resto

Tabla 1. Composición química de la chapa

Orientación	L.E. (MPa)	C.R. (MPa)	A (%)	E (GPa)
Longitudinal	383	480	26.6	102.4
Transversal	480	529	26.9	108.8

Tabla 2. Propiedades mecánicas de la chapa

2.2 Soldadura de la chapa

Se realizaron diversas uniones soldadas sobre esta chapa en dirección perpendicular a la de laminación. Para ello se utilizó el proceso de soldadura por arco eléctrico bajo protección de argon (G.T.A.W.). Se emplearon dos diferentes procedimientos de soldadura en estas uniones. En el primero de ellos, designado como S.F., se utilizó un perfil en doble V, introduciendo un inserto de varilla en la raíz de la junta. Sin embargo, en la referencia H.I. se efectuó una unión a tope con chaflanes formando ángulos de 90° y no introduciendo ningún tipo de inserto en la raíz. En la referencia [5] se ofrece una descripción más amplia de estos procedimientos

2.3 Medida del cierre de grieta

De estas chapas se extrajeron probetas CT con la entalla situada en el metal base, tanto en orientación L-T como T-L, metal depositado y zona afectada térmicamente. Los ensayos de fatiga se efectuaron en una máquina servohidráulica de 100 KN. En cada ensayo se mantuvo constante el valor máximo del factor de intensidad de tensiones, reduciendo el valor de la relación de carga R en escalones de 0.05 por medio de una disminución del factor de intensidad de tensiones mínimo. El cierre de grieta se monitorizó por medio de un extensómetro situado en la boca de la grieta, registrándose los datos de la carga frente al desplazamiento de apertura de este extensómetro. La carga de apertura de grieta se obtuvo como el punto de intersección de la tangente a la zona curva y la prolongación del tramo lineal de la gráfica.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Las figuras 1 y 2 exhiben el efecto ejercido por la relación de las cargas R y el valor máximo del factor de intensidad de tensiones  $K_{max}$  sobre el parámetro U, indicativo del cierre de grieta, medido en las probetas de material base con orientaciones L-T y T-L, respectivamente. Es evidente en estas gráficas que el cierre de grieta se hace menos acentuado conforme R o/y  $K_{max}$  aumentan. La influencia ejercida por la relación de cargas parece más fuerte en las probetas con orientación L-T. Si bien no se ha encontrado una razón totalmente satisfactoria a esta diferencia una explicación posible se basaría en la existencia de una textura de laminación en la chapa que provoca una anisotropía en las propiedades mecánicas.

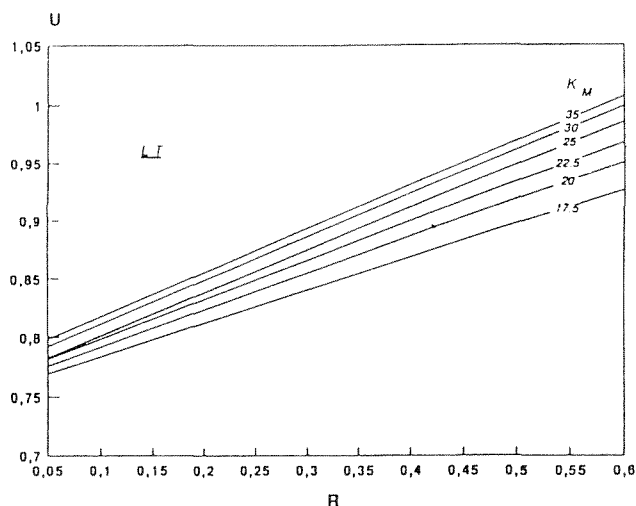


Fig. 1 Efecto de R y  $K_{max}$  sobre el cierre de grieta en probetas L-T

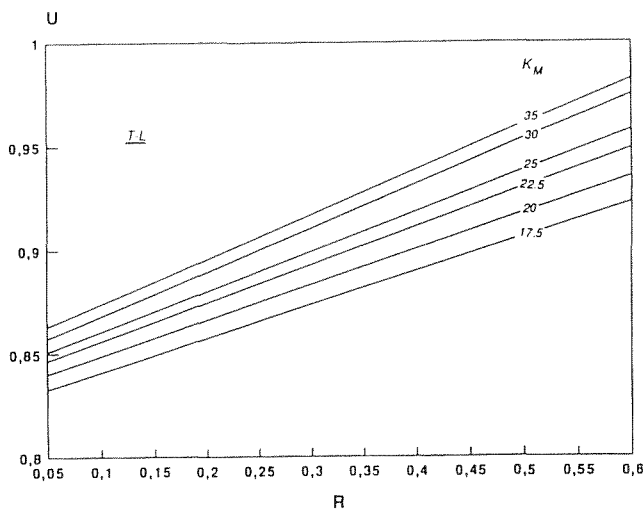


Fig. 2 Efecto de R y  $K_{max}$  sobre el cierre de grieta en probetas T-L

El ajuste de ecuaciones a los datos experimentales mediante regresión múltiple conduce a las expresiones [6]

$$U = \frac{1}{2.1 - R} \left[ 1.7 - \frac{1.6 + 6R}{K_{max}} \right] \quad (1)$$

$$U = \frac{1}{3.93 - R} \left[ 3.48 - \frac{4 + 5R}{K_{max}} \right] \quad (2)$$

para las orientaciones L-T y T-L, respectivamente. La forma de estas ecuaciones es similar a la propuesta por Bachman y Munz [7] para una aleación Ti - 6Al - 4V.

Con el fin de comprobar el grado de precisión de estas ecuaciones en la predicción del cierre de grieta se han aplicado las mismas a los datos obtenidos en los ensayos de probetas bajo condiciones de amplitud de carga constante [8]. Tal y como reflejan las figuras 3 y 4 la velocidad de crecimiento de grieta frente a la amplitud efectiva del factor de intensidad de tensiones resulta

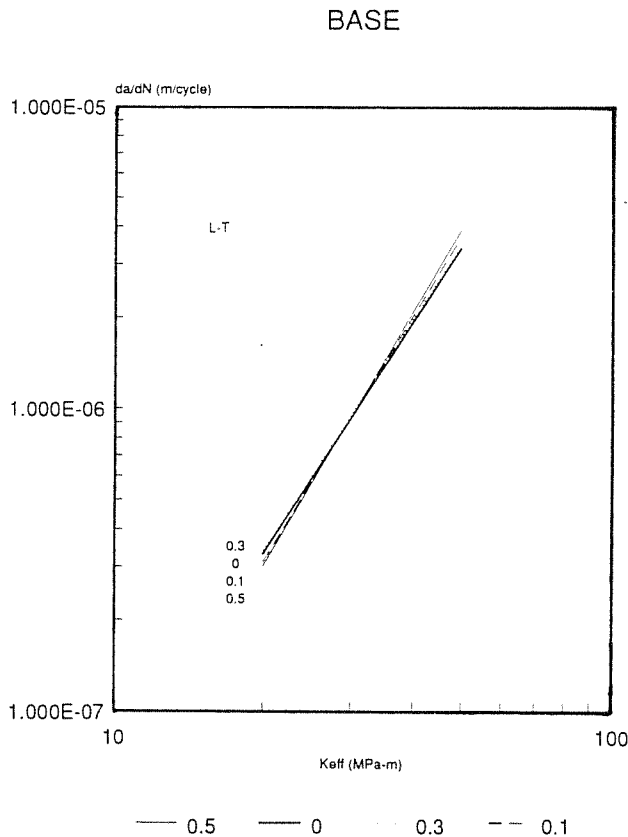


Fig. 3 Velocidad de crecimiento frente a  $\Delta K$  efectivo. Probetas L-T

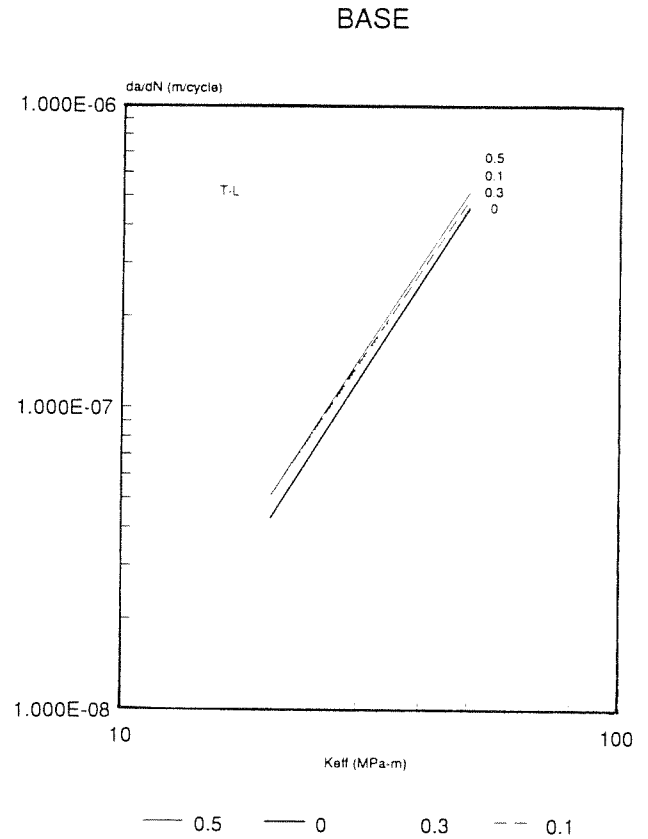


Fig. 4 Velocidad de crecimiento frente a  $\Delta K$  efectivo. Probetas T-L

prácticamente independiente apuntando hacia una correcta valoración del cierre de grieta. La única excepción es la gráfica correspondiente a la relación de cargas  $R = 0$  en las probetas T-L que se sitúa ligeramente por debajo de las restantes. Una posible explicación se puede buscar en la introducción de algunas pequeñas cargas de compresión en el ensayo de esta probeta que incrementan el efecto del cierre de grieta.

Por su parte las figuras 5 y 6 muestran el efecto ejercido por  $R$  y  $K_{max}$  sobre el valor del parámetro  $U$  en probetas con la entalla en el metal depositado correspondiente a los procedimientos S.F. y H.I respectivamente. Nuevamente se observa que tanto un incremento de  $K_{max}$  como, principalmente, de la relación de cargas  $R$  tiende a disminuir el efecto de cierre que, por otra parte, resulta muy similar en uno y otro procedimiento. Se debe señalar que se registraron algunos resultados inconsistentes a primera vista con la tendencia general pero el examen de estas probetas en el microscopio electrónico de barrido reveló la existencia de defectos de soldadura en las mismas que aceleraban la progresión y alteraban las medidas del cierre. En consecuencia, los

resultados correspondientes a las mismas no se han incluido en la valoración.

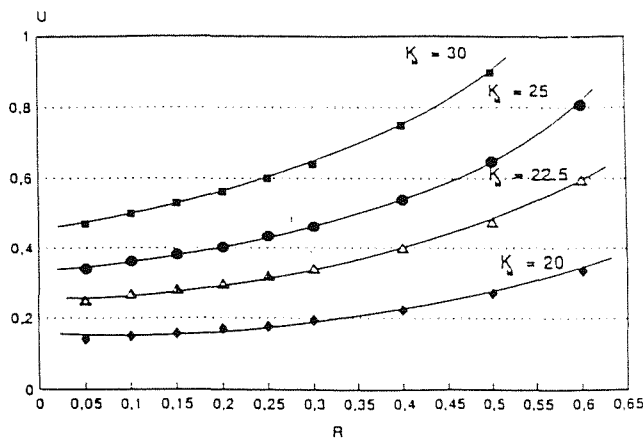


Fig. 5 Efecto de R y  $K_{max}$  sobre el cierre de grieta en soldaduras ref. S.F

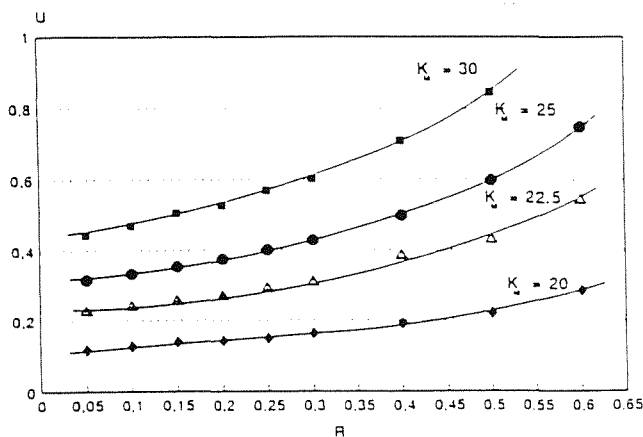


Fig. 6 Efecto de R y  $K_{max}$  sobre el cierre de grieta en soldaduras ref. H.I

La aplicación de la regresión múltiple a los datos experimentales conduce a las ecuaciones:

$$U = \frac{1}{1.0 - R} \left[ 1.05 - \frac{18.69 + 0.03R}{K_{max}} \right] \quad (3)$$

$$U = \frac{1}{1.0 - R} \left[ 1.08 - \frac{18.91 + 0.02R}{K_{max}} \right] \quad (4)$$

para las uniones soldadas S.F. y H.I, respectivamente. La forma de estas ecuaciones es similar a las obtenidas en el metal base aunque el cierre de grieta es apreciablemente más acusado en las probetas de metal depositado. El estudio fractográfico de las probetas ofrece una explicación muy probable de esta diferencia puesto que las superficies de fractura de las probetas de metal depositado muestran una rugosidad mucho mayor, hecho que incrementará el fenómeno de cierre<sup>[9]</sup>. La aplicación de estas predicciones a los datos de crecimiento de grieta en condiciones de amplitud constante parece prometedora si bien el ajuste es menos satisfactorio que el observado en el material base. Sin ninguna duda se hace necesario disponer de un mayor volumen de resultados válidos para conseguir mejorar la evaluación del cierre en las uniones soldadas.

La caracterización del comportamiento a fatiga de la zona afectada térmicamente resulta dificultosa debido a la tendencia por parte de la grieta de abandonar esta zona y proseguir a lo largo del material base. Ello conduce a que el número de resultados válidos sea bastante reducido. Estos resultados apuntan hacia un nivel de cierre similar al observado en el metal depositado si bien se hace necesaria la obtención de un mayor número de valores antes de poder establecer cualquier conclusión sobre este punto.

#### 4. CONCLUSIONES

- El cierre de grieta en el material base se hace menos acusado conforme aumenta la relación de carga R o el valor máximo del factor de intensidad de tensiones  $K_{max}$ . Se han propuesto dos ecuaciones para cuantificar este efecto.
- El efecto ejercido por la relación de cargas parece más fuerte en las probetas con orientación L-T. Una posible explicación se basaría en la existencia de una textura de laminación de la chapa que introduce una anisotropía en las propiedades.
- El uso de las ecuaciones propuestas para evaluar el efecto del cierre de grieta en ensayos de amplitud de carga constante parece altamente satisfactorio.
- En las probetas de metal depositado también disminuye el efecto del cierre de grieta cuando se incrementan  $K_{max}$  o R. Las ecuaciones propuestas para valorar este fenómeno son totalmente similares para ambos procedimientos de soldadura y adoptan la misma forma que las obtenidas para el metal base.

- e) Los niveles de cierre de grieta obtenidos en el metal depositado son sensiblemente mayores que los correspondientes a las probetas de material. Este comportamiento se ha atribuido a la mayor rugosidad de la superficie de fractura de las probetas de metal depositado fácilmente observable en el examen fractográfico de las mismas.
- f) La aplicación de las predicciones de cierre de grieta a ensayos de fatiga de amplitud de carga constante parece prometedora si bien el grado de dispersión es mayor que el obtenido en el material base.
- g) La caracterización de la zona afectada térmicamente resulta dificultosa debido a la tendencia de la grieta a penetrar en el material base. No obstante, los resultados disponibles apuntan hacia un comportamiento similar al observado en el metal depositado.
- [7] Bachman V y Munz D. *Int. Journ. of Fracture*. Vol 1 : pp. 713-716 (1975).
- [8] Plaza L.M. e Irisarri A.M.. "Fatigue Behaviour of a 12 mm thick titanium grade 2 plate". Aceptado para su presentación en la 8<sup>th</sup> International Conference on Fracture. Kiev Junio 1993.
- [9] Plaza L.M. e Irisarri A.M. "Estudio de la Relación entre las Facetas Fractográficas y el Comportamiento a Fatiga de las Uniones Soldadas de Titanio. Investigación en curso.

## 5. AGRADECIMIENTO

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda prestada al Proyecto MAT 92-0078 del cual se ha extraído el presente trabajo. Asimismo al Gobierno Vasco por la colaboración aportada para su realización y a Lourdes Vicente por el mecanografiado del manuscrito.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Coulon P.A. "Development and Trends in Metallurgy of Titanium". *Titanium and Aluminium I.I.T.T. International*: pp. 13-22. Paris (1989)
- [2] Elber W. "The Significance of Fatigue Crack Closure". *ASTM STP 486*: pp. 230-242 (1971).
- [3] Hudak S.J. y Davison D.L. "The Dependence of Crack Closure on Fatigue Loading Variables" *ASTM STP 982*: pp. 121-138 (1988).
- [4] "ASTM B 256 Standard Specification for Titanium and Titanium Alloys Sheet Strip and Plate". *ASTM Annual Book of standards*. Vol 02.04.
- [5] Plaza L.M., Irisarri A.M., Eizaguirre I y Santamaría F. "Estudio del Comportamiento a Fractura de Uniones Soldadas en Titanio de Fuerte Espesor". *Novenas Jornadas de Soldadura*. Madrid, Marzo 1992.
- [6] Plaza L.M. e Irisarri A.M. "Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials" Vol. 1 *Emas Ltd.*: pp. 465-470 (1992).

**DIRECT DIGITAL CONTROL IN MATERIALS TESTING SYSTEMS**

Eberhard Backer, MTS Systems GmbH Berlin  
Potsdamer Straße 23/24, W- 1000 Berlin 37, Germany

Mary R. Corya, MTS Sytem Corporation Mineapolis  
14000 Technology Drive, Eden Prairie, MN 55344, USA

**Abstract:** Digital control techniques as presently used in material testing systems are essentially analog-/ digital hybrids. Physical advantages of digital technology, therefore relates to the digital part of the control only. The real advantage of digital control is its inherent flexibility. However, not all available systems use this potential. Based on software, different control algorithms can be downloaded to the digital controller. Control algorithms can use numerous feedback signals that can even be influenced by mathematical operations in real time (calculated variable control). This presentation outlines important issues of analog and digital control and points out the potential of digital technique using software written control modes.

**1. Introduction**

With the advances in digital technology have come its application to materials testing systems. Although this technology is exciting, some of the benefits it can provide for controlling test systems are still to be realized. This article will look at digital control in the context of materials testing systems, why digital control is replacing analog controllers, the real benefits digital control can provide in running materials tests and ultimately what really is important when considering a control system.

**2. Understanding Digital Control****Analog and Digital Loop Closure**

The materials testing industry has been using digital electronics in materials testing systems for many years in the area of data acquisition and computer automation. In these systems the computer was in a supervisory role with the analog controller closing the servo loop. More

recently with the development of cost effective digital systems, digital electronics now replace a portion of the traditional analog closed loop. The key here is: "a portion of", since even in a digital system there are still key analog subsystems just as there always were in an analog system. Let's look at this further by comparing a simple functional diagram of an analog controller and a digital controller.

Figure 1 shows a basic schematic that could represent any analog controller.

In Figure 2 a digital system replaces the analog summing junction and the function generator with analog to digital converters (ADC), digital to analog converters (DAC) and a microprocessor (in current systems typically several microprocessors).

In a digital system the generation of the command signal is no longer done by electronic components generating an analog signal; instead it is software code running on a microprocessor that generates the digital data defining the desired command. Similarly the closed loop

summing junction is not a number of analog components comparing two analog signals, but a software algorithm that mathematically calculates the error signal. The rest of the system, though, is still analog; there are still analog conditioners which calibrate and convert the transducer signals to useful levels and analog valve drivers to drive the hydro-mechanical servo-valves. ADC and DAC converters are needed is to link the digital parts of the system with the analog parts.

The importance of signal conditioning is often ignored when considering digital systems because the word 'digital' seems to imply by itself repeatability, accuracy and stability. This is only true of the controller part of the system. A digital controller does nothing to change the importance of low noise, low temperature sensitivity and accuracy of this important piece of electronics.

A digital controller is a discrete time system. An analog system by definition has essentially infinite resolution of the signals being used to control the system. A digital system on the other hand has a fixed resolution due to the ADC and DAC. In modern systems the resolution is 16 bits or roughly one part in 65,000. The desire is to use the highest resolution possible to be able to measure small changes in the transducer signals and more closely approach the continuous nature of an analog signal. Another key performance parameter in a digital system is its update rate, or how fast it does the closed loop calculations and updates the servo-valve. Unlike an analog system where the error signal, the closed loop control, is happening continuously, in a digital system it happens in discrete steps or time intervals. The ADC converts the transducer signal and gives that data to the microprocessor which then does the error calculation and other manipulations before handing the data off to the DAC to drive the servo valve. Even with today's

current high speed digital electronics this process takes time. Up to a point, the faster this occurs the better the system will control and react to changes in specimen response, and the higher test frequencies can be. Generally analog systems today still have the edge in performance in frequency response over digital systems, but there are some unique capabilities that digital systems give us that can compensate for this deficiency.

Summarizing a comparison of analog and digital control systems will point to a few highlights:

- Today 's digital control systems are really analog-digital hybrids;
- The pros of using digital technology apply only to closing the loop;
- Many of the cons of analog are still present and still important considerations (conditioner accuracy, noise etc.);
- Since a digital system is a discrete time system, it has a finite resolution in terms of sampled values and time;
- Generally, greater sampling resolution and faster update rates are desired to more closely approximate an analog system.

Despite a digital system has lower resolution and lower frequency response than an analog system, the industry is moving to digital systems. Some of it is marketing bravado, but if you strip that away there are real benefits, particularly in the area of more sophisticated control capabilities.

#### **Physical Advantages of Digital Control**

Digital systems can be compared to analog systems by means of:



*Temperature Effects*

- Analog circuits are subject to temperature drifting and have time dependent characteristics. In other words, they age (e.g. calibration tweak pots change their resistance values over time).
- Digital components have no inherent temperature effects and no aging characteristics. Stored digital data does not vary with time (e.g. calibration parameters stored digitally never change, although since the conditioning electronics are still analog, some of the above problems with analog systems still apply).

*Speed*

- Analog leads in speed performance of loop closure rate, and transient response.
- With ever-increasing processor technology, digital systems are continuously catching up. Digital systems can also more intelligently anticipate the command and with the right control algorithms may in fact have better control of transient and high frequency waveforms.

*Accuracy*

- Analog devices are at the mercy of component tolerances which build up through the closed loop circuit.
- In a digital system:
  - Once digitized, accuracy is a function of the number of bits utilized;
  - Control algorithms can be used to control a variable of interest, that can not be directly measured i.e. plastic strain;
  - Algorithms can be used to linearize transducer input or valve driver output;
  - With sophisticated control algorithms more accurate control of the system is possible,

(this is a key issue which will be discussed later).

*Repeatability*

- Analog designs will have more variation from one unit to another and from one point in time to the next due to temperature, aging and component tolerances.
- Manufacturing and maintaining analog systems often requires more "tweaking".
- Digital systems (exclusive of the analog parts) are by nature repeatable.

*Flexibility*

- Analog systems are generally limited in their capability to realize desired control logic functions and are more difficult to modify i.e. to change the control logic you need a soldering iron.
- Changes to a digital system are made in software and can be adapted to quite diverse control applications.
- Complex control algorithms are much more easily and cost effectively implemented digitally.
- Flexibility (if taken advantage of) is probably the single most significant benefit of a digital system.

*Reliability*

- Analog components, and analog pots are common failure points.
- Analog designs are more sensitive to board layout and "parasitics". Board layout is still part science and part art.
- The greater density of digital integrated circuits leads to higher reliability. Also board layout is more deterministic (although designing with high speed digital logic has its challenges).

*Troubleshooting*

- Analog systems are generally simpler, requiring standard tools such as digital voltmeters and oscilloscopes.
- Digital systems are complex. Troubleshooting often requires both a knowledge of the hardware and controlling software.
- Digital systems may lend themselves more to the use of diagnostic software, simplifying troubleshooting.

### **3. Advantages Digital Control Can Provide by Use of Software**

All the issues discussed so far are important when it comes to providing benefits to the materials testing engineer. But in terms of truly advancing capabilities over analog systems, the benefits of digital controllers was only touched on above. The most important benefit is the ability to run more advanced control algorithms on the microprocessors closing the servo loop. In many of the current digital systems on the market today, the standard analog PID controller has been replaced in part by a digital loop without taking advantage of what digital control can offer. The real benefit of using digital control is the potential of using more sophisticated algorithms to control the system. Instead of running a traditional PID algorithm in the microprocessor, different algorithms can be used that are specifically tailored to the test.

With digital control it is also possible to control variables that cannot be directly measured, - calculated variable control. This is where the microprocessor closing the loop, instead of just comparing the desired command to the feedback from a transducer, compares the desired command to a calculated feedback. This

process may, in fact, involve the feedback from more than one transducer.

As an example Figure 3 shows the digital control diagram in Figure 2 and with another feedback channel added. The microprocessor takes both feedback channels and passes them through an algorithm to generate a calculated feedback or calculated variable. This is then used to close the loop on a point-by-point basis (calculated for each update of the closed loop). The example shown mixes force feedback and strain feedback to get a form of strain energy. This may be an unlikely control mode in real life, but it demonstrates the type of control that may allow more accurate control of test variables that cannot be measured directly.

As another example a test can be set up that will be controlled by plastic strain. The control set up would combine two feedback channels strain and load. The load feedback would be modified by input of cross section of the specimen and modulus of elasticity of the material. The controlled parameter would be the difference between total strain and calculated elastic strain.

Numerous other examples could be set up depending on the needs of the operator. The control algorithm will be designed by the operator following a procedure that leans on general calculation rules and the possibility to combine feedback channels.

Using the TestStar digital controller as an example; the base system uses a standard PID controller which is perfectly adequate for many tests, but the system can be downloaded with different control algorithms and different software code, that enable it to generate and control in ways that were very difficult or impossible to do in an analog system. An example is an optional phase amplitude controller (PAC, patent pending) available with TestStar (Figure 4). If the feedback from

the specimen does not agree with the desired waveform the test controller will compensate for errors automatically with the PAC algorithm.

This allows accurate control of the amplitude of the waveform and the phase relationship between different channels of control (e.g. axial and torsion).

Figure 5 shows a typical feedback and the correction required by PAC to compensate for the errors inherent in a multi-axial test system. The PAC algorithm adjusts the valve command generated by the controller on every update of the control loop so that the phase and amplitude of the sine waveform agrees with the requested phase and amplitude. Every test system has a phase error due to the valve delay, the PAC algorithm anticipates this and removes it. This greatly reduces the need to optimize tuning of the system control loop, and the phase correction greatly simplifies multi-axial testing. Since PAC adjusts the waveform every time the controller updates the command to the servo-valve (point-by-point update, 5000 times a second), the feedback converges very rapidly to the desired waveform.

Other areas for advanced control algorithms in digital products are in compensation for non-linearities in the system. As a test system is pushed towards full scale of its operating range, the servo-valve response becomes more significantly non-linear which leads to inaccuracies in meeting the peak levels demanded by the system. To a large part these can be compensated for.

Other examples are adaptive control algorithms that learn how the system responds to a spectrum loading sequence, for example, and learns how much to adjust the peak values to ensure the desired command end levels are met. These are just a few examples of the real benefits that a digital system can provide.

It is important to realize that not every digital system has these capabilities. A digital system runs the software algorithms on a microprocessor. Many current implementations lock that software code in read only memory chips which makes changes to the algorithms very difficult (usually a service call is required). However the MTS TestStar, system as part of its start up sequence, down loads the control algorithms from the personal computer. Not only can different algorithms be run on the same machine, but as new capabilities are developed they are easily delivered to users on floppy disks. This makes updating the system very easy.

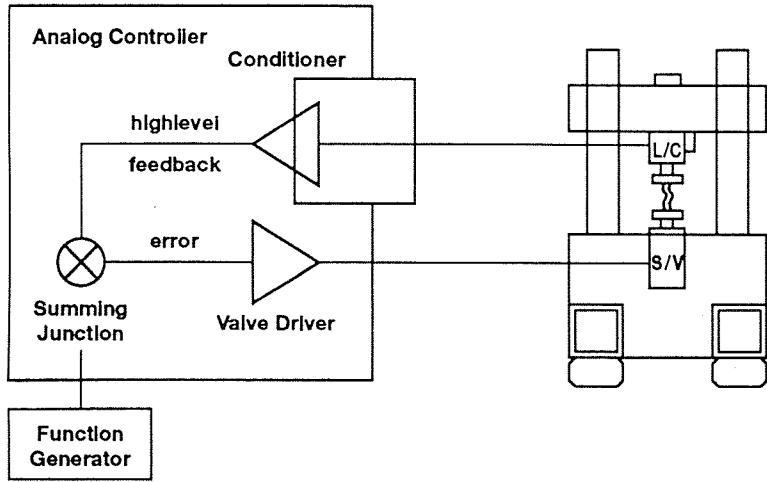


Figure 1. Analog Control System

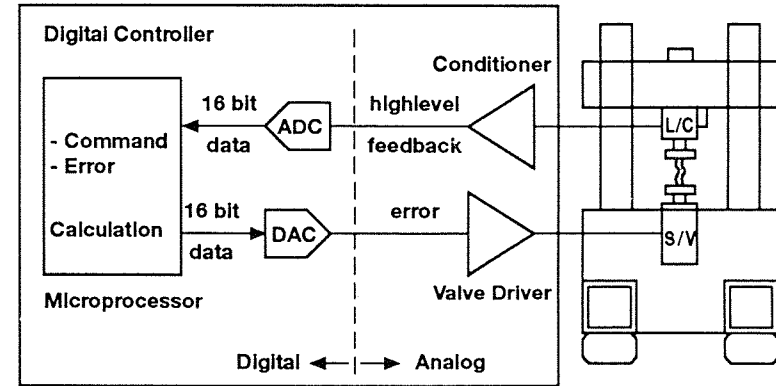


Figure 2. Digital Control System

## Comparison of Analog and Digital Control Systems



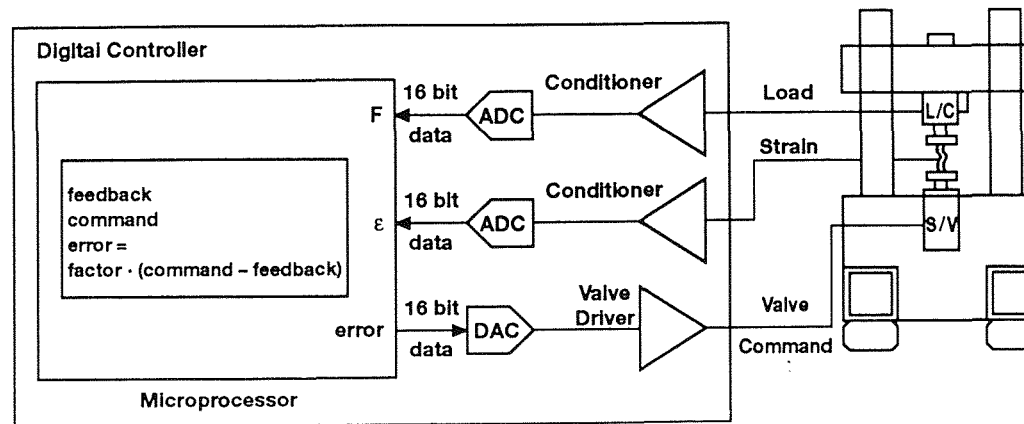


Figure 3. Calculated Variable Control

# Control Algorithms Used with TestStar Digital Controller



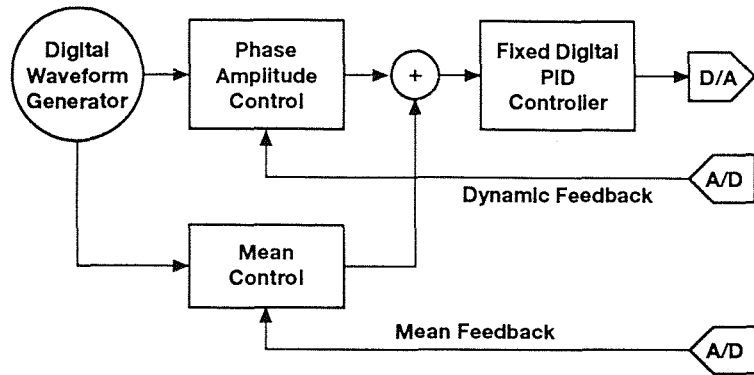


Figure 4. Phase Amplitude Controller (PAC) Mixed Mode (PAC) utilizes three separate feedbacks in a cascaded control loop. Displacement for stable control

- Amplitude feedback
- Mean feedback

Compensation is continuously updated in real-time

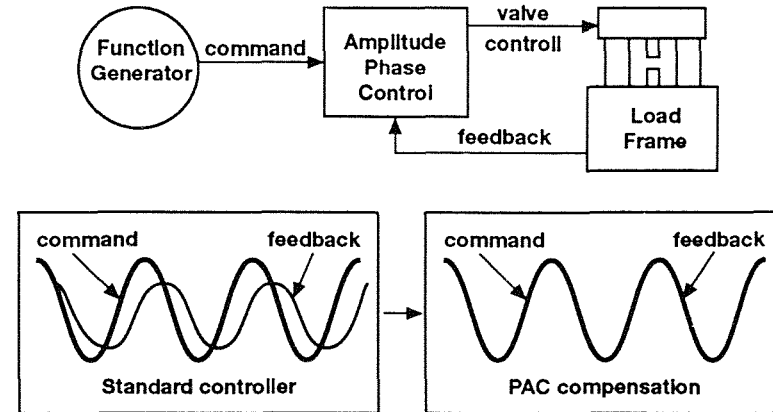


Figure 5. Phase Amplitude Controller (PAC)

**Control Algorithms Used with TestStar Digital Controller**



## APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA A PROBLEMAS DE INYECCION DE MACIZOS FISURADOS

J. Planas y A. M. Fathy

Departamento De Ciencia De Materiales, Universidad Politécnica de Madrid.  
ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Ciudad Universitaria S/N, 28040 Madrid

**Resumen.** El artículo analiza del proceso de inyección de una fisura preexistente con un fluido que, con posterioridad, endurecerá por fraguado o polimerización. En este primer trabajo se empieza por analizar los tipos de fisura que uno puede encontrar, para centrarse inmediatamente en fisuras creadas por algún proceso transitorio y posteriormente cerradas por gravedad. El artículo presenta el sistema de ecuaciones que gobierna el proceso de inyección, y muestra que las ecuaciones de mecánica de la fractura son esenciales para tener en cuenta la apertura de la fisura provocada por la presión de inyección. Un método aproximado de análisis de las ecuaciones permite demostrar que la apertura de la fisura debido a la presión del fluido modifica de forma radical la evolución de la inyección. En particular, la presión en el taladro de inyección no aumenta monótonamente a caudal constante, como sucede si se ignora la deformabilidad del medio, sino que alcanza un máximo para descender después lentamente.

**Abstract.** This paper analyzes a crack grouting process with a viscous fluid. In this initial approach to the subject, the typologies of cracks are first discussed and then attention is restricted to cracks created in some transient event and closed by gravity later on. The paper presents the system of equations that govern the grouting process, and shows that fracture mechanics provides the essential equations to take into account the opening of the crack due to grouting pressures. A simplified method of analysis is presented which shows that the opening of the crack caused by the fluid pressure radically modifies the evolution of the grouting process. In particular, the grouting pressure in the borehole is no longer monotonically increasing at constant flow rate, as it is the case when the deformability of the medium is ignored, but goes through a maximum in the early moments of grouting and then decreases slowly.

### 1. INTRODUCCION

Este artículo trata de la inyección de grietas en grandes obras de hormigón o en macizos rocosos. Más específicamente, muestra como la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) puede ser utilizada para efectuar un planteamiento consistente del problema.

Discute en primer lugar las ideas básicas de la inyección, y los tipos de fisuras que uno puede encontrar en la práctica desde el punto de vista del efecto de la inyección (Secciones 2 y 3).

Describe a continuación cualitativamente el progreso de la inyección en fisuras cerradas por el peso propio para mostrar que se produce una apertura de la fisura cuando la presión de inyección sobrepasa la precompresión debida a las cargas permanentes (Sección 4).

A continuación del artículo presenta las ecuaciones que gobiernan la inyección para el caso de flujo radial. Se plantean primero las ecuaciones de flujo para fluido newtoniano en fisura lisa, que se integran analíticamente para el caso de fisura de apertura constante (Secciones 5 y 6). A continuación se determinan las ecuaciones que

relacionan la apertura de la fisura debidas a las presiones del fluido en la hipótesis de elasticidad lineal (Sección 7).

Para obtener un panorama preliminar del tipo de comportamiento que puede esperarse, se presenta una solución aproximada que transforma el conjunto de ecuaciones integrodiferenciales en el espacio y en el tiempo en un sistema de ecuaciones diferenciales de primer orden en el tiempo, y se presentan los resultados numéricos para un caso particular (Sección 8). Las conclusiones básicas, entre las que destaca que la consideración de la deformabilidad del medio cambia radicalmente la evolución de la respuesta, cierran el artículo.

### 2. LA INYECCIÓN DE GRIETAS

Sin entrar en profundidad en la casuística de las inyecciones de grietas, el objetivo principal de la inyección es rellenar una grieta con un material inicialmente fluido cuyo posterior fraguado sella la grieta.

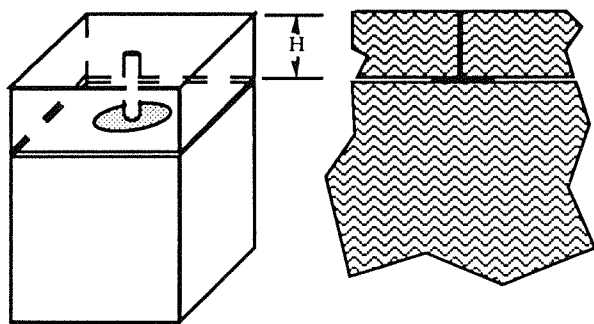


Fig. 1. Inyección axisimétrica de una fisura horizontal en un macizo.

El estudio del proceso de inyección pasa por resolver el problema de cómo el fluido se extiende entre los labios de la fisura, normalmente a partir de un taladro de inyección como se indica en la Fig. 1.

Dejando para más adelante el caso particular de la fisura axisimétrica, la aproximación más simple es suponer una ley de flujo de tipo Darcy, en la cual

$$\langle v \rangle = -k(w) \frac{\partial p}{\partial s} \quad (1)$$

donde  $\langle v \rangle$  es la velocidad media del fluido dentro de la grieta,  $\partial p / \partial s$  la derivada de la presión en la dirección de la velocidad media (el módulo del gradiente) y  $k(w)$  una "permeabilidad", que depende explícitamente de la apertura de la fisura,  $w$ , además de otros parámetros (viscosidad, rugosidad, etc).

Lo más importante en este momento es notar que la permeabilidad depende drásticamente de la apertura de la fisura, por ejemplo, para una fisura de labios lisos y fluido newtoniano, la permeabilidad viene dada por

$$k(w) = \frac{w^2}{12 \eta} \quad (2)$$

donde  $\eta$  es la viscosidad (Véase, por ejemplo Bird, Armstrong and Hassager, 1987 [1].)

Como consecuencia de lo anterior, cabe distinguir entre las inyecciones a baja presión —que no producen movimientos apreciables en la estructura— y las inyecciones a presión elevada, que pueden producir movimientos locales apreciables y, en consecuencia, modificar la permeabilidad de la grieta y la totalidad del proceso de inyección. Hacia este segundo tipo de inyección va dirigido el presente trabajo, por lo que las ecuaciones que determinan la apertura de la fisura a lo largo del proceso de inyección son el objetivo fundamental.

Antes de descender a casos particulares, analizaremos los tipos de grietas con los que podemos enfrentarnos, atendiendo, fundamentalmente, a la forma de las

ecuaciones que relacionan la apertura de la grieta con las presiones de inyección.

### 3. TIPOS DE GRIETAS

Desde el punto de vista de la forma de las ecuaciones que rigen la evolución de su apertura, las fisuras se pueden clasificar en tres tipos:

1. *Grietas activas*. Son aquellas generadas por causas que están todavía en acción, de forma que la grieta está todavía creciendo o en estado crítico (creciendo a velocidad muy pequeña). Un ejemplo típico son las grietas generadas por deformaciones diferenciales (expansión química, retracción, entumecimiento, asientos diferidos) que siguen aumentando hasta el momento del estudio.

2. *Grietas estables*. Son aquellas generadas por causas que han finalizado su acción, dejando la grieta abierta. Es el caso límite del caso anterior y los ejemplos son los mismos con la condición de que cesaran con suficiente antelación al estudio.

3. *Grietas cerradas*. Son aquellas que se abrieron por acciones extraordinarias y luego volvieron a cerrarse debido a las cargas permanentes y que en el momento del estudio tienen sus caras comprimidas. Es el caso de grietas creadas por accidentes de todo tipo, en particular grietas horizontales producidas durante un terremoto.

Desgraciadamente la clasificación no es independiente de las condiciones de contorno, y una misma grieta puede pasar de una a otra situación al modificar esas condiciones. Por ejemplo, una grieta en una presa puede ser activa a embalse lleno, estar estabilizada cuando el nivel se encuentra entre el 50% y el 90% del máximo, y estar cerrada cuando el nivel desciende por debajo del 50%. Además, la inyección puede llevar de una situación de grieta cerrada o de grieta estable a una de grieta activa.

Obviamente en la práctica puede resultar difícil saber en qué situación se encuentra una grieta particular, porque tanto la geometría de la grieta como las condiciones de contorno reales suelen ser difíciles de determinar con precisión. Uno de los objetivos a largo plazo del estudio emprendido es, precisamente, establecer técnicas de detección del paso de una a otra situación.

### 4. EL PROCESO DE INYECCIÓN

El proceso de inyección está influido por los equipos y la estrategia de inyección que se utilice. Para fijar ideas, consideraremos una grieta en un gran macizo cerrada por acción gravitatoria, como la indicada en la Fig. 1, donde la inyección se realiza mediante una bomba de característica presión-caudal ( $p$ - $Q$ ) conocida (Fig. 2).



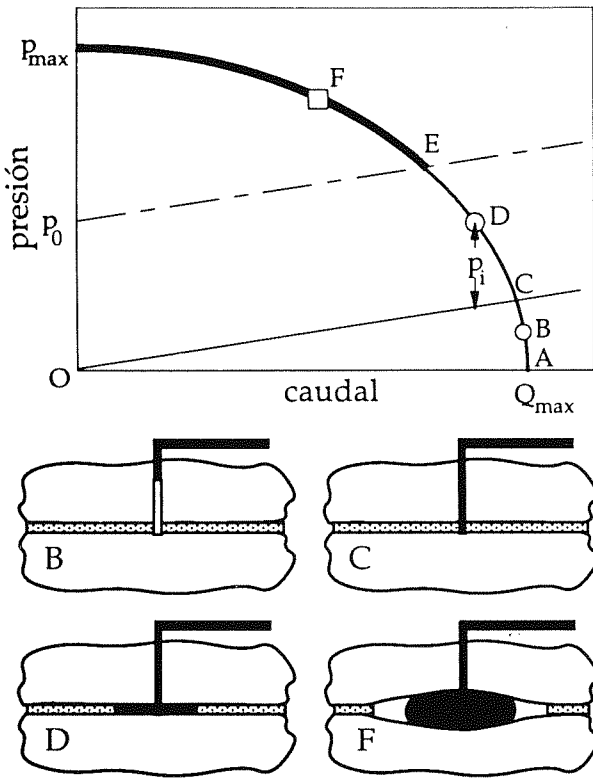


Fig. 2. La relación (p, Q) de la bomba y evolución de la inyección a lo largo del camino ABCDEF.

Para simplificar en lo posible el estudio de este proceso, supondremos que la inyección se realiza en un macizo muy extenso, y que la fisura es horizontal y sus propiedades isotropas. En esta situación, la inyección tendrá simetría axial y la presión de cierre de fisura será

$$p_0 = \rho_c g H \quad (3)$$

donde  $\rho_c$  es la densidad del macizo,  $g$  la aceleración de la gravedad y  $H$  es la profundidad de la grieta.

Prescindiendo del transitorio de arranque, el caudal inicial será el caudal máximo porque la pérdida de carga en las tuberías es nula (punto A de la Fig. 2). A medida que los tubos se van llenando, la pérdida de carga irá aumentando (*grosso modo* proporcionalmente a la longitud de tubo llena y proporcional al caudal si el régimen es laminar) hasta llegar al punto C en el que el fluido alcanza la boca de la grieta. A partir de este momento la presión en la boca de la grieta empieza a aumentar y vale  $p_i$ , la diferencia entre la presión entregada por la bomba y la pérdida de carga en la conducción, que se supone proporcional al caudal (régimen laminar) y está dada por la recta OC en la Fig. 2. Al principio (tramo CDE) el fluido entrará entre las caras de la grieta a presión inferior la presión de cierre  $p_0$  debido al hormigón o la roca que yace sobre la

fisura, y por tanto la fisura no empezará a abrirse hasta alcanzar el punto E, en que  $p_i = p_0$ . A partir de este punto la fisura se abrirá hasta llegar a situaciones como la esquematizada en F.

El planteamiento del problema requiere definir las ecuaciones del flujo, que dependen de la apertura de la fisura, y las ecuaciones de las deformaciones de la estructura que relacionan dichas aperturas con las presiones de inyección.

### 5. LAS ECUACIONES DE FLUJO

Sean

- $R_0$  : radio del taladro de inyección.
- $r$  : distancia radial al eje de inyección.
- $t$  : tiempo contado desde el instante en que el fluido alcanza la boca de la grieta (punto C de la Fig 2).
- $R(t)$  : radio de la zona inyectada.
- $p(r,t)$  : distribución de presiones
- $w(r,t)$  : distribución de aperturas de fisura.
- $\langle v \rangle(r,t)$  : distribución de velocidades medias.

Es conveniente definir el caudal a la distancia  $r$ ,  $Q(r,t)$ , como

$$Q(r,t) = 2\pi r w(r,t) \langle v \rangle(r,t) \quad (4)$$

Con esta notación las ecuaciones que definen el flujo son, dejando implícita, por brevedad, la dependencia de  $r$  y de  $t$ :

**Ecuación de Darcy:** la ecuación (1) se reescribe, en función de  $Q$ ,  $p$  y  $w$  como

$$\frac{\partial p}{\partial r} + \frac{Q}{2\pi r w k(w)} = 0 \quad (5)$$

**Ecuación de continuidad:** supuesto que el macizo es impermeable al fluido y que el fluido es incompresible, la ecuación de continuidad se escribe como:

$$\frac{\partial Q}{\partial r} + 2\pi r \frac{\partial w}{\partial t} = 0 \quad (6)$$

**Condiciones de contorno:** Si se desprecian las tensiones capilares y se supone que la fisura está conectada con la atmósfera, la presión en el borde de inyección es nula:

$$p(R,t) = 0 \quad (7)$$

Además, la velocidad de avance del frente de inyección,  $dR/dt$ , coincide con la velocidad media del fluido en dicho frente, por lo que, usando (4) resulta

$$\frac{dR}{dt} = \frac{Q(R,t)}{2\pi R w(R,t)} \quad (8)$$

La última ecuación de contorno corresponde a la ecuación de bombeo, y es la que introduce la ecuación característica de la bomba, las características de los conductos de inyección y la propia estrategia de inyección (manipulación de la bomba por el operario). Para centrar ideas, en lo que sigue supondremos inyección a caudal constante  $Q_i$ .

La relación entre el caudal de la bomba  $Q_i$  y el caudal en la boca de la fisura debe tener en cuenta que cuando la fisura se abre  $\Delta w$  en la boca, se produce un "alargamiento" aparente del tubo de inyección de volumen igual a  $\pi R_0^2 \Delta w$ , que debe ser rellenado por el caudal entrante. El resto será el caudal saliente. La correspondiente ecuación de contorno es

$$Q(R_0, t) = Q_i - \pi R_0^2 \left. \frac{\partial w(r, t)}{\partial t} \right|_{r=R_0} \quad (9)$$

El conjunto de ecuaciones (4)-(9) permite determinar presiones, caudales y tamaño de la zona inyectada en función del tiempo siempre que se conozca la evolución de la apertura de la fisura en el espacio y el tiempo.

## 6. INYECCION A APERTURA DE FISURA CONSTANTE

Cuando la apertura de la fisura permanece constante —lo que sucede cuando la presión en la boca de la fisura no supera la precompresión de la fisura debido al peso propio— las ecuaciones anteriores pueden integrarse analíticamente.  $Q$  resulta ser constante en el espacio y en el tiempo (igual al caudal de inyección  $Q_i$ ) y la presión en la boca de la fisura  $p_i$  y el tiempo transcurrido  $t$  hasta que el radio de inyección ha alcanzado el valor  $R$  son

$$p_i = \frac{6\eta Q_i}{\pi w^3} \ln \frac{R}{R_0} \quad (10)$$

$$t = \frac{\pi w}{Q_i} (R^2 - R_0^2) \quad (11)$$

Estas ecuaciones muestran que a apertura de fisura constante la presión de inyección aumenta monótonamente con el tiempo en forma logarítmica y que si la inyección se prolonga suficientemente se alcanzará la presión necesaria para abrir la fisura (o para romper el material)

## 7. LA APERTURA DE LA FISURA

Supongamos que debido a la presión de inyección los labios de la fisura dejan de estar en contacto sobre un círculo de radio  $a$ , tal como se indica en la Fig. 3 (donde se ha considerado el caso  $R < a$ )

El problema se plantea de la forma siguiente: supuesta conocida la distribución de las presiones de inyección y

comportamiento elástico del macizo ¿Cuál es el valor de  $a$ ? ¿Cuál es el perfil de la apertura de la fisura?

La primera parte se resuelve escribiendo que, puesto que la grieta ya estaba formada antes de iniciar la inyección, la energía necesaria para propagarla es nula. En otras palabras, como el material ya está roto, la tenacidad de fractura es nula. Esto significa que la zona de fisura abierta es tal que el factor de intensidad de tensiones es nulo.

El factor de intensidad de tensiones puede obtenerse como la suma del producido por la presión de inyección más el producido por el peso propio (que es negativo). Un esquema de superposición elemental y el uso de las soluciones conocidas para el "penny shaped crack" (Tada, [2]) lleva a la condición

$$\int_0^a \frac{r}{\sqrt{a^2 - r^2}} p(r, t) dr - p_0 a = 0 \quad (12)$$

donde se sobreentiende que  $p(r, t) = 0$  para  $r > R$ .

Por lo que respecta a la apertura de fisura, puede considerarse que, a pesar de estar mecánicamente cerrada (es decir, comprimida) la fisura tiene una cierta apertura hidráulica debida a la presencia de asperezas superficiales no encajadas. Si llamamos  $w_0$  a esa apertura inicial de la grieta, podemos calcular la apertura adicional debida a las presiones por superposición de las debidas al peso propio (presión constante igual a  $p_0$ ) y las debidas a la presión de inyección.

No se encontraron soluciones para la apertura de fisura en el caso de distribución de presión arbitraria, por lo que se ha buscado la solución a partir de la expresión para  $K_I$  dada en [2] para una carga en corona circular mediante el uso del teorema de reciprocidad.

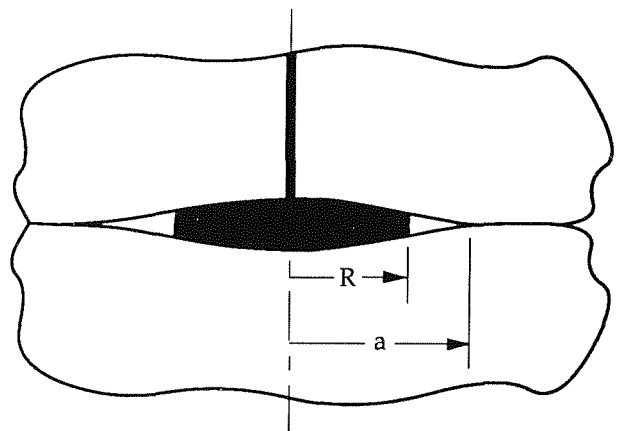


Fig. 3. Zona de inyección (en negro) y zona de pérdida de contacto.

La solución puede expresarse como una integral simple con un núcleo dado por una función elíptica incompleta, o como una integral doble con núcleos irracionales de más facil manejo numérico. Con esta última solución, la expresión para la apertura de fisura dada la distribución de presiones es

$$w(r,t) = w_0 - \frac{8}{\pi E'} p_0 \sqrt{a^2 - r^2} + \frac{8}{\pi E'} \int_r^a \frac{1}{\sqrt{u^2 - r^2}} \left[ \int_0^u \frac{r'}{\sqrt{u^2 - r'^2}} p(r',t) dr' \right] du \quad (13)$$

donde  $E'$  es el módulo de elasticidad efectivo en simetría radial,  $E' = E/(1-\nu^2)$ , y se sobreentiende de nuevo que  $p(r', t)=0$  para  $r' > R$ .

8. UNA SOLUCIÓN APROXIMADA

El problema de la inyección axisimétrica de una fisura en un medio de grandes dimensiones, incluyendo la deformabilidad del medio) está gobernado por las ecuaciones de flujo (4)-(9) y las ecuaciones derivadas de mecánica de la fractura (12) y (13). Este sistema de ecuaciones integro-diferenciales no es estándar, y su aproximación numérica por métodos clásicos (elementos finitos o diferencias finitas) presenta ciertos problemas que se discutirán en otra parte.

Sin embargo, uno puede obviar esos problemas y hacerse una idea de la influencia de la deformabilidad del medio buscando una aproximación que elimine la necesidad de realizar una integración numérica en el espacio.

Una aproximación de este tipo puede conseguirse suponiendo que lo que más influye en la solución es la apertura media de la fisura en la zona inyectada, más que su precisa distribución espacial. La primera simplificación consiste, pues, en considerar una apertura de fisura constante en el espacio, pero variable en el tiempo. Con esta restricción, las ecuaciones de flujo (4)-(9) pueden integrarse analíticamente como se muestra en el Apéndice 1, con unos resultados que dependen de la variación de la apertura de la fisura en el tiempo.

La segunda simplificación consiste en relacionar de una manera razonable la apertura de la fisura con la deformabilidad del medio y con el nivel de presiones de inyección. La aproximación adoptada consiste en tomar para la deformación la predicha por las ecuaciones (12) y (13) cuando se sustituye la distribución de presiones real por una distribución uniforme como se indica en la Fig. 4. La distribución uniforme se define de forma que tanto la presión máxima como la resultante de las presiones son idénticas a las de la distribución real.

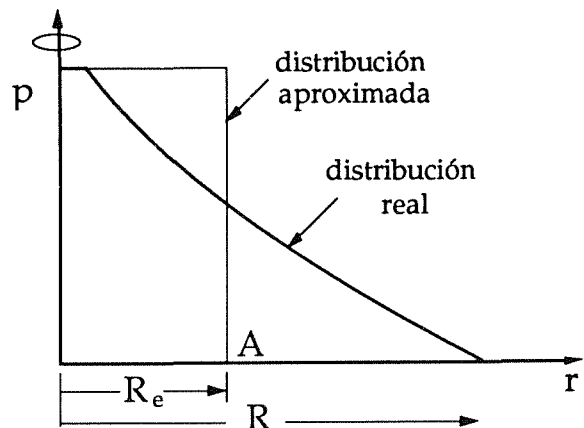


Fig. 4 Sustitución de la distribución real de presiones por una distribución uniforme.

Como apertura uniforme de la grieta se toma la calculada para los puntos del borde de la distribución aproximada de presiones (punto A de la Fig. 4).

El resultado, bastante laborioso, pero sin mayores problemas de cálculo, es un conjunto de tres ecuaciones que relacionan la presión de inyección  $p_i$ , la apertura de fisura  $w$ , y el tiempo  $t$ , con el radio de la inyección  $R$  (y con los datos del problema, por supuesto.)

Estas tres ecuaciones, que se obtienen en los Apéndices 1 y 2, toman la forma siguiente:

$$t = \frac{1}{Q_i} (\pi R^2 w - \pi R_0^2 w_0) \quad (14)$$

$$p_i = \frac{6\eta Q_i}{\pi w^3} A(R, \dot{w}) \quad (15)$$

$$w = w_0 + \frac{8R_0}{\pi E'} [p_i - \sqrt{p_0 (2p_i - p_0)}] B(R, \dot{w}) \quad (16)$$

donde las funciones  $A(R, \dot{w})$  y  $B(R, \dot{w})$  son adimensionales y dependen de la extensión de la inyección  $R$  (que se toma como variable independiente) y debilmente de la velocidad de apertura de la fisura  $\dot{w}$ . La expresión para  $A(R, \dot{w})$  se incluye en el Apéndice 1 —ecuación (A7).  $B(R, \dot{w})$  es proporcional al radio  $R_e$  de la distribución de presión uniforme equivalente definida en la figura 4, y se obtiene en el Apéndice 2.

En resumidas cuentas, se ha reducido el sistema de ecuaciones integrodiferencial inicial a un sistema de tres ecuaciones diferenciales de primer grado en  $\dot{w}$ .

La integración numérica en el tiempo se ha efectuado usando una aproximación de diferencias centrales para  $\dot{w}$  (obtenida de incrementar la primera ecuación) y resolviendo para  $p_i$ ,  $w$  y  $t$  iterativamente para cada  $R$ .

Se comprobó que la solución por iteración directa da problemas de convergencia. Creemos que ello es debido a que la relación entre  $p_i$  y  $w$  en la primera ecuación tiene derivada negativa. Un esquema de cálculo en la que se utiliza una linealización de estas ecuaciones en las variables  $p_i$  y  $w$  resultó dar buenos resultados.

La Fig. 5 muestra la solución obtenida para un caso particular correspondiente a la inyección con una resina de alta viscosidad (120 Pa s), a caudal constante de 2 l/min, de una fisura de 1 mm de apertura inicial situada a una profundidad de unos 20 m en una roca con un módulo de elasticidad efectivo de 20 GPa. En la figura se compara la solución correspondiente a una fisura de apertura constante (medio supuestamente indeformable) con la solución aproximada teniendo en cuenta la deformabilidad del medio.

Como puede observarse, la variación de la distancia inyectada no se ve esencialmente perturbada en cuanto a su tendencia, que es monótona creciente en ambos casos, con reducciones en el alcance del orden del 20% cuando el medio es deformable.

En cambio, la respuesta de la presión es completamente diferente. En lugar de ser monótona creciente, la deformabilidad del medio hace que la presión suba primero muy rápidamente (como si la fisura no se abriera) hasta una presión de unos 12 MPa, para disminuir a continuación muy suavemente. En el periodo de tiempo estudiado, la deformabilidad del medio

reduce la presión de inyección a un cuarto de la que se predice si se desprecia la deformabilidad.

## 9. CONCLUSIONES

Del trabajo realizado hasta el momento se pueden extraer las siguientes conclusiones.

1. La mecánica de la fractura provee herramientas adecuadas para analizar el proceso de inyección de fisuras ya existentes.
2. La simplificación propuesta para poder integrar semianalíticamente las ecuaciones que rigen el proceso de inyección permite obtener resultados cualitativos de la evolución de las variables básicas de la inyección.
3. La deformabilidad de la estructura es esencial en el estudio de la inyección. Cuando se mantiene el caudal constante, la presión de inyección está limitada por la deformabilidad de la estructura y después de alcanzar un máximo se hace decreciente.

**AGRADECIMIENTOS.** Los autores agradecen el estímulo y la ayuda financiera proporcionada por RODIO Cimentaciones Especiales, S.A. en el Proyecto de Investigación P92-0405-206 (OTT de Universidad Politécnica de Madrid)

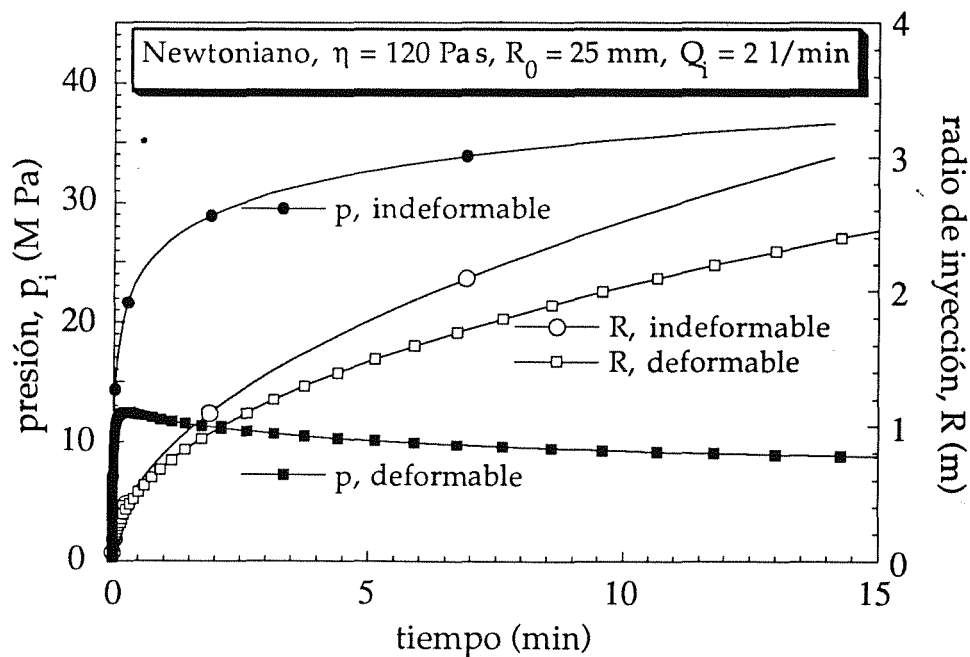


Fig. 5. Comparación de la evolución de presión y radio de la zona inyectada para hipótesis de medio indeformable (apertura de grieta constante) y medio deformable con un módulo de elasticidad de 20 GPa. En ambos casos la apertura hidráulica inicial de la fisura se ha supuesto de 1 mm, y la presión de cierre debido a la cubierta de 0.5 MPa.

10. REFERENCIAS

- [1] Bird, R. B., Armstrong, R.C. and Hassager, O., "Dinamics of polymeric liquids. Volume 1: Fluid Mechanics.", Second edition, John Wiley and Sons, New York, 1987.
- [2] Tada, H., Paris, P. and Irwin, G. (1985). "The Stress Analysis of Cracks Handbook," Del Research Corp., St. Louis, Missouri, 1985.

APENDICE 1. Integración analítica de las ecuaciones de flujo para apertura uniforme variando en el tiempo

Cuando sobre la zona de inyección se puedan considerar aperturas aproximadamente constantes en el espacio, de forma que

$$w = w(t), \quad \frac{\partial w(r,t)}{\partial t} = \frac{dw(t)}{dt} = \dot{w}(t) \quad (A1)$$

es posible integrar la ecuación (6) entre  $R_0$  y  $r$ , y tener en cuenta (9) para obtener la distribución de caudales

$$Q(r,t) = Q_i - \pi r^2 \dot{w}(t) \quad (A2)$$

La evolución temporal del proceso se obtiene sustituyendo el caudal de la ecuación (A2) en la ecuación (8) e integrando la ecuación resultante en el tiempo. De aquí resulta la expresión para el tiempo transcurrido hasta que el frente de inyección alcanza la distancia  $R$

$$t = \frac{1}{Q_i} (\pi R^2 w - \pi R_0^2 w_0) \quad (A3)$$

La distribución de presiones se obtiene sustituyendo ésta última relación en la ecuación de Darcy (5) e integrando respecto de  $r$  entre  $r$  y  $R(t)$  con la condición de contorno (7):

$$p(r,t) = \frac{Q_i}{2\pi w k(w)} \ln \frac{R}{r} - \frac{\dot{w}}{4w k(w)} (R^2 - r^2) \quad (A4)$$

De aquí, la presión de inyección  $p_i = p(R_0, t)$  resulta

$$p_i = \frac{Q_i}{2\pi w k(w)} \ln \frac{R}{R_0} - \frac{\dot{w}}{4w k(w)} (R^2 - R_0^2) \quad (A5)$$

que puede reescribirse en la forma mostrada en la ecuación (15) usando (2) y escribiendo

$$A(R, \dot{w}) = \ln \frac{R}{R_0} - \frac{\pi \dot{w}}{2Q_i} (R^2 - R_0^2) \quad (A7)$$

APENDICE 2. Determinación de la distribución de presiones aproximada y de la apertura de fisura asociada

El radio  $R_e$  se obtiene de imponer la igualdad de resultantes de la fuerza de presión. La resultante de la distribución de presiones (A4), con la precaución de poner  $p=p_i$  para  $r < R_0$ , resulta ser

$$F = \frac{Q_i}{4w k(w)} (R^2 - R_0^2) \left[ 1 - \pi (R^2 + R_0^2) \frac{\dot{w}}{2Q_i} \right] \quad (A8)$$

Igualando esta resultante a  $\pi R_e^2 p_i$ , se obtiene

$$R_e = \sqrt{\frac{F}{\pi p_i}} = R_0 B(R, \dot{w}) \quad (A9)$$

donde

$$B(R, \dot{w}) = \frac{1}{\sqrt{2} R_0} (R^2 - R_0^2)^{1/2} \left[ 1 - \pi (R^2 + R_0^2) \frac{\dot{w}}{2Q_i} \right]^{1/2} \quad (A10)$$

Una vez obtenido  $R_e$ , el radio  $a$  de la zona de pérdida de contacto se obtiene fácilmente de (13):

$$a = R_e \frac{p_i}{\sqrt{p_0(2p_i - p_0)}} \quad \text{con } p_i \geq p_0 \quad (A11)$$

El aumento de la apertura de fisura debido a la presión de inyección, en el punto A de la Fig. 4, se determina usando la ecuación (14) y la apertura total resulta ser, después de sustituir (A11)

$$w = w_0 + \frac{8}{\pi E'} R_e \left[ p_i - \sqrt{p_0(2p_i - p_0)} \right] \quad (A12)$$

con  $E' = \frac{E}{1 - \nu^2}$ .

## ROTURA EN SERVICIO DE TORNILLOS DE ACERO USADOS EN ELECTROLINEAS FERROVIARIAS

E. J. Herrera, L. Soria y J. M. Gallardo

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales,  
E. T. S. de Ingenieros Industriales de la Universidad de Sevilla,  
Avda. Reina Mercedes, s/nº, 41012 SEVILLA, España.

**Resumen.** Algunos tornillos roscados empleados en el sistema de catenarias de líneas eléctricas de ferrocarril, del Norte y del Este de España, habían roto al cabo de aproximadamente un año de servicio. La rotura de los tornillos había tenido lugar por desprendimiento de la cabeza. Realizada la investigación de las causas de la rotura, se ha encontrado que los tornillos rotos no eran de acero galvanizado, conforme a las especificaciones, sino de acero inoxidable ferrítico zincado electrolíticamente. Este grupo de tornillos estaba mezclado con los especificados en el mismo lote. La rotura, ocurrida de forma frágil, debe atribuirse a una estructura basta de ferrita con precipitados en los límites e interior de los granos, probablemente originada por un sobrecalentamiento localizado durante el proceso de conformación de los tornillos. Se propone un procedimiento sencillo, basado en las distintas propiedades electroquímicas del hierro y del acero inoxidable, para identificar a los tornillos defectuosos montados, como paso previo a su sustitución.

**Abstract.** Some threaded bolts belonging to the catenary system of electrical railways lines, located in North and East Spain, had fractured after about one year of service. Fracture had occurred in the head-to-shank fillet of the fasteners. Failure analysis has been carried out. It is concluded that failed fasteners were not the specified zinc-coated bolts (ordinary steel) but a group of zinc-electroplated ferritic stainless steel fasteners, which were unknowingly mixed in the same batch. Bolts broke in a brittle way as a result of a coarse microstructure of ferrite grains with precipitates on grain boundaries and in the matrix, probably caused by local overheating during the shaping process of bolts. To identify the assembled stainless steel bolts, as a step previous to replacement, a simple procedure, based in the different electrochemical behaviour of iron and stainless steel, is proposed.

### 1. INTRODUCCION

Algunos tornillos, utilizados para la sujeción de poleas de regulación de la tensión mecánica de catenarias de líneas eléctricas de ferrocarril, habían roto inesperadamente al cabo de aproximadamente un año de servicio (figuras 1 y 2). Los fallos habían ocurrido sobre centenares de kilómetros de líneas ferroviarias, situadas en el Este y Norte de España. Los tornillos (200 x 18 mm) habían sido especificados en acero galvanizado, teniendo una resistencia a la tracción mínima de 35 kg/mm<sup>2</sup>, y

debían soportar una carga de 3.500 kg, en condiciones normales de trabajo.

### 2. OBSERVACIONES VISUALES

Los tornillos que han fallado rompen por desprendimiento de la cabeza, como se aprecia en la figura 3. En dicha figura, y más nítidamente en la macrografía de la figura 4, puede observarse que la fractura es de tipo frágil, evidenciado por la carencia de deformación plástica y un cierto aspecto granular de la misma.



Fig 1. Vista general de un poste, que soporta una polea de regulación de tensión de la catenaria.

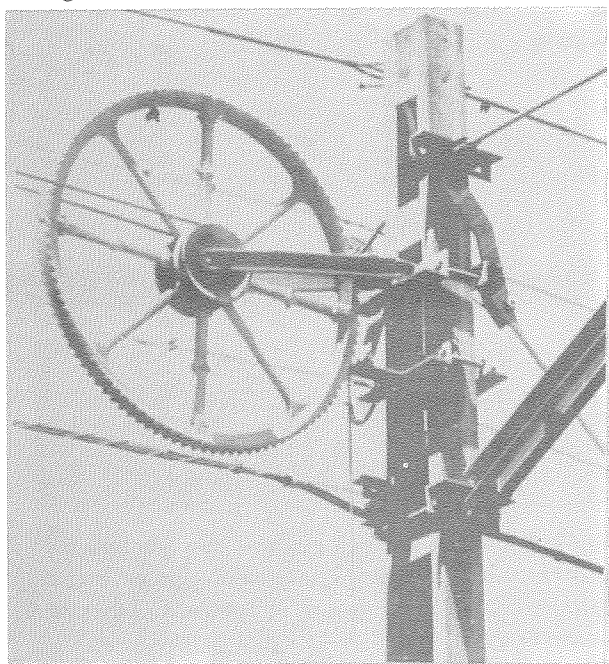


Fig. 2. Detalle de la figura 1, donde se distinguen los tornillos de sujeción.

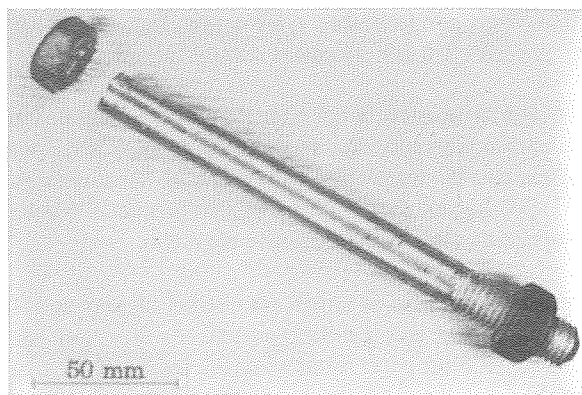


Fig. 3. Aspecto general de uno de los tornillos rotos en servicio.

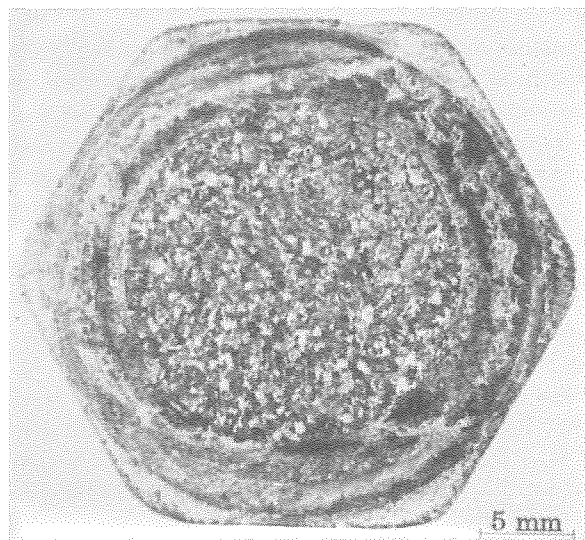


Fig. 4. Macrografía mostrando la forma frágil de la fractura.

### 3. ENSAYOS Y DISCUSION

A fin de investigar la causa de la fractura, se procedió en primer lugar a realizar ensayos de tracción de tres tornillos, suministrados por la empresa responsable del montaje, correspondientes a la misma partida de los fallados en servicio. El tornillo se sostenía por la cabeza y la tuerca mientras se aplicaba la carga uniaxial. Los resultados se recogen en la tabla 1.

Tabla 1. Carga de rotura de tres tornillos pertenecientes a la misma partida de los fallados en servicio.

Tornillo	1	2	3
Carga de rotura (kg)	9.650	9.850	9.500



Ninguno de los tornillos rompió por la base de la cabeza, sino por la rosca, y las cargas soportadas son muy superiores a las estimadas en servicio.

Se ensayó, asimismo, a tracción el cuerpo de uno de los tornillos rotos en servicio, encontrándose que rompe por la rosca, casi sin estricción, pero tras soportar una carga de 11.500 kg, es decir, 3,3 veces mayor que la que ha de soportar en su funcionamiento normal.

Se preparó, además, a partir del cuerpo de uno de los tornillos rotos, una probeta normal de tracción, de diámetro 13,5 mm y con una longitud útil igual a cinco veces el valor de dicho diámetro. En estas condiciones, el material rompe de forma dúctil, soportando una carga de 7.700 kg, lo que equivale a una resistencia a la tracción de 53,8 kg/mm<sup>2</sup>.

El análisis químico de uno de los tornillos de la partida sospechosa, elegido al azar, indica que se trata de un acero ordinario de 0,07% C, que contiene 0,30% Cu. Posteriormente, se pudo comprobar que existían dos variedades de aceros ordinarios, con ligeras diferencias en la composición química y en la microestructura.

Por otra parte, el material en que están fabricados los tornillos que se rompen resulta ser -según análisis de uno de ellos- un acero inoxidable ferrítico, de composición básica 0,09% C, 15,4% Cr y más del 0,20% Al. Ambos tipos de tornillos estaban, pues, mezclados en el mismo lote. Al estar los tornillos recubiertos de zinc, no era fácil diferenciarlos a simple vista. La observación microscópica muestra que el recubrimiento había sido realizado mediante zincado electrolítico, ya que el espesor de la capa es pequeño, aproximadamente 13  $\mu\text{m}$ , y homogéneo, es decir, sin presencia de aleación hierro-zinc (Figura 5).

El examen metalográfico revela que los aceros al carbono presentan una estructura fina (tamaño de grano ASTM 8), constituida por ferrita, principalmente, y perlita (Figura 6). La estructura del acero inoxidable, en la zona cercana a la rotura, está constituida por una ferrita muy grosera (tamaño de grano ASTM 1) con abundancia de precipitados y otros constituyentes estructurales en los límites y en el interior de los granos (Figura 7). Esta estructura que, en principio, debería originar roturas frágiles es inconsecuente con la buena ductilidad mostrada en el ensayo de tracción realizado con una probeta normalizada del tornillo de acero inoxidable, mencionado previamente. Por ello, se examinó también la microestructura del resto del tornillo encontrándose que, a partir de unos 35 mm del límite de la cabeza, la estructura era bien diferente (Figura 8), estando formada por granos relativamente pequeños de

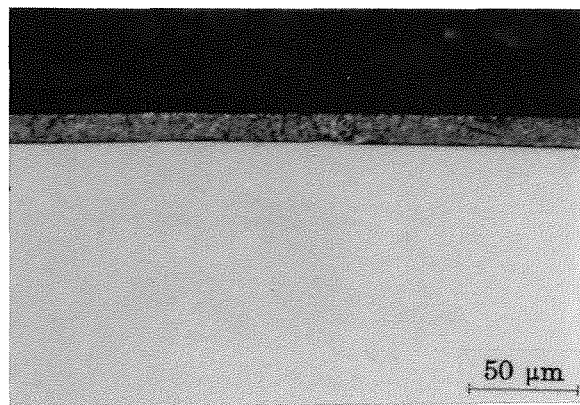


Fig. 5. Capa delgada y homogénea de zinc, que recubre al acero. Observación microscópica de probeta pulida.

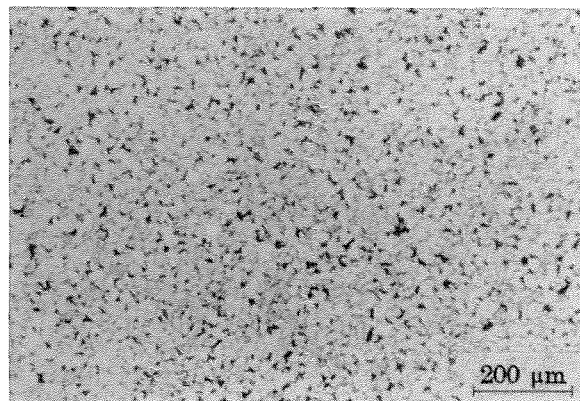


Fig. 6. Estructura ferrítico-perlítica fina del acero al carbono.

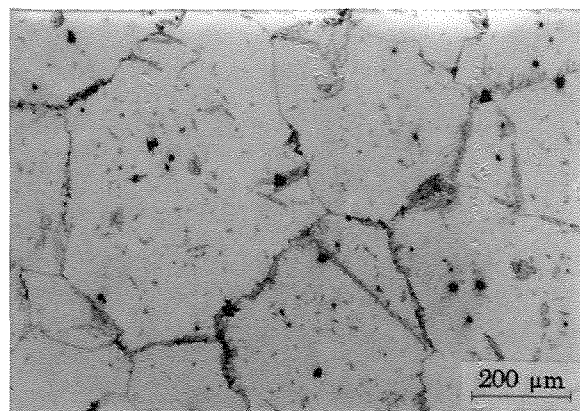


Fig. 7. Estructura ferrítica grosera, con precipitados y otras fases en los límites e interior de los granos, del acero inoxidable, en la zona de la cabeza. Compárese el tamaño de grano con el de la figura 6.

ferrita (tamaño de grano ASTM 6), carentes de precipitados en los límites de grano, y con carburos



alineados en el sentido longitudinal del tornillo. Esta diferencia microestructural puede, probablemente, haberse originado por calentamiento localizado de un extremo del tornillo por encima de unos 950°C durante el proceso de conformado de su cabeza. A estas temperaturas, además de la ferrita, es estable la austenita [1] que suele aparecer en los límites de grano, convirtiéndose durante el enfriamiento en sus productos de transformación, entre ellos la martensita [2,3], lo que origina fragilidad intergranular. Asimismo, el calentamiento a elevadas temperaturas hace que el tamaño de grano de la ferrita aumente rápidamente. Al reducirse el área total de los límites de grano, los límites de grano restantes se enriquecen en impurezas, en particular en los elementos intersticiales carbono y nitrógeno. Además, se pueden precipitar carburos y carbonitruros, tanto en los límites de granos como en el interior de los mismos. Todo ello agrava aun más la fragilización del material [4,5].

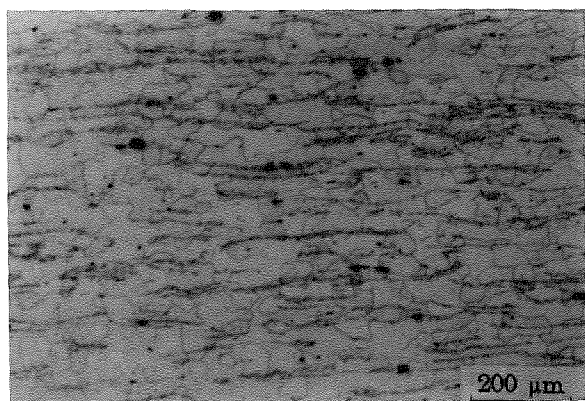


Fig. 8. Estructura ferrítica, relativamente fina, con carburos alineados en el sentido longitudinal del tornillo, correspondiente al cuerpo del tornillo. Compárese la diferencia estructural con la cabeza del tornillo (Figura 7).

Para poner de manifiesto, por vía mecánica, la fragilidad de los tornillos de acero inoxidable ferrítico, en comparación con los de acero al carbono, se realizaron ensayos de "ductilidad de la cabeza", según norma ASTM A370 [6]. Este ensayo consiste simplemente en un ensayo de tracción en el cual la cabeza del tornillo reposa parcialmente en un dispositivo cuneiforme de 10° de pendiente, con el fin de someterla a una carga excéntrica (Figura 9). De esta manera se simulan las condiciones habituales en la práctica, en que el alineamiento del tornillo no es perfecto.

Llevadas a cabo las anteriores pruebas para dos tornillos de acero al carbono (A y B) y un tornillo de acero inoxidable (previamente localizado en el mismo lote) se obtuvieron los resultados de la tabla 2.

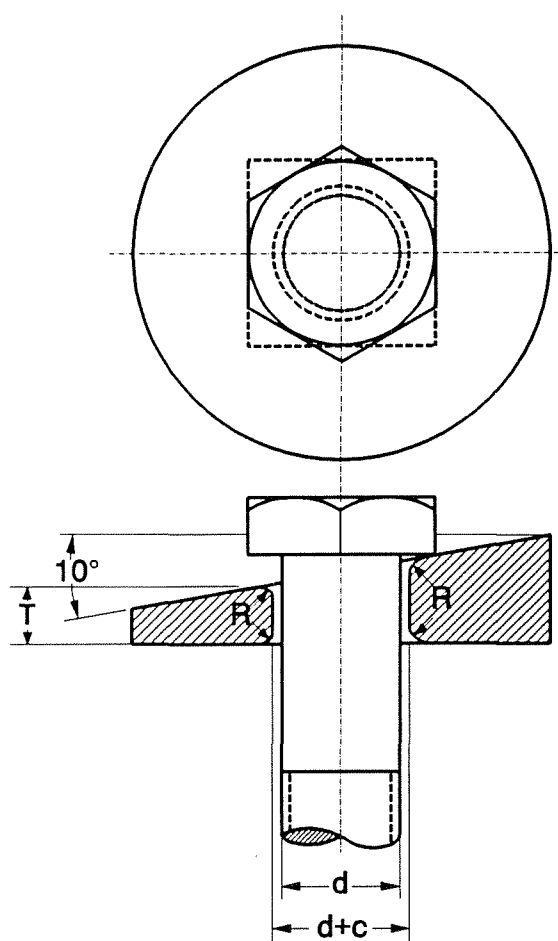


Fig. 9. Esquema del dispositivo del ensayo de "ductilidad de la cabeza", según ASTM A370.

Tabla 2. Resultados obtenidos en los ensayos de "ductilidad de la cabeza" de dos tornillos de acero al carbono (A y B) y uno de acero inoxidable ferrítico.

Tornillo	Ac. A	Ac. B	Ac. Inoxidable
Carga máxima (kg)	9.800	9.800	2.400
Alargamiento (%)	14,5	16,5	0
Lugar de rotura	Rosca	Rosca	Cabeza

Los tornillos de acero al carbono rompen por la rosca y lo hacen de forma dúctil. Sin embargo, el tornillo de acero inoxidable rompe por la cabeza, de forma frágil, y la carga que soporta es de 2.400 kg, es decir, inferior a la esperada en servicio.

La fragilidad de los tornillos de acero inoxidable debe achacarse a una microestructura inadecuada en la zona de la cabeza, causada por un calentamiento excesivo durante el proceso de conformado de la cabeza, con el

fin de facilitar el mismo. No parece que la previsible posibilidad de fragilización por hidrógeno, ocasionada por el zincado electrolítico, haya jugado un papel importante, dada la resistencia a la tracción del acero ( $53,8 \text{ kg/mm}^2$ ), claramente inferior al límite peligroso de  $70 \text{ kg/mm}^2$  [7]. Se investigó, no obstante, por medio de microscopía SEM, esta posibilidad de fragilización, no observándose los detalles estructurales característicos de esta forma de daño [8]. Asimismo, no se detectaron diferencias microfractográficas entre la región central de la cabeza del tornillo y las zonas próximas a la superficie zincada. La fractura en ambas regiones (Figuras 10 y 11) es frágil y transgranular (rotura por clivaje). Posiblemente la fractura transgranular, frente a la intergranular, ha sido favorecida por una fina precipitación en el interior de los granos, de acuerdo con los hallazgos de Demo y Plumtree [9,10]. Por otra parte, la superficie de fractura de la probeta de acero inoxidable normalizada, ensayada a tracción, muestra las características típicas de una fractura dúctil (Figura 12).

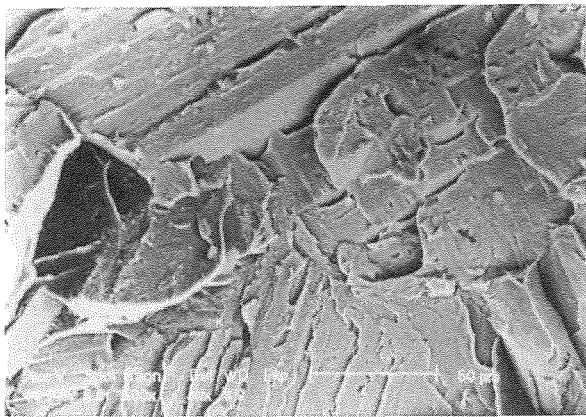


Fig. 10. Rotura por clivaje en el interior de la cabeza del tornillo. Se detectan con facilidad lengüetas y escalones de clivaje.

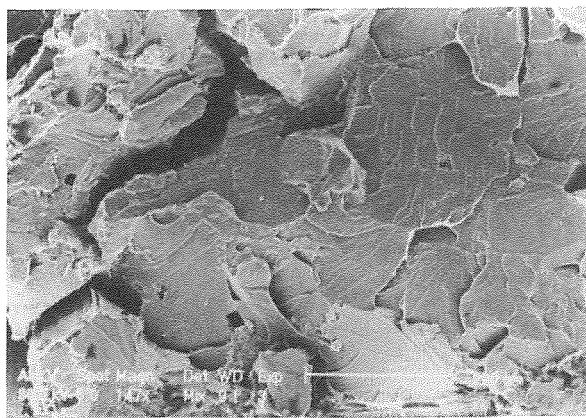


Fig. 11. Rotura por clivaje en las cercanías de la superficie. Resalta la presencia de grietas secundarias.

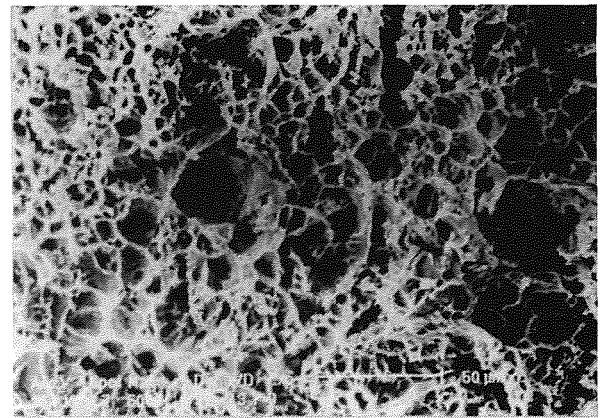


Fig. 12. Fractura dúctil producida por rotura a tracción del cuerpo del tornillo. Pueden observarse las cúpulas (dimples) típicas.

Habida cuenta de las conclusiones de esta investigación, se planteaba a la empresa instaladora la necesidad de desmontar los tornillos de acero inoxidable, ya colocados, ante el peligro de rotura súbita. El problema de distinguir por simple inspección visual los tornillos de acero inoxidable de los de acero al carbono no era fácil, ya que ambos tornillos estaban zincados. Por ello, se procuró encontrar un procedimiento sencillo de identificación del acero inoxidable. Dado que el cobre tiene un potencial galvánico en el agua próximo al del acero inoxidable, pero mucho más noble que el hierro [11], se propuso el siguiente método:

"Descúbrase en la base del eje del tornillo, en el extremo opuesto a la cabeza, una pequeña zona de acero, libre de la capa zincada, de unos 5 mm de diámetro, con ayuda de una lima u otro medio mecánico. Untese, a continuación, levemente dicha zona con un trocito de algodón ligeramente impregnado de una disolución de sulfato de cobre al 5%. Si el tornillo es de acero al carbono se recubrirá inmediatamente de una capa rojiza de cobre; pero, si es de acero inoxidable, no dará reacción" (Figura 13). El método

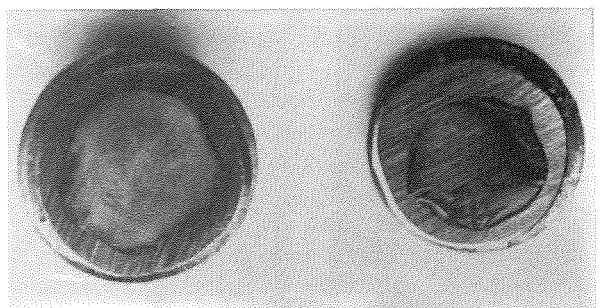


Fig. 13. El acero al carbono se cobre (izquierda) con el reactivo de sulfato de cobre, pero el acero inoxidable no reacciona (derecha).

está basado en el desplazamiento del cobre de sus disoluciones por el hierro metálico, en virtud de la reacción:  $\text{Cu}^{++} + \text{Fe} = \text{Cu} + \text{Fe}^{++}$ .

#### 4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

1. Los tornillos rotos en servicio son de acero inoxidable ferrítico. Los tornillos están fragilizados por poseer, en la zona de la cabeza, una estructura ferrítica grosera, con abundantes precipitados en los límites y en el interior de los granos. Dichos tornillos están mezclados con otros diferentes de acero al carbono.

2. Puesto que los tornillos de acero inoxidable instalados deben ser desmontados y sustituidos, se recomienda un sencillo y económico método de identificación, en base a las distintas propiedades electroquímicas del hierro y del acero inoxidable.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] Colombier, R. y Hochmann, J., "Aceros Inoxidables. Aceros Refractarios", p. 31, Urmo, Bilbao (1968).
- [2] Pickering, F.B. Editor, "The Metallurgical Evolution of Stainless Steels", p. 281, ASM, Metals Park, OH (1979).
- [3] Peckner, D. y Bernstein, I.M., "Handbook of Stainless Steels", pp. 5-14, McGraw-Hill, New York (1977).
- [4] Lancaster, J.F., "Metallurgy of Welding", p. 173, G. Allen and Unwin, London (1980).
- [5] Oppenheim, R., "Zähigkeitsverhalten der chemisch beständigen Stähle", en VDI-Berichte 318, p. 65, VDI-Verlag, Düsseldorf (1978).
- [6] ASTM A370, "Mechanical Testing of Steel Products (Tension Testing of Full-Size Bolts with a Wedge)".
- [7] Atkinson, J.T.N. y VanDroffelaar, H., "Corrosion and its Control", p. 63, NACE, Houston, Texas (1982).
- [8] Engel, L. y Kligele, H., "An Atlas of Metal Damage", pp. 121-132, Wolfe Science Books/C. Hanser Verlag, Munich (1981).
- [9] Demo, J.J., "Structure, Constitution, and General Characteristics of Wrought Ferritic Stainless Steels", STP 619, pp.33-44, ASTM, Philadelphia, Pa. (1977).
- [10] Plumtree, A. y Gullberg, R., J. of Testing and Evaluation, 2, 331-336 (1974).
- [11] Fontana, M.G. y Greene, N.D., "Corrosion Engineering", p. 32, McGraw-Hill, New York (1978).

## MÉTODOS SIMPLIFICADOS DE ANÁLISIS DE ESTRUCTURAS AGRIETADAS APLICADOS A UN CASO REAL

I. Gorrochategui; F. Gutiérrez-Solana; J.M. Varona

Departamento de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

**Resumen.** En el presente artículo se realiza un análisis comparativo de la carga de inestabilidad calculada por diferentes métodos simplificados de cálculo de estructuras agrietadas en régimen elastoplástico. La comparación se realiza en base a la caracterización del material extraído de un componente real. El caso estudiado es el de una tubería con una grieta circunferencial pasante sometida a flexión pura. El análisis incluye un estudio de sensibilidad de los parámetros que definen el comportamiento en tracción del material.

**Abstract.** In this paper a comparative analysis of the instability load evaluated through several simplified methods of assessment of cracked components in elastic-plastic regime has been carried out. The comparison is based on the properties obtained from the experimental characterization of material extracted from a real component. The study case has been a circumferentially through-the-wall cracked pipe subjected to pure bending. A sensitivity analysis of the material tensile parameters has been included.

### 1. INTRODUCCION

Entre los métodos de cálculo de estructuras agrietadas en régimen elastoplástico se encuentran los denominados métodos simplificados. Estos métodos proveen al usuario de soluciones ingenieriles fáciles de usar, económicas, flexibles y descriptivas del fenómeno estructural. Estas consideraciones, junto al hecho de adolecer de una menor sensibilidad al usuario y al código informático que el método de los elementos finitos, son las que han conducido a adoptar este tipo de métodos como herramientas de cálculo de uso generalizado.

Los métodos simplificados se pueden clasificar en tres grupos:

- Métodos selectivos: son rápidos y fáciles de aplicar y requieren una cantidad mínima de datos. Según el resultado pueden requerir o no un análisis más profundo.

- Cálculo de la fuerza motriz: su objetivo es caracterizar la sollicitación en el fondo de fisura a través de los parámetros integral J, CTOD o K equivalente. Estos parámetros se pueden usar de forma directa, es decir,

comparando la sollicitación aplicada con la resistencia del material, o indirectamente, usando los diagramas J-T. También pueden utilizarse para deducir diagramas de fallo (FAD-Failure Assessment Diagram).

- Métodos comprensivos: su intención es proveer al usuario de la información necesaria para poder realizar el cálculo de forma completa. Suelen presentarse en forma de manuales y generalmente no se necesita ninguna publicación adicional para su total aplicación, salvo el uso en ciertos casos de alguna normativa de ensayo.

El objeto del presente artículo es continuar con el trabajo realizado en la referencia [1] en donde se comparaban el método propuesto por el Electric Power Research Institute (EPRI) [2] y el método R6 [3] con tablas de diseño de longitud de fisura admisible contenidas en el código ASME [4], a través de la resolución de un caso sencillo de tubería fisurada.

En este artículo se responde a alguna de las interrogantes contenidas en la mencionada referencia [1] como son la realización de un análisis de sensibilidad de los parámetros del ajuste de la curva de tracción uniaxial del

material y la aplicación de nuevos métodos de cálculo que sirven de contraste a los inicialmente utilizados.

**2. CASO ESTUDIADO**

La definición geométrica y estructural del componente a estudiar es idéntica a la analizada en la referencia [1], es decir, una tubería de acero inoxidable con una soldadura de arco manual (MMA) a lo largo de su circunferencia, conteniendo una grieta pasante transversal y sometida a flexión pura. El radio medio de la tubería es R= 595 mm y su espesor t= 30 mm.

La longitud de la grieta se define a través del ángulo  $\gamma$ , cumpliéndose:

$$2a = 2\gamma R \quad \text{longitud de grieta} \quad (1)$$

$$2b = 2\pi R \quad \text{perímetro de la tubería} \quad (2)$$

$$2c = 2(b-a) \quad \text{longitud de ligamento} \quad (3)$$

Las propiedades mecánicas de los materiales constituyentes de la unión fueron obtenidas, como se cita en la referencia [5], a partir de la extracción de un componente en servicio de un sistema en uso, lo cual dota de una componente realista a este trabajo. En la Tabla 1 se resumen las características mecánicas del material de aportación de la soldadura objeto de estudio, así como las de un acero inoxidable tipo 304, típico constituyente de estos sistemas de tuberías, que serán de utilidad en los siguientes puntos.

**Tabla 1.** Características mecánicas.

	MMA	304
E (GPa)	201.2	206.85
$\sigma_y$ (MPa)	441.5	206.85
$\sigma_u$ (MPa)	698.2	-
n	3.39	1.691
$\alpha$	10.914	5.421
$J_R(\Delta a)$ (*)	511.39 $\Delta a^{0.6363}$	-

(\*) J en kN/m ;  $\Delta a$  en mm

**3. METODOS DE CALCULO**

De la diversidad de métodos existentes en la actualidad para el cálculo de estructuras agrietadas en régimen elastoplástico, se ha adoptado como base comparativa el denominado método EPRI [2], desarrollado en el Electric Power Research Institute, tanto porque fue el primero en aparecer, siendo en consecuencia referencia constante en la bibliografía, como porque proporciona la formulación más completa.

Los métodos alternativos incluidos en la comparación son:

- Método EPRI modificado [6]. La modificación afecta al coeficiente de la componente plástica de la integral J en base tanto a consideraciones teóricas como verificación experimental, especialmente dirigidas al caso de tuberías con grietas circunferenciales pasantes.

- Método R6 [3]. Es un método comprensivo de extensa aplicación y ampliamente contrastado a nivel internacional.

- Método ETM [7-9]. Es un método de reciente aparición que toma su nombre de las iniciales de Engineering Treatment Model. Es de rápida aplicación y permite la evaluación de todo tipo de geometrías.

- Método de la sección reducida [10]. En este método se calcula la integral J aplicada en el caso de tuberías soldadas con grietas circunferenciales pasantes haciendo equivaler la sección agrietada a otra sin fisurar pero de inferior espesor.

Por supuesto, este conjunto de métodos sólo es una pequeña muestra de la multitud de ellos existentes en la actualidad. En las referencias [11-12] vienen recogidos y clasificados un mayor número de procedimientos, algunos de los cuales son aplicados al caso de estudio de este artículo en la referencia [13].

A continuación se hace una somera descripción de cada uno de los métodos de cálculo utilizados.

**3.1 Método EPRI**

Es un método de cálculo de la integral J aplicada en el fondo de una fisura contenida en un elemento sometido a sollicitación. Es válido para materiales que siguen una ley de Ramberg-Osgood en tracción uniaxial:

$$\epsilon/\epsilon_0 = \sigma/\sigma_0 + \alpha (\sigma/\sigma_0)^n \quad (4)$$

En este caso se ha adoptado  $\sigma_0 = \sigma_y$  y  $\epsilon_0 = \sigma_0/E$ , donde  $\sigma_y$  es el límite elástico y E el módulo de elasticidad del material.

Bajo estas condiciones, la integral J aplicada a un componente,  $J_{app}$ , se evalúa como suma de las componentes elástica y plástica:

$$J_{app} = J_e + J_p \quad (5)$$

donde las funciones  $J_e$  y  $J_p$  tienen la siguiente forma:

$$J_e = K_I^2 (a_e) / E' \quad (6)$$

$$J_p = \alpha \sigma_0 \varepsilon_0 c (a/b) h_1 [M/M_0]^{n+1} \quad (7)$$

siendo  $a_e$  la longitud de fisura efectiva,  $E'$  el módulo de elasticidad ( $E$  en tensión plana y  $E/(1-\nu^2)$  en deformación plana) y  $M$  el valor del momento aplicado.

Las funciones  $K_I$  y  $M_0$  definen el factor de intensidad de tensiones aplicado y el momento límite del componente basado en  $\sigma_0$  respectivamente, y se encuentran tabuladas en la bibliografía.

La función  $h_1$  depende de la configuración geométrica y estructural del componente y del coeficiente de endurecimiento del material y se encuentra también tabulada para un número limitado de casos [2,14-15].

El momento de inestabilidad,  $M_{max}$ , se calcula a través de la comparación de la fuerza motriz aplicada,  $J_{app}$ , con la resistencia a la fractura del material,  $J_R$ .

### 3.2 Método EPRI modificado

En la referencia [6] se estudiaron posibles modificaciones de la ecuación (5) de cara a estimar el comportamiento en rotura de tuberías ensayadas en laboratorio de forma más satisfactoria que lo que la mencionada ecuación predice.

En [6] se presta atención al hecho de que la componente plástica (7) se calcula a partir de análisis de elementos finitos adoptando una ley potencial pura para la curva tensión-deformación del material con  $\alpha=1$  asumiendo que  $J$  varía linealmente con  $\alpha$ . Sin embargo, aunque esta hipótesis es correcta para materiales que siguen una ley potencial pura, no lo es para curvas tensión-deformación del tipo Ramberg-Osgood.

Así, analizando la relación entre la integral  $J$  y el CTOD se concluye que el coeficiente  $\alpha$  en la ecuación (7) debería ir sustituido por  $\alpha^{1/n+1}$ . La expresión de la componente plástica de  $J_{app}$ , queda entonces de la siguiente forma:

$$J_p = \alpha^{1/n+1} \sigma_0 \varepsilon_0 c (a/b) h_1 [M/M_0]^{n+1} \quad (8)$$

La modificación, que afecta únicamente a la componente plástica de la integral  $J$ , conduce a valores de  $J_{app}$  inferiores a los correspondientes a la ecuación original (7), y por lo tanto a valores superiores de  $M_{max}$ .

### 3.3 Método R6

El método R6 es un método comprensivo de cálculo de estructuras agrietadas y por lo tanto pretende ser objetivo, simple de aplicación y ampliamente contrastado. El

método de evaluación de rotura se basa en diagramas de fallo (FAD): representación biparamétrica de la situación crítica en variables adimensionales definidas a partir de la carga y el factor de intensidad de tensiones aplicados.

Este procedimiento ofrece tres posibilidades de elección de FAD en función de la disponibilidad de datos y de la precisión requerida en el cálculo:

° Opción 3: Requiere el conocimiento de la  $J_{app}$  en la estructura y en consecuencia, es equivalente al método EPRI. La expresión del FAD es:

$$K_r = \left( \frac{J}{J_e} \right)^{-1/2} \quad (9)$$

° Opción 2: Obtiene el FAD a partir de la curva de tracción uniaxial completa del material, eliminando así los problemas de falta de ajuste a una ley del tipo Ramberg-Osgood:

$$K_r = \left[ \frac{E \cdot \varepsilon_{ref}}{S_r \cdot \sigma_y} + \frac{S_r^3 \cdot \sigma_y}{2 \cdot E \cdot \varepsilon_{ref}} \right]^{-1/2} \quad (10)$$

donde ( $\varepsilon_{ref}$ ,  $\sigma_{ref}$ ) son puntos pertenecientes a la curva tensión-deformación del material en variables verdaderas.

° Opción 1: Es una envolvente inferior de los FAD obtenidos según la Opción 2 para distintos tipos de acero:

$$K_r = (1 - 0.14 S_r^2) [0.3 + 0.7 \exp(-0.65 S_r^6)] \quad (11)$$

Las coordenadas ( $S_r$ ,  $K_r$ ) del diagrama de fallo se definen de la siguiente forma:

$$S_r = M/M_0 \quad (12)$$

$$K_r^2 = J_r = J_e (a,P) / J_R (\Delta a) \quad (13)$$

### 3.4 Método ETM

Este método proporciona un conjunto de ecuaciones simples que sirven para la estimación de la integral  $J$  o el CTOD como fuerzas motrices de la fisuración en componentes en situación elastoplástica.

Las principales hipótesis del método son:

- el elemento fisurado se deforma prevaleciendo la condición de tensión plana.

- la curva de tracción uniaxial del material se ajusta a una

ley potencial por encima del límite elástico:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_y} = \left[ \frac{\sigma}{\sigma_y} \right]^{1/\eta} ; \sigma > \sigma_y \quad (14)$$

Para el material objeto de este estudio  $\eta$  toma el valor de 0.099.

La integral J aplicada se calcula a partir de las siguientes ecuaciones:

$$J = G_{pl} = \frac{K_{pl}^2}{E} ; M < M_Y \quad (15)$$

$$\frac{J}{J_Y} = \left( \frac{M}{M_Y} \right)^{\frac{\eta+1}{\eta}} ; M > M_Y \quad (16)$$

El subíndice Y caracteriza la situación de cedencia, es decir, cuando la tensión en la sección fisurada alcanza el límite elástico.

La función  $K_{pl}$  toma distintos valores para configuraciones axiles o de flexión:

- configuraciones axiles

$$K_{pl} \equiv K_{eff} = \sigma \sqrt{(\pi a_{eff})} Y(a_{eff}) \quad (17)$$

- configuraciones de flexión

$$K_{pl} \equiv \bar{K} = 0.5 (K_{eff} + K) \quad (18)$$

siendo Y(a) una función calibrada que depende de la geometría del componente.

### 3.5 Método de la sección reducida

Este procedimiento, que aquí se esboza, viene recogido de una forma más completa en la referencia [10]. La formulación obtenida es especialmente aplicable al caso de tuberías soldadas con grietas circunferenciales pasantes. En esta situación, la integral J aplicada sobre la sección fisurada se calcula haciendo equivalente la tubería original a otra sin fisurar, pero de un espesor inferior en la zona defectuosa. La determinación de la longitud y el espesor de la zona debilitada se lleva a cabo igualando la deformabilidad de la tubería original y la equivalente.

De esta forma se llega a la siguiente expresión para la componente plástica de  $J_{app}$ :

$$J_P = \frac{\alpha_1}{E_1 \sigma_{01}} \frac{1}{n_1 - 1} \frac{1}{n_1 + 1} \frac{\pi R}{2} \cdot H_B \cdot L_B^d \cdot I_B \cdot \left[ \frac{M}{\pi R t} \right]^{n_1 + 1} \quad (19)$$

donde los subíndices 1 y 2 se refieren al material base y al depositado respectivamente, y los demás coeficientes vienen apropiadamente descritos en la referencia [10].

## 4. RESULTADOS

El objetivo del trabajo es, según se estableció anteriormente, el cálculo de la carga máxima soportada por la tubería. A continuación se relacionan los resultados obtenidos según cada uno de los procedimientos de cálculo utilizados.

### 4.1 Método EPRI

A partir de los datos del material recogidos en la Tabla 1 y a través de la ecuación (5) se puede construir la Figura 1, donde se representan, en trazo continuo, tres curvas R para distintas longitudes de fisura inicial y, en trazo discontinuo, la familia de curvas de  $J_{app}$  tomando el momento aplicado, M, como parámetro. El momento máximo es aquél cuya línea isocarga es tangente a la curva R del material, para los distintos valores de la longitud de fisura inicial.

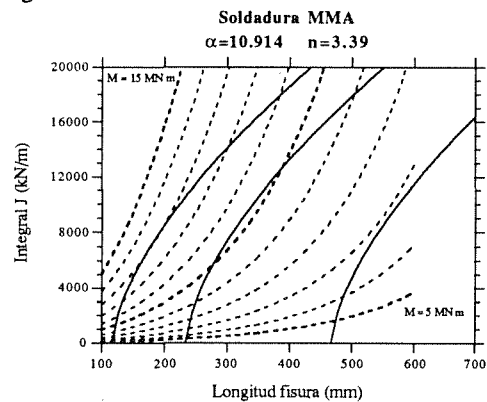


Fig. 1. Cálculo de  $M_{max}$  por el método EPRI.

La Tabla 2 recoge los valores de  $M_{max}$  obtenidos por este método.

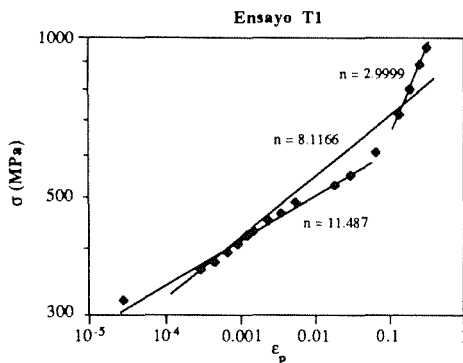
**Tabla 2.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método EPRI.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
$M_{max}$	13.0	10.3	6.9

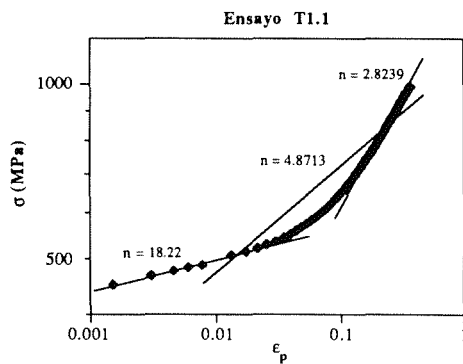
M en MN m

4.1.1. Análisis de sensibilidad de n y  $\alpha$

A través de la observación de los ensayos de tracción en los que se ha basado el ajuste de la ley de Ramberg-Osgood del material, ensayos T1 y T1.1 en las Figuras 2 y 3, se aprecia cómo la nube de puntos experimental no cumple de forma exacta la ley buscada (línea recta única en el gráfico), siendo ésta variable de unos rangos a otros de los ensayos.



**Fig. 2.** Ensayo de tracción T1.



**Fig. 3.** Ensayo de tracción T1.1.

En este punto se analiza la influencia de la ley de Ramberg-Osgood ajustada en el valor del momento máximo soportado por la tubería. Para ello se han considerado los valores n y  $\alpha$  recogidos en la Tabla 3.

**Tabla 3.** Valores de n y  $\alpha$  considerados.

n	2.8239	2.9999	4.8713	8.1166	11.847	18.220
$\alpha$	16.607	13.952	4.718	0.796	0.941	0.752

Siguiendo una metodología idéntica al caso anterior se obtienen los valores de  $M_{max}$  recogidos en la Tabla 4.

**Tabla 4.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método EPRI para distintos ajustes de Ramberg-Osgood.

n	$a_0/b$		
	1/16	1/8	1/4
2.8239	11.6	9.0	6.0
2.9999	12.1	9.6	6.3
4.8713	15.4	12.4	8.3
8.1166	18.5	15.1	9.4
11.847	17.6	14.7	9.3
18.220	17.3	14.7	9.3

M en MN m

4.1.2. Consideración del material base

Hasta ahora únicamente se han considerado las propiedades del material depositado a la hora de evaluar tanto  $J_{app}$  como  $J_R$ . Esto es correcto de cara a la evaluación de la resistencia a la fractura,  $J_R$ , puesto que es el material depositado es el que va a sufrir la rotura y por lo tanto el definitorio de la situación. Sin embargo el cálculo de la integral  $J, J_{app}$  se ve influenciado de forma general por todo el material constituyente de la unión, material base y de aportación, y por lo tanto su evaluación habrá de basarse en las propiedades mecánicas de ambos constituyentes. En cualquier caso, este valor siempre está acotado entre el calculado a partir de las características de cada uno de los componentes. Puesto que hasta ahora sólo se han considerado las propiedades del material depositado, en este punto se calcula  $M_{max}$  en función de los parámetros mecánicos del material base, en este caso un acero inoxidable tipo 304 cuyos valores característicos vienen recogidos en la Tabla 1.

Aplicando la metodología conocida se obtienen los valores de  $M_{max}$  contenidos en la Tabla 5.



**Tabla 5.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método EPRI considerando las propiedades mecánicas del material base.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
$M_{max}$	10.9	9.0	6.1

M en MN m

**4.2 Método EPRI modificado**

Aplicando el procedimiento descrito en el apartado 3.2 y con las propiedades del material recogidas en la Tabla 1, se obtienen los valores de  $M_{max}$  contenidos en la Tabla 6 para distintos valores de la longitud de fisura inicial.

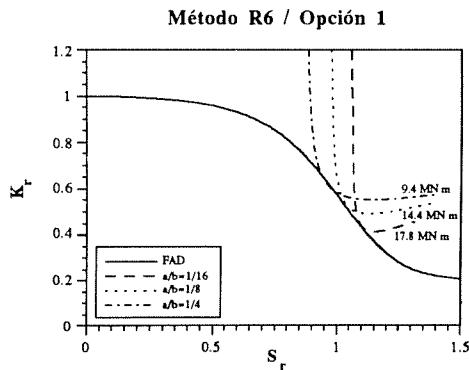
**Tabla 6.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método EPRI modificado.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
$M_{max}$	19.0	14.7	9.1

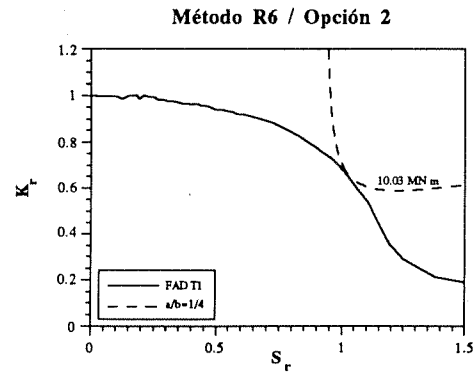
M en MN m

**4.3 Método R6**

Las Figuras 4 y 5 muestran el cálculo de  $M_{max}$  según el método R6, para las opciones 1 y 2, respectivamente. La Tabla 7 resume el conjunto de valores obtenidos.



**Fig. 4.** Cálculo de  $M_{max}$  según el método R6 Opción-1.



**Fig. 5.** Cálculo de  $M_{max}$  según el método R6 Opción-2.

**Tabla 7.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método R6.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
Op. 1	17.8	14.4	9.4
Op. 2	-	-	10.03

M en MN m

**4.4 Método ETM**

En la Tabla 8 se recogen los valores de  $M_{max}$  calculados en base a la formulación expresada en el punto 3.4 para las dos configuraciones posibles, axil y de flexión.

**Tabla 8.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método ETM.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
axil	17.7	14.2	8.4
flexión	18.2	14.9	9.6

M en MN m

**4.5 Método de la sección reducida**

Los valores obtenidos a través de este procedimiento vienen recogidos en la Tabla 9.

**Tabla 9.** Valores de  $M_{max}$  calculados por el método de la sección reducida.

$a_0/b$	1/16	1/8	1/4
$M_{max}$	13.7	10.4	6.4

M en MN m

**5. DISCUSION**

Como punto inicial para la discusión, en la Tabla 10 se agrupan de forma comparativa todos los resultados obtenidos. Los valores están adimensionalizados por la expresión:

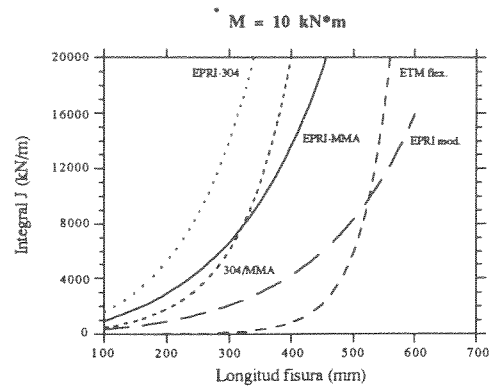
$$M_L = 4 \cdot \sigma_f \cdot R^2 \cdot t \cdot \left[ \cos \frac{\gamma}{2} - \frac{1}{2} \text{sen } \gamma \right] \quad (20)$$

siendo  $\sigma_f = (\sigma_y + \sigma_u) / 2 = 569.85 \text{ MPa}$ .

**Tabla 10.** Valores de  $M_{max} / M_L$  calculados.

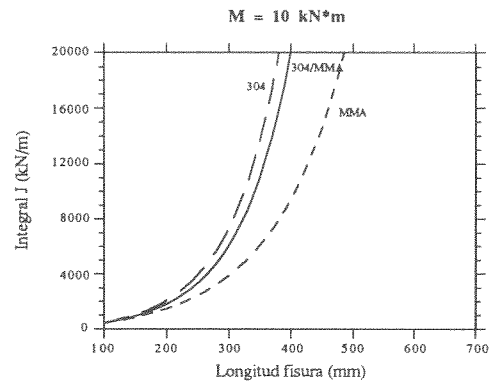
Material	Método	$a_0/b$			
		1/16	1/8	1/4	
MMA	EPRI	0.598	0.539	0.500	
MMA	EPRI	n=2.8239	0.534	0.471	0.435
		n=2.9999	0.557	0.502	0.456
		n=4.8713	0.709	0.649	0.601
		n=8.1166	0.851	0.790	0.681
		n=11.847	0.810	0.769	0.674
		n=18.220	0.796	0.769	0.674
304	EPRI	0.502	0.471	0.442	
MMA	EPRI modificado	0.874	0.769	0.659	
MMA	R6	Opción 1	0.819	0.753	0.681
		Opción 2	-	-	0.726
MMA	ETM	axil	0.814	0.743	0.608
		flexión	0.837	0.780	0.695
304/MMA	sección reducida	0.630	0.544	0.463	

Los resultados recogidos en esta Tabla dividen los métodos de cálculo en dos grupos. En un primer grupo se encuentran el método EPRI, tanto considerando las propiedades del material depositado como las del material base, y el método de la sección reducida. Este conjunto de métodos conduce a estimaciones de la carga máxima próximas entre sí, dentro de un orden, y claramente inferiores a la predichas por los métodos constituyentes del segundo grupo, esto es, EPRI modificado, R6 y ETM, en los que a su vez la dispersión de valores obtenida es razonable. Este hecho es observable en la Figura 6, donde se aprecia cómo para un mismo valor del momento aplicado,  $M = 10 \text{ kN m}$ , los métodos ETM y EPRI modificado conducen a valores de la integral J inferiores a los obtenidos a través de los métodos EPRI y de sección reducida.



**Fig. 6.** Gráfico comparativo de los distintos métodos de cálculo utilizados.

La consideración de las propiedades mecánicas del material base conduce, en este caso, a estimaciones más conservadoras del momento de inestabilidad. Este hecho puede observarse en la Tabla 10, así como en las Figuras 6 y 7. En ambas Figuras se aprecia que, para un mismo momento aplicado, la integral J obtenida es superior si se consideran las propiedades del material base, tanto en el caso del método EPRI como en el de la sección reducida.



**Fig. 7.** Gráfico comparativo de las distintas curvas de  $J_{app}$  obtenidas por el método de la sección reducida.

En referencia al método EPRI, en la Tabla 10 y en la Figura 8 se observa cómo la estimación del momento máximo depende de una forma decisiva del ajuste de Ramberg-Osgood adoptado. Así, el momento de inestabilidad es creciente con el coeficiente de endurecimiento del material hasta alcanzar el valor de saturación, en este caso correspondiente a un valor de n en torno a 8, a partir del cual la carga máxima se estabiliza e incluso, en algunos casos, presenta una ligera reducción.

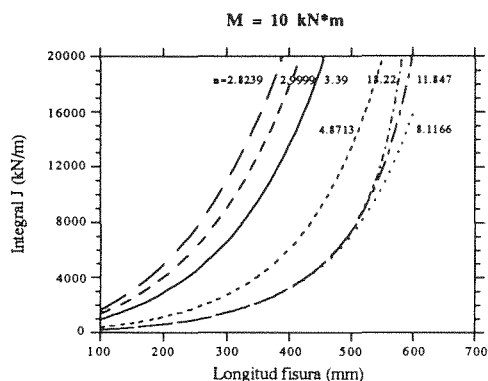


Fig. 8. Gráficas de  $J_{app}$  obtenidas por el método EPRI para distintos ajustes de Ramberg-Osgood.

Respecto al método R6, de nuevo en la Tabla 10 se aprecia cómo la Opción 1 conduce a valores más conservadores, lo cual es esperable en función de la propia definición de la línea de fallo como envolvente inferior.

Dada la ambigüedad en la definición de configuraciones axiales o de flexión en el método ETM, en este trabajo se han considerado las dos. La Tabla 10 muestra como ambas conducen a estimaciones próximas entre sí, si bien para las configuraciones axiales los valores de momento máximo obtenidos son ligeramente más conservadores.

## 6. CONCLUSION

La gran variación en las estimaciones del momento máximo obtenidas en las distintas situaciones consideradas plantea claramente la necesidad de una verificación, bien numérica, bien experimental, que revele cual de los métodos describe de forma más apropiada el comportamiento en rotura para el tipo de configuración estructural estudiado, que defina si deben considerarse las propiedades mecánicas del material base o las del de aportación, y que finalmente sirva de guía a la hora de efectuar el ajuste matemático de la curva tensión-deformación del material.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Gorrochategui I., Gutiérrez-Solana F. y Varona J.M., "Estudio comparativo de métodos elasto-plásticos de cálculo de estructuras agrietadas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 9, 220-225 (1992).
- [2] Kumar V., German M.D. and Shih C.F., "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis", EPRI NP-1931, July 1981.
- [3] Milne I., "The R6 method", The assesment of cracked components by Fracture Mechanics, EGF 4 (edited by L.H. Larsson), Mechanical Engineering Publications, London, 233-261 (1989).
- [4] "Evaluation of flaws in austenitic piping", Draft Final Report, Prepared by Section XI Task Group for Piping Flaw Evaluation, October 1985.
- [5] Gorrochategui I., Gutiérrez-Solana F. y Valiente A. "Factores de influencia en la tenacidad de soldaduras en elementos de acero inoxidable austenítico", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 8, 70-76 (1991).
- [6] Zahoor A., "Evaluation of J-integral estimation scheme for flawed throughwall pipes", *Nuclear Engineering and Design*, 100, 1-9 (1987).
- [7] Schwalbe K.-H. and Cornec A., "The Engineering Treatment Model (ETM) and its practical application", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 14, No. 4, 405-412 (1991).
- [8] Schwalbe K.-H., Cornec A., and Heerens J., "The Engineering Treatment Model (ETM) . A simple method for estimating the driving force under elastic-plastic and plane stress conditions", *Defect Assesment in Components- Fundamentals and Applications*, ESIS / EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, 1111-1124 (1991).
- [9] Schwalbe K.-H. and Grüter L., "Application of the Engineering Treatment Model (ETM) to the prediction of the behaviour of a circumferentially cracked pipe", *Defect Assesment in Components- Fundamentals and Applications*, ESIS / EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, 1125-1133 (1991).
- [10] Rahman S. and Brust F.W., "An estimation method for evaluating energy release rates of circumferential through-wall cracked pipe welds", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 43, No. 3, 417-430 (1992).
- [11] "ESIS guidelines for the selection and use of methods for assesment of the integrity of structures and components containing defects", Compiled by ESIS (formerly EGF) Task Group 1, on Elastic-Plastic Fracture Mechanics, Working Party on Ductile Tearing Instability, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 14, No. 8, 797-803 (1991).

- [12] Milne I., "Component assesement: Fracture Mechanics for added value", Defect Assesement in Components-Fundamentals and Applications, ESIS / EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, 943-955 (1991).
- [13] "Tenacidad del material de soldadura de acero inoxidable", Informe Final, solicitado por Nuclenor, S.A. al D.C.I.T.T. y M.- Universidad de Cantabria, Agosto 1992.
- [14] Kumar V. et al. , "Advances in elastic-plastic fracture analysis", EPRI NP-3607, August 1984.
- [15] Zahoor A., "Ductile fracture handbook", EPRI NP-6301-D, June 1989.

MODELOS DE PREVISÃO DO COMPORTAMENTO À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE ALUMÍNIO

A. Ribeiro\*\*, F. Oliveira \*, A. A. Fernandes\*

\*\*Departamento de Engenharias da UTAD, 5000 Vila Real - Portugal

\* DEMEGI- FEUP, Rua dos Bragas - 4099 Porto - Portugal

**Resumo:** A duração de um componente estrutural à fadiga define-se geralmente pelo número de ciclos de aplicação de carga até à rotura, envolvendo a fase de iniciação  $N_i$  e a fase de propagação  $N_p$ . A fase de iniciação pode em determinados casos, representar uma percentagem significativa do número de ciclos total do processo de fadiga, pelo que a sua inclusão em modelos de previsão do comportamento à fadiga permitiria cálculos mais realistas nomeadamente no caso de componentes sujeitos a solicitações com baixos níveis de tensão.

A presente comunicação pretende fazer uma análise comparativa da previsão da resistência à fadiga obtida por modelos analíticos e testes experimentais quando se tem em conta a fase de iniciação.

Para a fase de iniciação foram utilizadas as regras de : i) Neuber ii) Glinka iii) Heuler. Estas regras permitem a quantificação do dano do material, o que aliado à curva cíclica do material e à equação de Coffin-Manson, permite determinar o número de ciclos da fase de iniciação. A fase de propagação foi calculada recorrendo à lei de Paris

A parte experimental consistiu em testes de fadiga em juntas cruciformes, com transferência de carga, de uma liga de alumínio 6061-T651. O modelo analítico desenvolvido foi usado para prever o comportamento à fadiga da referida junta.

1. INTRODUÇÃO

A duração de um componente estrutural à fadiga, define-se geralmente pelo número de ciclos de aplicação da carga até à rotura, englobando a fase de iniciação  $N_i$  e a fase de propagação  $N_p$ , podendo-se no caso geral escrever, [1]:

$$N_T = N_i + N_p \tag{1}$$

onde  $N_i$  e  $N_p$  podem ser estimados independentemente. A fase de iniciação pode, no entanto, ser ainda dividida em dois estágios - o de nucleação de fendas e o de crescimento microscópico de fendas - cujos comportamentos não são descritos pela Mecânica da Fractura Linear Elástica em virtude de sobrestimarem os valores para as taxas de crescimento de fendas. O período de propagação é por outro lado dominado pelo crescimento macroscópico de fendas cujo comportamento é descrito pela teoria da M.F.L.E..

1.1 - Período de Iniciação

Vários modelos têm sido propostos para a avaliação do período de iniciação, mas os modelos baseados na análise de tensões e extensões em entalhes, aliados ao conceito de baixo nível de ciclo de fadiga parecem ser a base da maioria [2]. O principal parâmetro para estes modelos, a deformação, foi originalmente estudada por Bauschinger em 1880, mais tarde, em 1950, foi revista independentemente por Manson e Coffin no estudo da fadiga oligocíclica (L.C.F.). Este parâmetro é

constituído por duas componentes de deformação, a elástica e a plástica de tal forma que:

$$\Delta \epsilon_{tot} = \Delta \epsilon_e + \Delta \epsilon_p \tag{2}$$

componentes que contribuem para o "dano" do elemento estrutural, os quais se acumulam até que a rotura ocorra. No entanto estes modelos apresentam algumas limitações no que se refere à definição de "dano". Alguns autores consideram que o período de iniciação é atingido quando uma fenda de profundidade 0.25 mm se desenvolve no elemento estrutural; este valor será usado como "critério de dano" [1,3].

1.2 - Período de Propagação

O período de propagação é, como já referido, a fase dominada pelo crescimento macroscópico das fendas de fadiga e cujo comportamento pode ser estimado pelas teorias da M.F.L.E. Recorre-se ao uso de leis de crescimento de fendas, sendo a de maior aplicação a lei de Paris devido à sua simplicidade matemática.

Esta lei é apresentada na seguinte forma:

$$\frac{dh}{dN} = C (\Delta K)^m \tag{3}$$

C e m - constantes do material  
 $\Delta K$  - variação do factor de intensidade de tensões  
 $\frac{dh}{dN}$  - taxa de propagação de fendas

Sendo a gama do factor de intensidade de tensões dado por:

$$\Delta K = (K_{max} - K_{min}) = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

que representa a medida do factor de intensidade de tensões na extremidade da fenda, em que  $K_{max}$  e  $K_{min}$  representam os valores máximo e mínimo do factor de intensidade de tensões no ciclo de carga;  $Y$  é um factor dependente da geometria, sendo as condições de carga expressos por  $\Delta \sigma$  e  $a$  o comprimento de fenda.

A relação entre  $\frac{dh}{dN}$  e  $\Delta K$ , está representada na fig. 1.

Nesta figura, podemos identificar três regiões. A região I, dominada pelo valor do *limiar de propagação de fenda*,  $\Delta K_{th}$ , abaixo do qual não se dá a propagação de fendas.

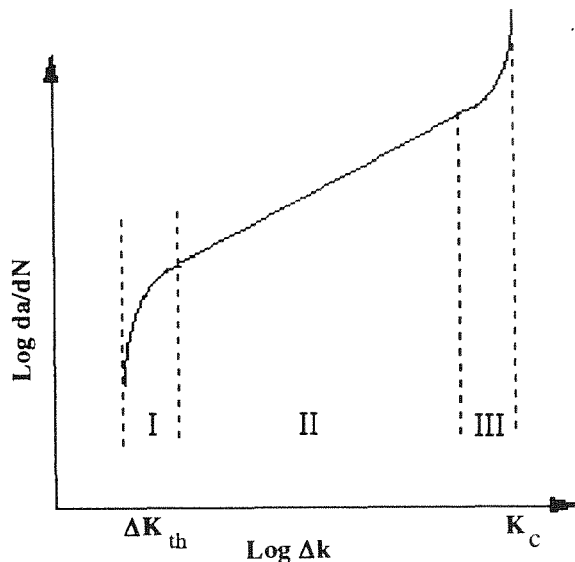


Fig. 1. Lei de propagação

A região II, zona de propagação é caracterizada por uma relação linear log-log, expressa pela lei de Paris; a região III, surge quando o valor máximo do factor de intensidade de tensões se aproxima do valor crítico  $K_c$ , provocando uma aceleração na propagação da fenda e eventual fractura instável.

A equação (3) representa a linha recta para a região II da fig. 1. O número de ciclos para a propagação pode ser calculada pela integração da lei de propagação da fenda.

$$N_p = \frac{1}{C (\Delta \sigma)^m} \int_{a_i}^{a_f} \frac{dh}{(Y \sqrt{\pi a})^m} \quad (5)$$

onde  $a_i$  e  $a_f$  representam os comprimentos inicial e final da fenda.

## 2. MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DA FASE DE INICIAÇÃO

Na literatura são propostas algumas teorias para estimar o número de ciclos da fase de iniciação. As referidas teorias envolvem, de um modo geral, operações que convertem a história de carga, geometria do componente e propriedades do material na vida à fadiga. Basicamente essas operações são:

- análise de tensões e deformações
- transformação das tensões e deformações em dano acumulado
- conversão do dano acumulado no número de ciclos correspondentes

Para a análise de tensões e deformações dois métodos podem ser utilizados:

- métodos nominais
- métodos locais

Métodos nominais são os que determinam o dano usando tensões e deformações nominais. Apresentam a limitação de não considerarem a acção inelástica produzida por tensões localizadas em zonas de entalhes. Por essa razão são também denominados métodos de análise elástica.

Foi Smith [4] que reconheceu a necessidade de se ter em conta a acção inelástica no comportamento à fadiga. Morrow et al [5] desenvolveram mais tarde o conceito de tensão e deformação local, que permite estimar a fase de iniciação em termos do dano gerado que inclui a acção inelástica que se desenvolve nas vizinhanças de entalhes.

## 3. ANÁLISE DE TENSÕES EM ENTALHES

### 3.1 - Análise Elástica

Esta análise utiliza o factor elástico-estático de concentração de tensões,  $K_t$ , definido por:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (6)$$

$\sigma_{max}$  - tensão máxima na raiz do entalhe

$\sigma_{nom}$  - tensão nominal

e o factor de redução de resistência à fadiga,  $K_f$ , um factor experimental que se define como a razão entre dois limites de resistência à fadiga.:

$$K_f = \frac{\Delta\sigma_f}{\Delta\sigma_{nf}} \quad (7)$$

$\Delta\sigma_f$  - resistência à fadiga para provetes não entalhados.

$\Delta\sigma_{nf}$  - resistência à fadiga de provetes entalhados, estimado a partir da curva SN, fig.2.

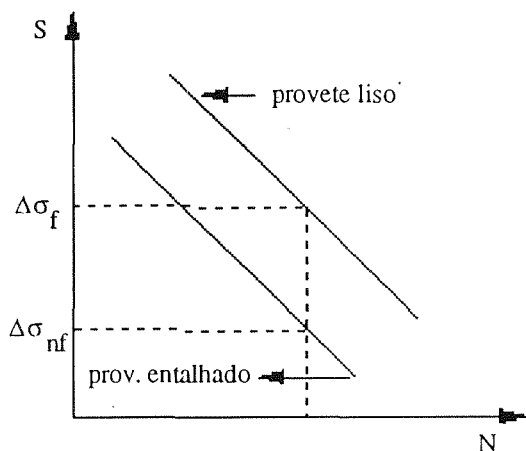


Fig. 2. Determinação de  $K_f = \frac{\Delta\sigma_f}{\Delta\sigma_{nf}}$

3.2. Análise Elastoplástica

Devido à existência de zonas plásticas na frente dos entalhes, os modelos baseados em análises elásticas não caracterizam correctamente os danos ocorridos dado não contemplarem a influência daquela zona plástica.

De acordo com Neuber [6] existe uma relação aproximada entre  $K_t$  e  $K_\sigma$ ,  $K_\epsilon$  tal que:

$$K_t^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon \quad (8)$$

$K_\sigma$  - factor de concentração de tensões elasto-plástico

$K_\epsilon$  - factor de concentração de deformações elasto-plástico.

Topper *et al* [7] introduziu  $K_f$  em vez de  $K_t$  para solicitações de fadiga e obteve:

$$K_f^2 = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_{nom}} \cdot \frac{\Delta\epsilon}{\Delta\epsilon_{nom}} \quad (9)$$

$\Delta\sigma$  - a variação da tensão máxima na raiz do entalhe

$\Delta\epsilon$  - variação da deformação real na raiz do entalhe

$\Delta\sigma_{nom}$  - variação da tensão nominal

$\Delta\epsilon_{nom}$  - variação da deformação nominal

4. FACTOR DE REDUÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA

Existem algumas formas empíricas para a determinação do factor  $K_f$ . Essas formas empíricas estabelecem relações entre  $K_t$  e  $K_f$ .

4.1 - Formulação de Peterson

De acordo com Peterson a relação é [8]:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a}{r}} \quad (10)$$

$a$  - a constante do material  
 $r$  - raio na raiz do entalhe

O parâmetro  $a$  pode ser relacionado com a tensão de rotura do material  $\sigma_T$  e as relações seguintes permitem estimar o seu valor [9]:

$$a = 2.5 \times 10^{-5} (2068 / \sigma_T)^{1.8} \quad (11)$$

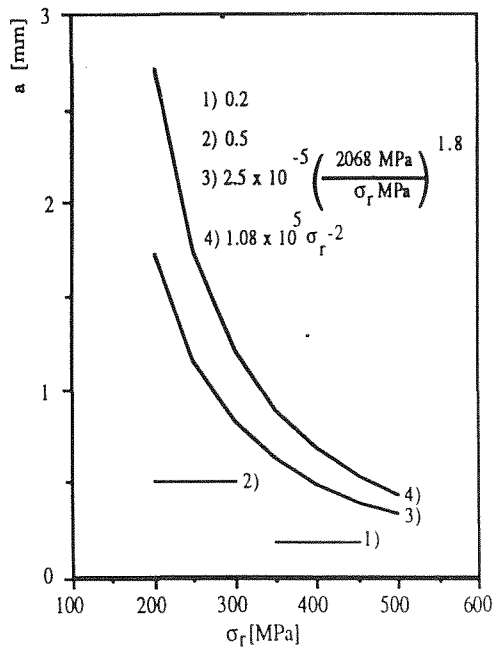
ou segundo Yung e Lawrence [10]:

$$a = 1.087 \times 10^5 \times \sigma_T^{-2} \quad (12)$$

$\sigma_T$  - MPa  
 $a$  - mm

Na fig. 3 registam-se os valores de  $a$  em função de  $\sigma_T$ ; Kosteas [11] indica para este parâmetro os seguintes valores:

- $a = 0.5$  para ligas de alumínio
- $a = 0.2$  para aços

Fig. 3. Valor do parâmetro  $a$  em função de  $\sigma_r$ 

#### 4.2 - Formulação de Heywood

Heywood estabelece a seguinte relação para ligas de alumínio [12].

$$K_f = \frac{K_t}{1 + 2 \left( \frac{K_t - 1}{K_t} \right) \left( \frac{A}{r} \right)^{1/2}} \quad (13)$$

onde  $A$  é uma constante do material

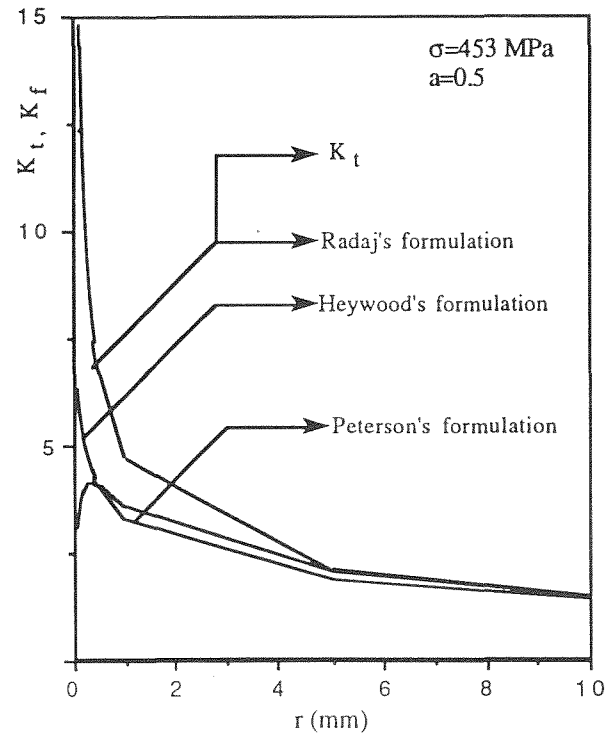
$$A^{1/2} = \left( \frac{282}{\sigma_r} \right) \text{ mm}^{1/2} \quad (14)$$

#### 4.3 - Formulação de Radaj.

Kosteas e Ondra [11] mencionam que Radaj utiliza o seguinte valor:

$$K_f = K_t \quad (15)$$

Na fig. 4 representam-se graficamente as formulações descritas.

Fig. 4. Factor de redução de resistência à fadiga,  $K_f$  em função do raio

#### 4.4 - Factores de redução da resistência à fadiga para juntas de aço soldadas

Yung e Lawrence [10] propõem a seguinte expressão para determinar  $K_t$  para o caso de juntas soldadas:

$$K_t = \beta [1 + \alpha (t/r)^\lambda] \quad (16)$$

onde  $\alpha$ ,  $\beta$  e  $\lambda$  são constantes dependentes da geometria, natureza do cordão de soldadura e condições de carga:  $t$  e  $r$  representam a espessura da placa e o raio do entalhe respectivamente

As constantes  $\beta$  e  $\lambda$  são usualmente iguais a 1 e 0.5 pelo que a expressão (16) assume a forma:

$$K_t = 1 + \alpha \left( \frac{t}{r} \right)^{0.5} \quad (17)$$

Yung e Lawrence referem o "caso desfavorável",  $K_{fmax}$ , valor máximo para o factor de redução de resistência à fadiga. Este valor poderá ser obtido substituindo a equação (16) na equação de Peterson (10), diferenciando  $K_f$  em relação a  $r$  e determina o valor do raio crítico para o qual o factor de redução de resistência à fadiga é máximo[1].



**5. MODELOS DE PREVISÃO PARA A FASE DE INICIAÇÃO**

**5.1. Modelos elásticos**

K. Saanouni e C. Bathias, [13] referem que, podem ser obtidas relações aproximadamente lineares entre  $K_t \cdot \Delta\sigma_{nom}$  e  $N_i$ . Todavia os parâmetros  $K_t$  e  $\Delta\sigma_{nom}$  supõem a iniciação como um fenómeno puramente elástico, desprezando toda a acção inelástica gerada na vizinhança do entalhe pelo que não se pode definir um modelo matemático generalizado nesta base mas sim modelos empíricos para estimar o número de ciclos para a fase de iniciação.

**5.2. Modelos elastoplásticos**

Os modelos elastoplásticos têm em conta a presença de zonas plásticas localizadas na vizinhança da extremidade de entalhes, como referido anteriormente. A determinação das tensões e deformações locais pode ser feita recorrendo ao método de elementos finitos ou técnicas experimentais. Todavia estes são demasiado demorados e de custo elevado. Alternativamente desenvolveram-se outros métodos tais como o método de Neuber. Dado este sobreestimar as tensões e deformações locais, foi posteriormente modificada por alguns investigadores tais como Topper, Seeger e Heuler, e Glinka.

**5.2.1. Regra de Neuber**

De acordo com a alteração introduzida na regra de Neuber por Topper:

$$K_f^2 = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_{nom}} \cdot \frac{\Delta\epsilon}{\Delta\epsilon_{nom}}$$

se a variação da tensão nominal,  $\Delta\sigma_{nom}$ , for limitada ao campo elástico então:

$$\Delta\epsilon = \frac{\Delta\sigma_{nom}}{E} \quad (18)$$

pelo que a expressão toma a forma:

$$(K_f \cdot \Delta\sigma_{nom}) = (E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon)^{1/2} \quad (19)$$

sendo  $(E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon)^{1/2}$  denominada "função de dano", [14] em que  $\Delta\sigma$  e  $\Delta\epsilon$  podem ser calculados utilizando ao método dos elementos finitos ou recorrendo à curva cíclica de tensão-extensão do material associada à equação de Coffin-Manson.

A equação (19) pode ser escrita na seguinte forma:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_{nom})^2}{4 E} = \frac{\Delta\sigma \Delta\epsilon}{2 \cdot 2} \quad (20)$$

equação que relaciona o factor empírico  $K_f$  com a tensão e a extensão local para  $\Delta\sigma_{nom}$  imposto.

A equação da curva cíclica tensão-extensão, que representa a influência do material é:

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2 E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2 K'}\right)^{1/n'} \quad (21)$$

$K'$  e  $n'$  são constantes do material .

Combinando as equações (20) e (21) obtém-se a seguinte expressão :

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_{nom})^2}{4 E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4 E} + \frac{\Delta\sigma}{2} \left(\frac{\Delta\sigma}{2 K'}\right)^{1/n'} \quad (22)$$

**5.2.2. Metodo de Seeger e Heuler**

Seeger e Heuler [15] mostraram que a equação (19) pode ser também aplicada a estados de tensão nominais superiores à tensão de cedência recorrendo à equação da curva cíclica do material para o cálculo quer de deformações nominais quer de deformações locais obtendo:

$$K_t^2 \cdot \Delta\sigma_{nom} \left[ \frac{\Delta\sigma_{nom}}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2K'}\right)^{1/n'} \right] = \frac{\Delta\sigma}{2} \left[ \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \right] \quad (23)$$

**5.2.3. Método de Glinka**

Dado que a regra de Neuber conduz a tensões e deformações locais sobre-estimadas, no sentido de compensar este efeito Topper sugeriu a utilização de  $K_f$  em vez de  $K_t$ . Esta alteração conduz a previsões satisfatórias. Glinka propõe para o cálculo das tensões e deformações locais o método da energia de deformação equivalente que se traduz pela seguinte expressão [16]:

$$K_t^2 \frac{\Delta\sigma_{nom}}{4E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{2(n+1)} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K}\right)^{1/n} \quad (24)$$

se a tensão nominal for superior à tensão de cedência então a equação (24) toma a forma:

$$k_t^2 \left[ \frac{\Delta\sigma_{nom}^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma_{nom}^2}{2(n+1)} \left( \frac{\Delta\sigma_{nom}}{2K'} \right)^{1/n} \right] =$$

$$= \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{2(n+1)} \left( \frac{\Delta\sigma}{2K} \right)^{1/n} \quad (25)$$

A superioridade deste método manifesta-se para valores elevados de  $K_t$  e da tensão nominal, já que quando a tensão local não ultrapassa a tensão de cedência os resultados são coincidentes com o método de Neuber.

As equações (20) e (25) permitem a determinação da amplitude de deformação, estimando-se a vida à fadiga pela equação de Manson-Coffin usando técnicas iterativas:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2 N_f)^b + e'_f (2 N_f)^c \quad (26)$$

onde:

$\frac{\Delta e}{2}$  é a amplitude de deformação,

- $\sigma'_f$  - coeficiente de resistência à fadiga,
- $b$  - expoente de resistência à fadiga,
- $e'_f$  - coeficiente de ductilidade de fadiga,
- $c$  - expoente de ductilidade de fadiga,
- $E$  - módulo de Young,
- $2 N_f$  - número de reversões à fadiga.

A equação (26) não estima o efeito da tensão média. A equação de Morrow tem em conta esse efeito pelo que a equação anterior assume a seguinte forma:

$$\frac{\Delta e}{2} = \frac{\sigma'_{f0}}{E} (2 N_f)^b + e'_f (2 N_f)^c \quad (27)$$

onde  $\sigma'_{f0}$  representa a tensão média.

## 6. APLICAÇÃO ÀS JUNTAS CRUCIFORMES

Dado não se encontrar na literatura corrente as propriedades cíclicas da liga testada optou-se pelo uso de algumas constantes da liga 5083 representadas na tabela 1 [1]. O valor do factor de concentração de tensões mencionado foi obtido por elementos finitos. A tabela 2 representa o número de reversões para a fase de iniciação de acordo com o método de Neuber e Glinka. A fase de propagação processou-se utilizando a lei de Paris. As

constantes utilizadas referem-se à liga Al 6061 T-651 representando-se na figura 6 a taxa de propagação de fendas de fadiga. A tabela 3 apresenta os resultados experimentais e a vida total estimada. Esta foi baseada no método de Glinka, para estimar a fase de iniciação, sendo a fase de propagação obtida pelo programa de cálculo FAFRAM.

Tabela 1. Propriedades cíclicas [1]

Material	Al 5083
$n'$	0.114
$K'$ [N/mm <sup>2</sup> ]	594
$\sigma'_f$ [N/mm <sup>2</sup> ]	725
$\epsilon'_f$ [N/mm <sup>2</sup> ]	0.405
$b$	-0.122
$c$	-0.692
$E$ [N/mm <sup>2</sup> ]	68300
$K_t=K_f$	7.43

Tabela 2. Fase de iniciação - Juntas cruciformes

$\Delta s$ MPa	Neuber 2 Nf	Glinka 2 Nf
114	859	1517
80	4900	6813
57	36350	39732
40	445605	449585

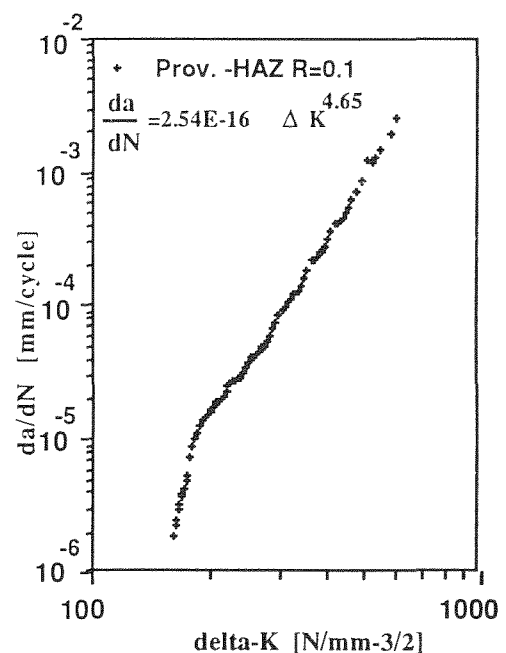


Fig. 6. Velocidade de propagação de fendas de fadiga (HAZ)

Tabela 3. Resultados teóricos e experimentais - Juntas cruciformes

Ten. MPa	Result. exp.	Iniciação estimada	Propag. estimada	Fadiga estimada
114	6680	759	7664	8423
114	6990	759	6315	7074
114	6170	759	6465	7224
80	34190	3407	51169	54576
80	40270	3407	45318	48725
80	126740	3407	100803	104210
57	295090	19866	144802	164668
57	878750	19866	373441	393307
57	729540	19866	297170	317036
40	872240	224793	751941	976734
40	1172980	224793	865900	1090693
40	2596320	224793	1081166	1305959

As figuras 6 e 7 apresentam os resultados experimentais e analíticos.

Verifica-se que para tensões baixas o método analítico prevê, para um dado nível de tensão vidas inferiores às determinadas experimentalmente, estando portanto do lado da segurança. Verifica-se contudo que os valores teóricos e experimentais caem dentro do mesmo intervalo de confiança. Estão em curso ensaios para determinar as constantes do material de modo a avaliar a sua influência na vida prevista.

### 7. CONCLUSÕES

A metodologia descrita permite melhorar o método de previsão do comportamento à fadiga. Torna-se contudo necessário conhecer as constantes para o material em causa para verificar se é possível melhorar o modelo de previsão.

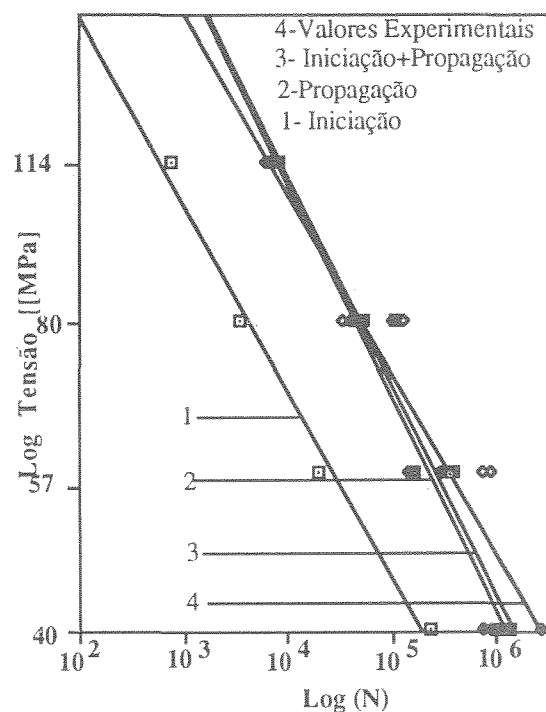


Fig. 6. Representação gráfica dos resultados

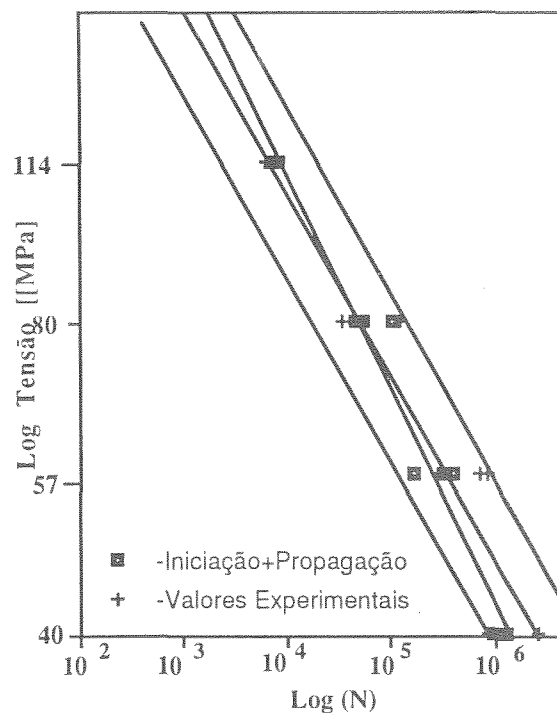


Fig. 7. Curva SN e limites de confiança a 95% e valores estimados

## 8. References

- [1] - Lawrence, F. V. Matos, R. J. Higashida, Y. and Burk, J. D. "Estimating the Fatigue Crack Initiation Life of Welds", Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D. W. Hoepfner, Ed, pp. 134-158, 1978.
- [2] - Glinka G. "Residual Stresses in Fatigue and Fracture: Theoretical Analyses and Experiments", Dep. of Mechanical Engineering University College London pp. 416.
- [3] - Burk, J. D. and Lawrence, F. V., Welding Journal, Vol 56 N° 2, pp. 61-66, Feb. 1977,
- [4] - Smith, C. R., "Small Specimen Data for Prediction Life of Full Scale structures". Fatigue Testing of Aircraft Structures. ASTM STP 338, pp. 240-241, 1962.
- [5] - Morrow, J. D., Wetzel, R. M. and Topper, T. H., "Laboratory Simulation of Structural Fatigue Behavior", Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life, ASTM STP 462 pp. 74-91, 1970.
- [6] - Neuber, H., Journal of Applied Mechanics, Vol - 28, N° 4, pp. 544 - 560, Dec. 1961.
- [7] - Topper, T. H., Wetzel, R. M. and Morrow, JoDean, "Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens", Journal of Materials, JMLSA , Vol 4 n°1, pp 200-209, March 1969.
- [8] - Peterson, R. E. in Metal Fatigue, Sines and Waisman, Eds., McGraw-Hill, New York Chapter 13, 1959.
- [9] - Peterson, R. E., "Analytical Approach to Stress Concentration Effect in Fatigue of Aircraft Structures", WADS Symposium, Wright Air Development Center Aug, 1959.
- [10] - Yung, J. Y. and Lawrence, F. V., "Analytical and Graphical Aids for the Fatigue Design of Weldments", Fatigue Fract Eng. Mater. Structures Vol 8 N° 3 pp. 223-241, 1985.
- [11] - Kosteas, D., Ondra, R. "Imperfektiomen in Aluminium - Schweißverbindungen-Einfluß auf die Betriebsfestigkeit", VDI Berichte Nr 770, 1989.
- [12] - Heywood, R. B., Designing Against Fatigue, Chapman and Hall, London 1962.
- [13] - Saanouni, K. and Bathias, C., "Study of Fatigue Crack Initiation in Vicinity of Notches", Engineering Fracture Mechanics, Vol 16 N° 5 pp. 695-706, 1982.
- [14] - Dijkstra, O.D., Snijder, H. H., van Delft, D. R. V., Tromp, N. C. M. "Fatigue Life Prediction of Welded Steel Structures", report n° BI-85-125/63.8.0300, March 1986.
- [15] - Glinka G. "Energy density approach calculation of Inelastic Strains" - Stress near Notch and Cracks Eng. Fractur Mechanics Vol.22, N°3 pp 485-508, 1985.

## ALGUNOS CASOS DE AGRIETAMIENTO Y ROTURA DE MATRICES

E.J. Herrera, J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y L. Soria

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales,  
E. T. S. de Ingenieros Industriales de la Universidad de Sevilla,  
Avda. Reina Mercedes, s/nº, 41012 SEVILLA.

**Resumen.** Las matrices son elementos esenciales en muchos procesos de fabricación, ya que contribuyen en gran medida a la configuración de las piezas. Diversos factores pueden contribuir al buen rendimiento de una herramienta, entre los cuales se cuentan el diseño, el material elegido, el procedimiento de conformado de la matriz, incluido el acabado, los tratamientos térmicos y las condiciones de servicio. En el presente trabajo, se investigan dos casos de fallos de matrices de acero de herramientas para ser usadas, en Pulvimetalurgia, en prensado mecánico en frío. Los fallos se debieron a deficiencias en el tratamiento térmico.

**Abstract.** Dies are essential elements in many manufacturing processes, because they determine to a great extent the shape of parts. Various factors can affect the performance of a tool, such as design, type of material, die manufacturing procedure, including finishing, heat treatment and handling in service. In the present work, two cases of P/M tool-steel dies failures are investigated. Dies were designed to be used in cold repressing of metal compacts. Failures were caused by a defective heat treatment.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las matrices para trabajo en frío están directa o indirectamente involucradas en los procesos de fabricación de muchos productos metálicos. Suelen fabricarse en aceros de herramientas, en estado de alta dureza, o en metal duro, lo que les hace sensibles a fracturas repentinas. En la prevención de fallos prematuros de las matrices, y el consiguiente aseguramiento de un tiempo de vida aceptable, se ha de cumplir una variedad de requisitos relacionados, entre otros, con el diseño de la herramienta, la selección del material, las operaciones de conformado, incluido el acabado superficial, los tratamientos térmicos y las condiciones de uso. Todos estos requisitos o factores están, de alguna manera, enlazados entre sí, de tal manera que deficiencias en alguno de ellos pueden conducir a la rotura de las matrices [1,2].

La gran variedad de factores que pueden, en solitario o en colaboración, generar la rotura de una herramienta

hace que, aun disponiendo de datos veraces sobre su historia, surjan serias dificultades a la hora de decidir de forma precisa cuál ha sido el motivo determinante; por lo que, en general, no puede afirmarse de manera rotunda y categórica cuál o cuáles han sido las causas concretas del fallo, sino únicamente apuntar las hipótesis consideradas más probables [3]. El problema se complica cuando, como puede suceder, se desconocen muchos aspectos de la historia de la herramienta. En el presente trabajo se estudian dos casos de agrietamiento y rotura de matrices de acero concebidas para el prensado en frío de compactos metálicos cilíndricos.

## 2. MATERIALES Y MÉTODO EXPERIMENTAL

Las dos matrices estudiadas fueron fabricadas en el acero de herramientas F-522 (acero indeformable al Mn), según la antigua designación del Instituto del Hierro y del Acero. Este acero de herramientas se corresponde con el americano para trabajo en frío y

temple en aceite AISI O1. Su composición media nominal es:

Fe-0,95C-1,10Mn-0,25Si-0,50Cr-0,50W-0,10V

Las matrices eran cilíndricas - diámetro exterior 75 mm, diámetro interior 12,2 mm y altura 50 mm - y fueron diseñadas para ser utilizadas en nuestro Laboratorio en investigaciones pulvimetalúrgicas. Por razones largas de explicar, fueron fabricadas en acero F-522 y tratadas térmicamente en dos talleres diferentes. Una de las matrices, designada A, fue austenizada en un horno de solera giratoria y la otra, designada B, lo fue en baño de sales. Al parecer, tanto el horno de solera (atmósfera protectora de nitrógeno más metanol) como el de sales (cianuros) eran carburantes. Las matrices fueron fabricadas a partir de barra comercial, cortadas a dimensiones, refrentadas, taladradas para formar el orificio central, templadas en aceite, lavadas en agua con detergente, revenidas, gratadas, rectificadas interiormente y aceitadas.

El procedimiento experimental seguido para determinar las causas de la rotura ha sido el habitual en la diagnosis de fallos, es decir, recopilación de datos sobre el historial de las piezas, observaciones visuales, macro y microfractografía, análisis químicos, medidas de dureza, ensayos no destructivos, etc.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Observaciones visuales

La matriz A rompió en servicio, en su primera utilización, cuando se había alcanzado una presión de 900 MPa, durante el reprensado de un compacto de aluminio aleado mecánicamente (A.M.) de densidad relativa inicial del 90%. La figura 1 muestra una vista general de la matriz rota, donde aun están presentes el compacto y el punzón superior. En la parte izquierda de dicha figura, por donde parece haberse iniciado la rotura, puede observarse una fractura de tipo conchoidal, centrada alrededor del campo de tensiones emanantes del compacto, que recuerda, por su aspecto, las características de la rotura por fatiga. Una gran grieta exterior, limitada por el halo de la concha, debe haber existido en la matriz, así como varias grietas de menor tamaño, en ambas caras fracturadas. En la figura 2, correspondiente a la cara conchoidal, pueden contemplarse dos de estas grietas menores.

Dado que la matriz rota en servicio había revelado que poseía grietas previas, se llevó a cabo un examen detallado de la matriz por usar (B), detectándose que

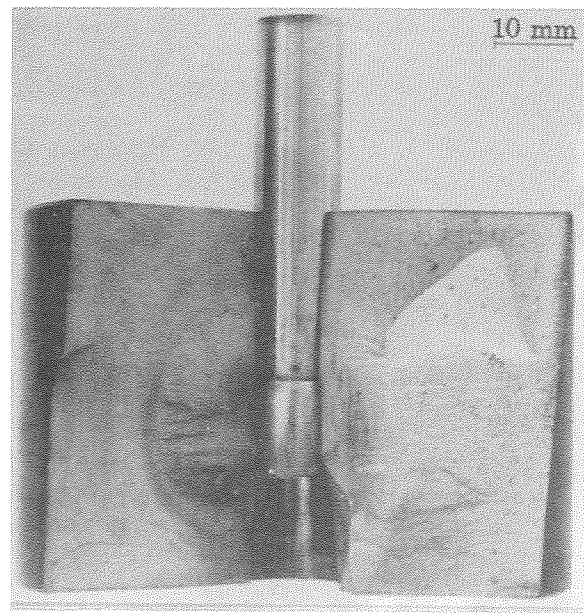


Fig. 1. Vista general de la matriz A rota.

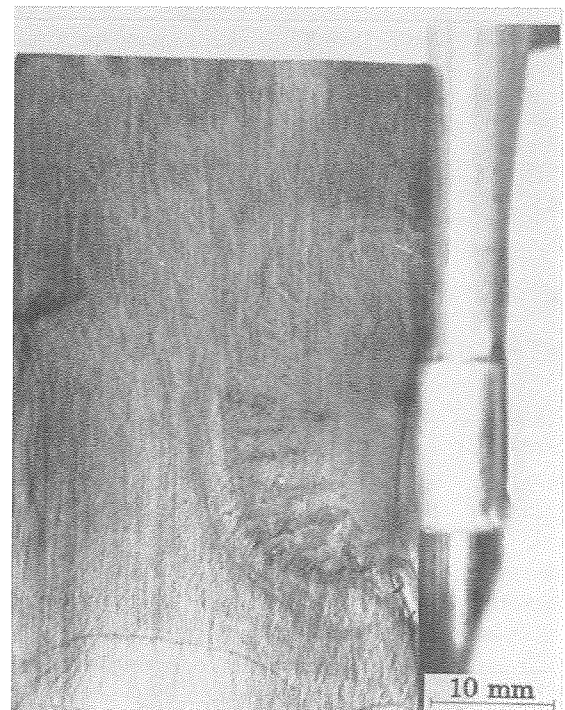


Fig. 2. Ampliación del lado izquierdo de la figura 1, donde puede contemplarse, a mayor detalle, la fractura conchoidal y dos grietas menores (parte inferior de la figura).

tenía importantes grietas superficiales, alguna de las cuales atravesaba el cilindro de lado a lado y de arriba a abajo. Algunas de estas grietas eran visibles a simple vista, mientras otras sólo se manifestaron utilizando los procedimientos de líquidos penetrantes o de partículas

magnéticas. La figura 3 muestra detalladamente este agrietamiento, el cual ha sido acentuado por medio de partículas magnéticas.

Se realizó un ensayo de prensado con la matriz B, compactando 4 g de polvo de aluminio A.M., con el fin de conocer la presión de fractura y, especialmente, para estudiar las causas del agrietamiento. La matriz rompió al alcanzarse una presión de 1500 MPa. La figura 4 presenta un aspecto de la matriz B fracturada. En una de las caras, la derecha, puede también observarse una concha característica que, además, está bordeada, a una ligera distancia del halo formado por las líneas de detención (arrest lines), por una banda oscura en forma de arco. Esta banda de suciedad puede también contemplarse a mayores aumentos en la figura 5. El proceso de rotura de esta matriz, B, debe haber sido bastante similar al de la matriz anterior, A.

### 3.2. Tratamientos térmicos

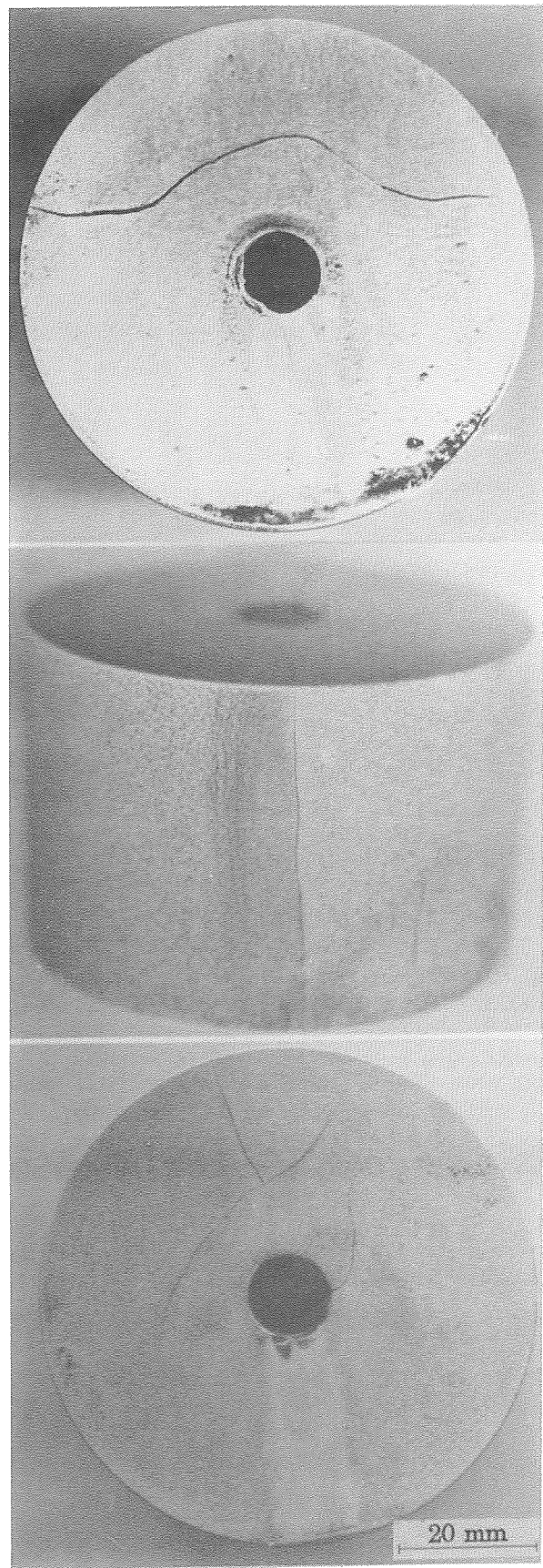
#### 3.2.1. Microestructura y dureza

Ambas matrices presentaban una estructura martensítica con carburos, relativamente pequeños, dispersos (Figura 6). Sus durezas eran relativamente parecidas, pero muy altas, ligeramente superiores a 66 HRC (La dureza especificada era de 61 HRC). Ese valor de la dureza parece indicar que las matrices fueron austenizadas a una temperatura demasiado elevada, superior a 820°C, y revenidas, en su caso, a baja temperatura, inferior a 150°C [4]. La rotura de las matrices debe atribuirse a un tratamiento térmico defectuoso. El agrietamiento, en principio, puede haberse iniciado en las etapas de (a) calentamiento hasta la temperatura austenítica, (b) durante el enfriamiento de temple o (c) en el intervalo entre temple y revenido.

#### 3.2.2. Calentamiento

En general, se recomienda que las matrices de acero de herramientas se sometan a un precalentamiento como etapa previa al proceso de austenización. Su finalidad es disminuir las tensiones térmicas que pueden originarse por la diferencia de temperatura entre la superficie y el núcleo de las piezas, las cuales pueden conducir al agrietamiento de las mismas. En el caso del acero F-522, la temperatura de precalentamiento recomendada es de 650°C. Dado que la temperatura aconsejada de tem-

**Fig. 3.** Aspecto del agrietamiento de la matriz B, que se extiende por las bases y por la generatriz del cilindro. La intensidad de las grietas ha sido realzada por medio de partículas magnéticas.





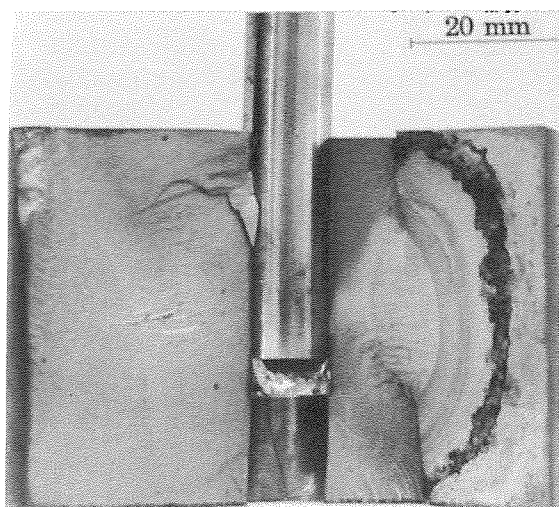


Fig. 4. Matriz B tras la rotura provocada por prensado a 1500 MPa.

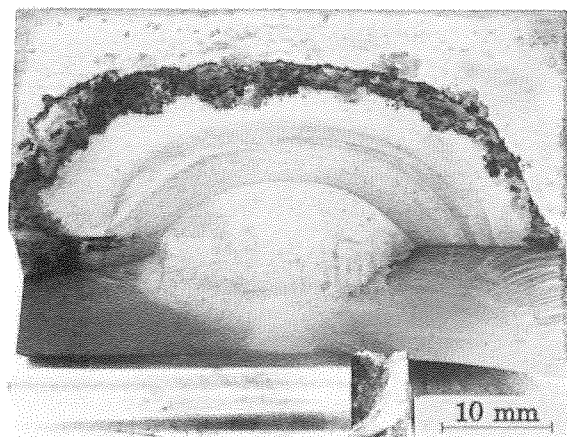


Fig. 5. Detalle ampliado de la superficie fracturada de la matriz B donde pueden observarse el halo formado por las líneas de detención de la grieta y la semicorona circular negra.

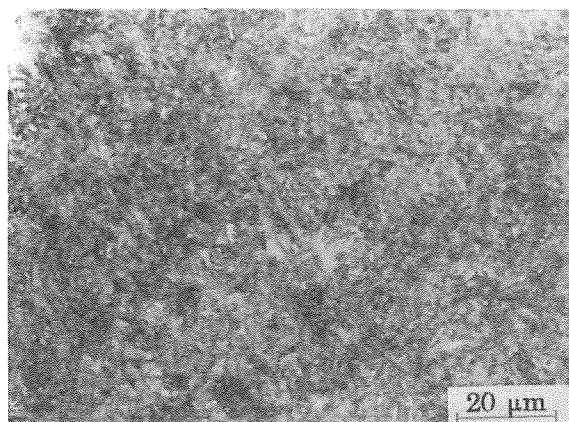


Fig. 6. Estructura martensítica con pequeños carburos dispersos de la matriz B. Ataque con nital 3.

ple de este acero es relativamente baja, alrededor de 800°C, esta etapa puede suprimirse en algunos casos. Sin embargo, debe darse un precalentamiento, cuando las matrices han de introducirse súbitamente en el horno a la temperatura de austenización, particularmente en el caso de austenización en un baño líquido (horno de sales).

La posibilidad de agrietamiento de las matrices durante el precalentamiento se ha investigado por metalografía óptica, SEM y EDAX. Por esta última técnica se ha analizado la superficie de fractura en distintos puntos, especialmente en el aro oscuro de la figura 5, ya que si su composición fuese coincidente con la de los baños de sales típicas (cianuro sódico, cloruro bórico, cloruro sódico, carbonato sódico y otras sales alcalinas) [5], indicaría que ha habido agrietamiento durante el calentamiento. El análisis revela que la banda oscura contiene principalmente silicio, calcio y azufre y, en menor medida, también, particularmente en determinadas localizaciones, sodio, cloro y potasio. Es curioso que una composición similar a la de la banda oscura, pero con picos de menor intensidad, se observa a lo largo de un ribete de suciedad, de aproximadamente 200 μm de anchura, que limita la periferia de dicha superficie fracturada (Figura 7). Los espectros respectivos, a estas dos zonas, se representan en la figura 8. De la consideración de estos datos de composición química no puede probarse que las sales líquidas hayan penetrado en las grietas; antes bien, parece que la suciedad, tanto de la semicorona circular oscura, como del ribete periférico, se ha originado como consecuencia de las diversas operaciones de temple en aceite, lavados con aguas industriales y restos de los materiales usados en los ensayos END. Por otra parte, por metalografía óptica y por SEM se ha podido detectar la existencia de una ataque intergranular, de una profundidad de unos 15 μm, en toda la superficie

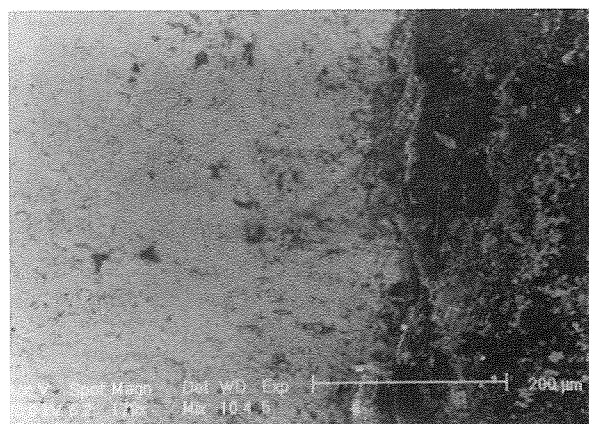


Fig. 7. Ribete periférico de suciedad, de 200 μm de anchura, que limita la periferia de la superficie agrietada.



externa de ambas matrices, excepto en la superficie perforada interior, que fue rectificada tras los tratamientos térmicos. Este ataque, originado durante la etapa de austenización, no se ha observado sobre las superficies fracturadas, lo que demuestra la carencia de grietas previas al enfriamiento de temple. La figura 9 ilustra este ataque intergranular. Este fenómeno podría interpretarse como debido a una simple carburación intergranular, seguida de agrietamiento motivado por la

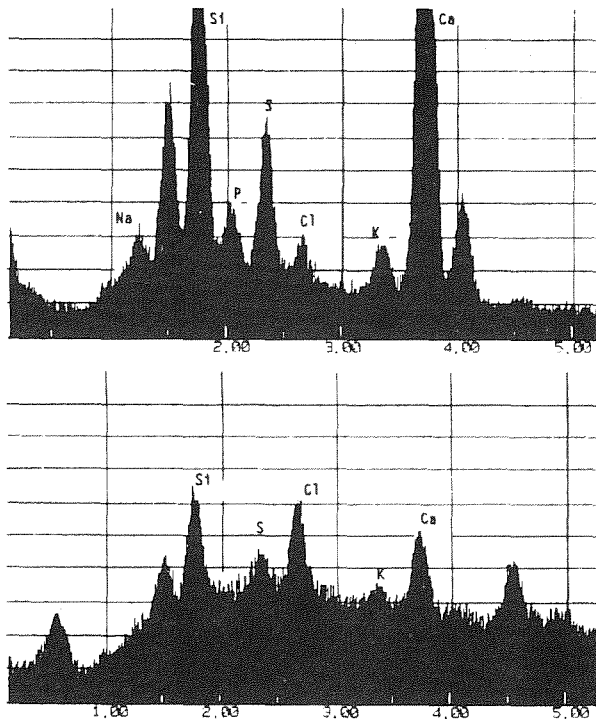


Fig. 8. Espectros EDAX correspondientes a la semi-corona circular de suciedad de la matriz B (parte superior) y al ribete de suciedad periférico (parte inferior).

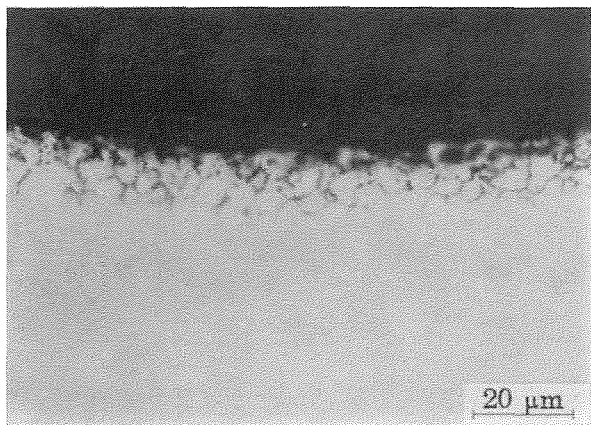


Fig. 9. Ataque intergranular, de unas 15 µm de profundidad, de la superficie de la matriz B. Ataque ligero con nital 0,5.

fragilización que conlleva la formación de carburos, combinada con las tensiones que surgen durante los cambios bruscos de temperatura. Las minigrietas, así generadas, podrían rellenarse, posteriormente, con los productos con los cuales han estado en contacto. No obstante, por su aspecto, parece que ha habido también una oxidación intergranular, que es más patente en la matriz B. En ambas matrices se detecta un doble ataque, en principio, de oxidación y carburación intergranular, siendo mayor la penetración de los carburos (Figura 10). Este fenómeno puede que haya tenido lugar de manera semejante a la oxidación/sulfuración intergranular, que se ha descrito en algunas aleaciones, como la aleación 800 H, utilizada en procesos de combustión de carbón en lecho fluidizado [6]. Además, al menos en una probeta procedente de la matriz B, se ha detectado un ataque particularmente intenso sobre la superficie externa de la matriz, también de tipo intergranular, que, o bien ha ocasionado grandes picaduras anchas o ha tenido lugar en localizaciones de irregularidades superficiales (Figura 11).

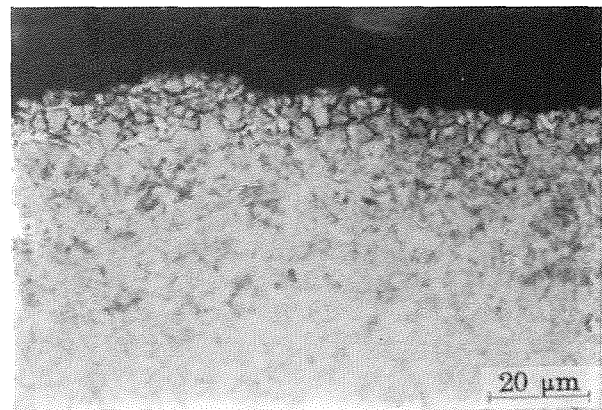


Fig. 10. Ataque intergranular doble - carburación y oxidación - de la superficie de la matriz A. Ataque con nital 0,5.

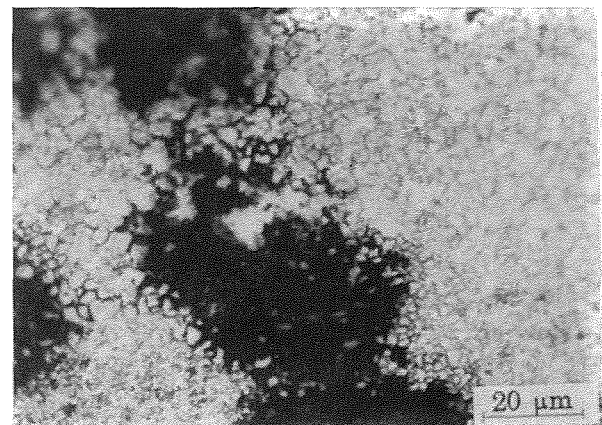


Fig. 11. Ataque intergranular aislado, de especial intensidad, sobre la superficie de la matriz B. Ataque con nital 0,5.

### 3.2.3. Temple y revenido

Los datos recopilados y las observaciones y ensayos realizados apuntan a que el agrietamiento de las matrices ha ocurrido durante el temple. Aunque se ignoran diversos detalles relativos a esta etapa del procesado, la temperatura de austenización debe haber sido, dada la elevada dureza conseguida (66 HRC), superior a 820°C. Esta temperatura es más alta de lo recomendable y habitual, ya que un exceso de unos 25°C puede conducir a agrietamientos [3,7]. En la literatura [3,8] se recoge que las grietas de temple son intergranulares, creciendo a lo largo de los límites de grano de la austenita original. Mediante metalografía óptica se ha podido comprobar que las grietas existentes en las matrices falladas, que parten de la superficie, poseen dicho carácter. En realidad, ese es su aspecto cuando se observan por microscopía óptica. El estudio microfractográfico de las superficies fracturadas de ambas matrices, realizado por SEM, revela que las regiones que habían tenido grietas previas, supuestas de temple, bien sea la grieta principal u otras menores, han roto de modo intergranular en un porcentaje superior al 55%, siendo el resto, transgranular (Figura 12). En el examen llevado a cabo desde el exterior hacia el interior, se encuentra que, a partir de la zona del halo, donde termina la grieta de temple, la fractura es intergranular entre un 10 y un 90% (Figura 13), hasta llegar a unos 5 mm, aproximadamente, de la superficie interior, donde probablemente tuvo lugar la semirrotura final de la cara agrietada. En esta región, de alrededor de 5 mm de anchura, la fractura es transgranular (Figura 14). Asimismo, en zonas puntuales observadas, a partir del halo, en dirección al interior, se han detectado estrechas bandas, de alrededor de 100  $\mu\text{m}$  de espesor, donde la fractura es transgranular, estando limitadas, a ambos lados, por roturas esencialmente intergranulares (Figura 15). El origen de las roturas transcristalinas, observadas en grietas de temple de

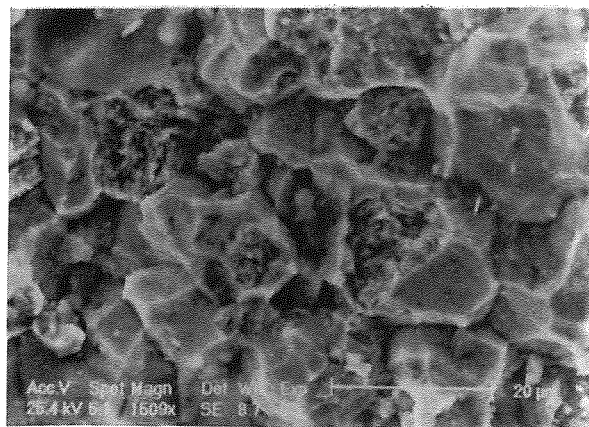


Fig. 12. Fractura intergranular, en un 65%, observada sobre un punto de la zona exterior agrietada A.

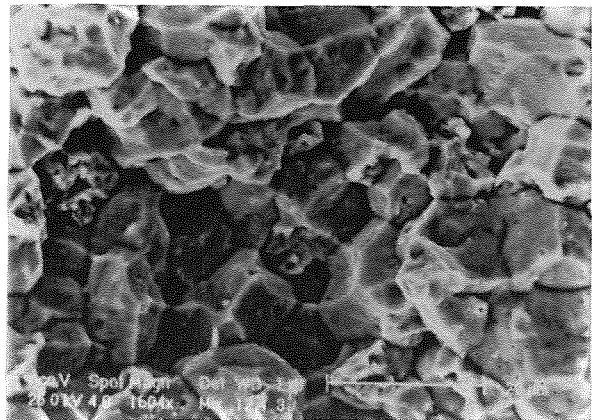


Fig. 13. Fractura intergranular, en un 85%, observada sobre un punto de la zona interior al halo.

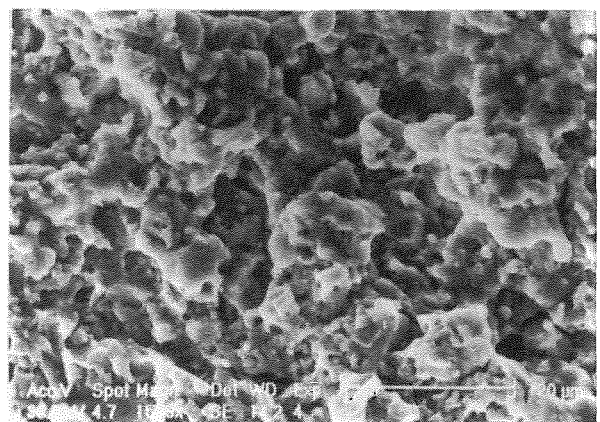


Fig. 14. Fractura transgranular ("mixta" o TTS) observada en una franja de 5 mm de espesor limitante con el taladro interno de la matriz B.

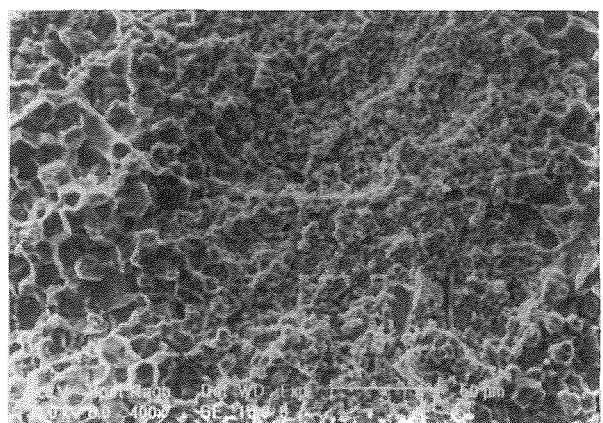


Fig. 15. Estrecha banda de fractura transgranular, de 100  $\mu\text{m}$  de anchura, bordeada por roturas esencialmente intergranulares. Observación realizada en un punto situado a 13,3 mm del taladro interno.

aceros, se ha atribuido a la presencia de altos contenidos de cementita y otros carburos. Este tipo de rotura ha sido calificada de "mixta", con pequeñas zonas de clivaje y de descohesiones frágiles en las intercaras de los carburos [8]. Sin embargo, por su aspecto, más bien parecen roturas por desgarre TTS (tearing topography surface) [9,10]. La zona de fractura transgranular, que aparece en la figura 15, puede coincidir con el típico alineamiento de bandas de carburos que siguen la dirección de trabajo de la barra de acero original. A favor de esta explicación está el hecho de que la orientación de la zona transcristalina es la misma que la dirección del eje de la barra. Por otra parte, la superficie de rotura final - Figuras 1 (derecha) y 4 (izquierda) - situada al otro lado de la cara por la cual se ha iniciado la fractura, presenta una estructura intergranular en más de un 55%.

Otro aspecto importante a tener en cuenta es la necesidad de que el revenido sea inmediato al temple, antes de que la pieza alcance la temperatura ambiente. Se desconocen las circunstancias en que se han dado estos tratamientos, si bien, en base a los valores de dureza, el revenido ha debido tener lugar a temperaturas relativamente bajas, menor de 150°C, o incluso puede que no se haya dado revenido. Este último punto, aunque poco probable, no es de descartar, dado el bajo nivel de formación técnica de algunos talleres industriales.

#### 4. CONCLUSIONES

El agrietamiento de las matrices, que ha conducido a la rotura prematura, ha sido causado por un tratamiento térmico deficiente.

Se descarta que dicho agrietamiento haya tenido lugar durante la etapa de calentamiento para la austenización.

El fallo debe atribuirse a grietas de temple, promovidas, probablemente, por una temperatura de austenización demasiado elevada, superior a 820°C, y facilitadas por la presencia de microgrietas superficiales resultantes de un ataque intergranular durante la austenización.

Es posible que el agrietamiento haya sido más intenso por, presumiblemente, haber transcurrido un largo intervalo entre el temple y el revenido. Este último, caso de haber sido dado, se ha realizado a una temperatura inferior a unos 150°C.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la C.I.C.Y.T. a través del Proyecto de Investigación MAT92-0711.

#### 6. REFERENCIAS

- [1] Wilson, F.W., Harvey, Ph. D. y Gump, Jr., Ch.B., Editors, "Die Design Handbook", 2nd. Edition, pp. 3-23, McGraw-Hill Book Co., New York (1965).
- [2] Riedel, J.Y., "Why tools and dies fail", Met. Prog. **103**, (4), 87-90 (1970).
- [3] Martínez de la Hidalga, "Algunos casos característicos de fallos de herramientas", en Tratamientos Térmicos de Herramientas de Acero (Ed. Aceros de Llodio, S.A.), pp. 264-322, URMO, Bilbao (1978).
- [4] "Heat Treatment", ASM Handbook, Vol. 4, pp. 739-742, ASM International, Materials Park, OH. (1991).
- [5] Apraiz, J., "Tratamientos Térmicos de los Aceros", pp. 338-342, Editorial DOSSAT, Madrid, (1971).
- [6] Heubner, U. y Hoffmann, F., "Special aspects of localized high-temperature corrosion", Werkst. Korros. **40**, 363-369 (1989).
- [7] Wilson, R., "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", p. 123, McGraw-Hill Book Co., New York (1975).
- [8] Henry, G. y Horstmann, D., "Fractography and Microfractography", De Ferri Metallographia, Vol. V, pp. 150 y 400, Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf (1979).
- [9] Thompson, A. y Chesnutt, J.C., "Identification of a fracture mode: the tearing topography surface", Met. Trans.A **10A**, 1193-1196 (1979).
- [10] "Fractography", Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 12, pp. 11-71, ASM International, Metals Park, Oh (1987).

**2<sup>as</sup> JORNADAS IBÉRICAS DE FRACTURA****ROTURAS NAS SERPENTINAS DAS CALDEIRAS**

Correia da Cruz (\*) Dias Lopes (\*) Eduardo Barata (\*\*) Martins Neves (\*\*\*)

**RESUMO**

A repetição de rupturas, verificadas na ligação soldada Suporte - Serpentina de uma zona específica do Reaquecedor nas caldeiras de vários grupos das Centrais de Setúbal e Sines com consequências imediatas na afectação da disponibilidade dos grupos, motivou a EDP - Electricidade de Portugal, SA, e o Fabricante para um estudo mais aprofundado sobre esta ligação soldada, apesar das várias abordagens do problema que entretanto foram feitas. Esta comunicação constitui a apresentação do projecto de investigação na tecnologia de fabrico da ligação soldada e que envolve a EDP, para além do Instituto de Soldadura e Qualidade, e o Fabricante.

Neste trabalho pretende-se, ainda conciliar as exigências específicas de uma ligação soldada complexa, envolvendo materiais dissimilares e funcionando em condições ambientais bastante severas, com a lógica da produtividade que está sempre associada a um processo industrial.

**1. INTRODUÇÃO**

A repetição de rupturas verificadas na ligação soldada Suporte - Serpentina numa zona específica do Reaquecedor nas caldeiras de vários grupos das Centrais de Setúbal e no Grupo I de Sines com consequências imediatas na afectação da disponibilidade dos grupos, motivou a EDP e o Constructor para um estudo mais aprofundado sobre esta ligação soldada, apesar das várias abordagens do problema que entretanto foram feitas. Esta comunicação constitui a apresentação do projecto de investigação na tecnologia de fabrico da ligação soldada e que envolve, para além do Instituto de Soldadura e Qualidade, necessariamente o Constructor.

1.1. A DOET - Direcção Operacional de Equipamento Térmico é uma das oito Direcções Operacionais da EDP-Electricidade de Portugal, SA.

Como finalidades principais, incumbem à DOET estudar e realizar empreendimentos de produção termoeléctrica, incluindo a sua modernização e renovação, e executar ou participar em projectos de Engenharia da Qualidade e do Ambiente e em estudos de desenvolvimento tecnológico e investigação, quer interna quer externamente à EDP.

Mais especificamente, a par do acompanhamento dos processos de execução e das tecnologias utilizadas e da análise aos desvios da qualidade, destacam-se a sua colaboração nas análises de incidentes de operação de instalações e/ou equipamentos e o estudo e proposta de soluções para problemas de tecnologia dos materiais ligados ao funcionamento dos equipamentos e instalações.

1.2 O ISQ - Instituto de Soldadura e Qualidade, outra das instituições envolvidas no estudo deste problema, é uma associação técnico-científica, dedicada à investigação e cuja actividade está fortemente ligada ao estudo de integridade de componentes industriais. Presentemente o ISQ é a instituição de investigação em Portugal que maior ligação tem à EDP - Electricidade de Portugal, SA, em projectos de I & D e em actividades relacionadas com a fiabilidade dos seus equipamentos. O facto de o maior constructor de caldeiras em Portugal ser a MAGUE, Indústrias Metalomecânicas, SA, faz com que essa ligação se estenda a esta instituição.

1.3 MAGUE Indústrias Metalomecânicas, SA, é uma empresa privada, especializada no fornecimento de equipamento para produção de energia, nomeadamente para Centrais Termoeléctricas para grandes centros produtores de electricidade e para instalações industriais. A experiência da MAGUE nesta actividade teve início no princípio da década de 60 e a sua capacidade de projecto, fabricação, montagem, comissionamento, ensaios e assistência após venda, foi desenvolvida através de dois Contratos de Licença, um com a Foster Wheeler Energy Corporation, USA, para a área dos Geradores de Vapor, e outro com a ABB-Asea Brown Boveri, Switzerland, para Turbinas e Alternadores e Equipamentos Auxiliares, nomeadamente de pré-aquecimento e condensação. Associado a esta actividade também foi desenvolvida capacidade própria nos ramos das tubagens e estruturas metálicas.

---

(\*) ISQ-Instituto de Soldadura e Qualidade

(\*\*) MAGUE-Construções Metalomecânicas, SA

(\*\*\*) EDP-Electricidade de Portugal, SA

Neste trabalho pretende-se, ainda, conciliar as exigências específicas de uma ligação soldada complexa, envolvendo materiais dissimilares e funcionando em condições ambientais bastante severas, com a lógica da produtividade que está sempre associada a um processo industrial.

Não estando ainda equacionados todos os factores que afectam o insucesso que se tem verificado nesta ligação soldada, são no entanto já evidentes alguns indicadores sobre as causas prováveis.

## 2. OBJECTIVOS DO PROJECTO

Pretende-se analisar a influência dos diferentes procedimentos de fabrico de tubos de serpentina no

comportamento em serviço e estabelecer regras para limites de controle, tendo em vista reparações ou a construção de novos componentes.

O desenvolvimento deste trabalho passou por uma série de etapas relacionadas com:

- Caracterização das soluções construtivas, processos de fabrico e condições de serviço.
- Análise das falhas e caracterização detalhada dos fenómenos associados.
- Simulação por cálculo das solicitações de serviço.
- Elaboração de especificações e recomendações de fabrico para reparação e/ou construção de novos componentes.

## 3. DESCRIÇÃO TÉCNICA E CIENTÍFICA DO PROJECTO

As falhas de componentes submetidos a alta temperatura e associadas a juntas dissimilares são objecto de investigação há largos anos, sendo alguns dos fenómenos já bem caracterizados [1,2,3]. Estas falhas estão normalmente relacionadas com um conjunto de factores inerentes às características dos materiais, às condições de serviço e concepção geométrica das juntas soldadas e/ou dos componentes.

A junção de materiais dissimilares com ligas austenoferríticas ou ligas à base de níquel, cria na interface de ligação (onde coexistem materiais com coeficientes de dilatação linear diferentes) tensões que em alguns casos podem atingir valores importantes. Ligações soldadas com este tipo de ligas, originam a migração de carbono de uma faixa próxima à zona de fusão, para a zona de ligação. Este efeito vai criar uma

zona termicamente afectada empobrecida em carbono e a formação de uma faixa de carbonetos no lado da zona de ligação. Junto a esta faixa de carbonetos no lado da zona termicamente afectada, verifica-se que há formação de microvazios que podem evoluir para microfissuras.

O efeito das condições operatórias e o meio agressivo provocam uma oxidação acelerada pela deformação cíclica preferencial na zona de concordância do lado do material ferrítico com formação de um entalhe. O efeito termodinâmico provocado pela diferença de coeficientes de dilatação (entre o material fundido e o material de base) é um dos factores que gera o aparecimento de tensões iniciadoras do fenómeno de fluência. Os casos históricos publicados na literatura especializada têm feito referência a fenómenos deste tipo entre as 4 000 horas e 200 000 horas de serviço. Os componentes com juntas soldadas em que estes fenómenos têm ocorrido têm como materiais de adição INCONEL 132, INCONEL 182, E309, E310 e E312.

Em componentes submetidos a tratamento térmico de relaxação de tensões ou revenido efectuado normalmente a temperaturas da ordem dos 700°C, verifica-se igualmente, no mesmo tipo de junta soldada, uma migração de carbono da zona termicamente afectada para a linha de fusão, podendo verificar-se uma quebra de microdureza.

Resumindo, podemos afirmar que a iniciação destes fenómenos de degradação está associada à difusão de carbono, precipitação de carbonetos e amaciamento da zona termicamente afectada adjacente e formação de um entalhe devido à oxidação a alta temperatura na interface da junta dissimilar. A formação de microvazios e microfissuras de fluência está associada à alta temperatura de serviço dos componentes e naturalmente a fenómenos mecânicos e termodinâmicos que tem a ver com:

- Diferença de coeficientes de dilatação linear que geram tensões residuais na interface.
- Carregamento proveniente do peso próprio, pressão interna ou gradiente térmico através da espessura.
- Carregamento do sistema devido a constrangimento não previsto, devido a dilatação diferencial das serpentinas e dos componentes em que apoiam e também a deformações.

O primeiro conjunto de fenómenos associa-se a vários aspectos relacionados com a combinação de materiais, processos de soldadura ou geometrias dos cordões.

O segundo conjunto de fenómenos está associado às condições operatórias, configurações geométricas e condições de condução.

O terceiro conjunto de fenómenos está associado ao comportamento dos componentes das caldeiras e que podem de algum modo originar comportamento diverso dos suportes.

O âmbito do presente acordo insere-se na avaliação metalúrgica dos fenómenos ocorridos e na análise das causas inerentes às falhas ocorridas com recurso a simulações.

#### 4. DESCRIÇÃO DA FALHA

##### 4.1 Análise da Falha

Apresenta-se nas Figs. 1 e 2, desenhos gerais e de pormenor do local de ocorrência de falha, numa dada zona característica das serpentinas do reaquecedor.

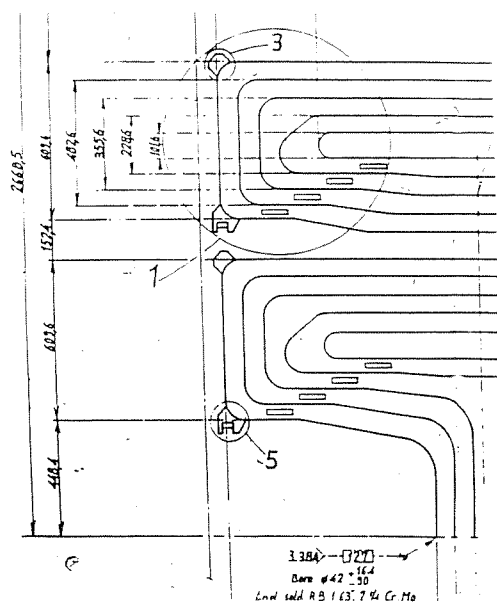


Fig. 1

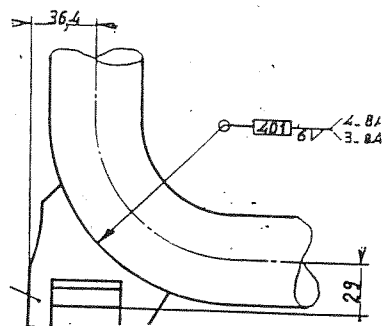


Fig. 2.

A Fig. 3 apresenta um corte de zona do suporte onde se identificam os fenómenos ocorridos. Nestes exemplos verifica-se que num dos lados há uma fissura quase transversante e com uma direcção radial com início na interface metal fundido tubo. A fissura propaga-se pela zona termicamente afectada de um dos cordões da soldadura de ligação do suporte de aço refractário (tipo 25Cr112Ni) ao tubo de aço de baixa liga (tipo 1CrO,5Mo).

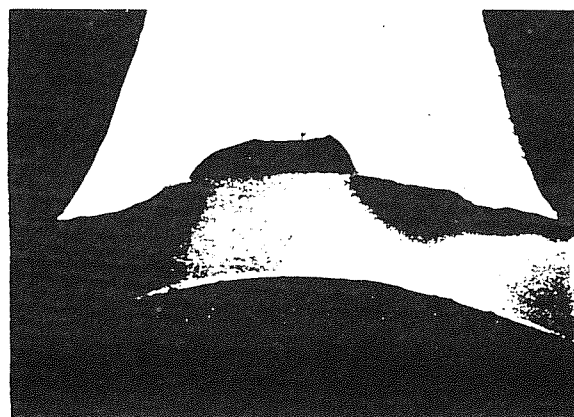


Fig.3. Fotomicrografia mostrando um detalhe do fenómeno ocorrido

A fissura aparenta ter uma forma planar não ramificada e propaga-se da superfície exterior para a interior. No lado contrário, no outro cordão de ligação do suporte ao tubo há uma pequena fissura também em desenvolvimento.

Em algumas das situações houve propagação destes defeitos ao longo de toda a espessura tendo originado



roturas que motivaram indisponibilidades de alguns grupos das Centrais Térmicas referidas.

4.2 Dimensão do Problema

Dos oito grupos geradores de vapor das Centrais Termoeléctricas de Setúbal e Sines (4+4) as falhas verificadas nos anos de 1989 e 1990 (dois anos anteriores ao início do projecto) conduziram a uma indisponibilidade de 67 dias no grupo 1 de Setúbal e 7 dias do grupo 1 de Sines. É, no entanto, de considerar ainda as reparações realizadas nos grupos 2, 3 e 4 da Central de Setúbal nos períodos de revisão dos grupos, o que, não ocasionando indisponibilidade, conduziu a custos bem significativos de reparação.

4.3 Custos e Perdas Envolvidos

O projecto que nos propusemos realizar e que contempla o desenvolvimento de um sistema de detecção e dimensionamento de fissuras, objecto de outra comunicação deste encontro, foi orçado em 96 700 000 escudos, com uma participação financeira a fundo perdido de 70%.

Este custo poderá parecer significativo para um projecto desta natureza, mas é menos se comparado com os custos de reparação e os resultantes do facto de se ter de recorrer à importação de energia.

Nos anos de 1989 e 1990, os custos de reparação motivados pelas roturas ou situações de pré-roturas das soldaduras elevaram-se a cerca de 125 000 000 escudos para a Central Termoeléctrica de Setúbal (todos os grupos). A este valor há a acrescentar cerca de 3 500 000 escudos já dispendidos com as reparações efectuadas na CT de Sines.

**5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS**

5.1 Ensaios Metalográficos

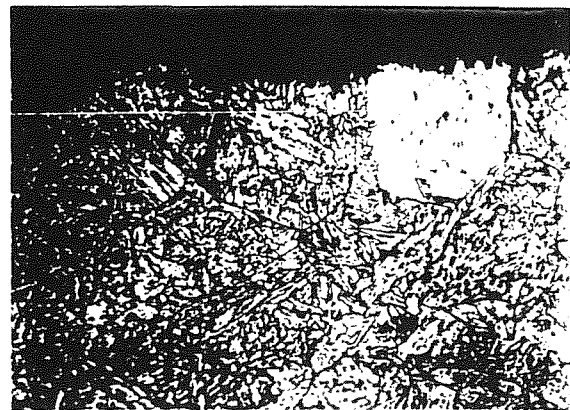
Uma das amostras cuja fissura não era transversante foi observada metalograficamente num corte transversal em zona intermédia da fissura onde esta se apresentava mais aberta.

As Figs. 4 a 14 apresentam detalhes de análise metalográfica dos dois tipos de defeito.



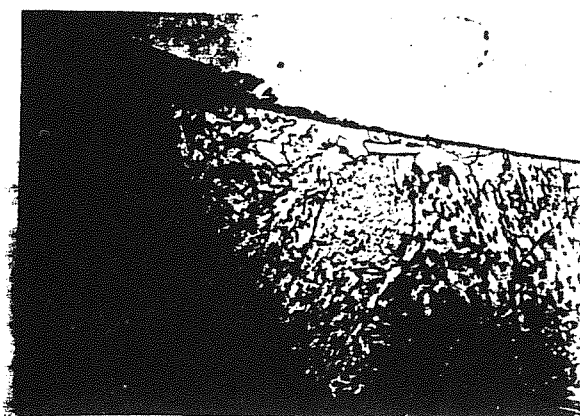
x 50

Fig. 4. Detalhe da fissura no lado 1



x 500

Fig. 5. Detalhe da Fig. 4.



x 500

Fig. 6. Detalhe da Fig. 4.

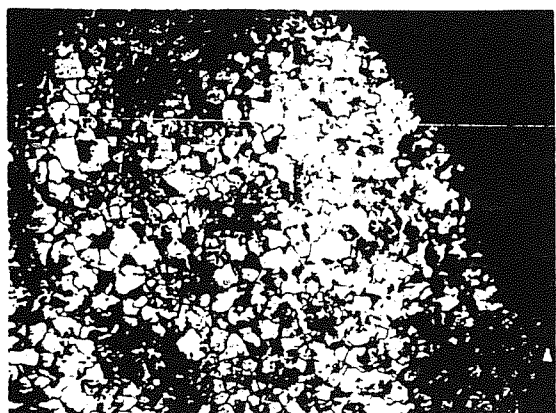


Fig. 7.

x 500

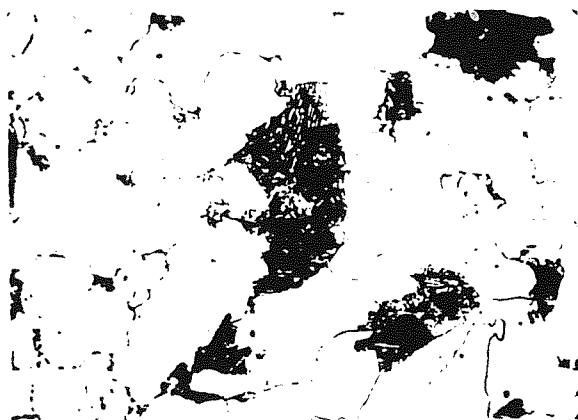


Fig. 10.

x 1000

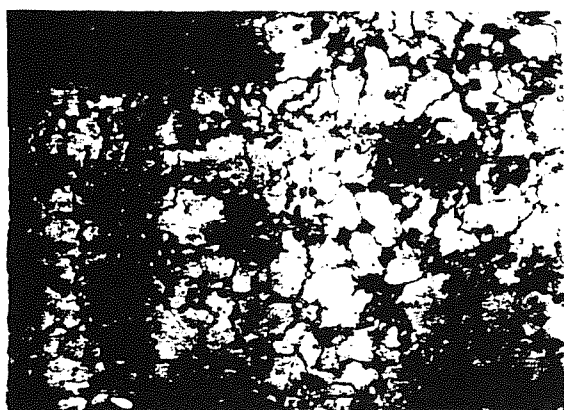


Fig. 8.

x 500

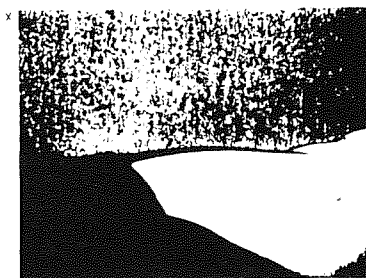


Fig. 11. Detalhe do lado 2

x 50

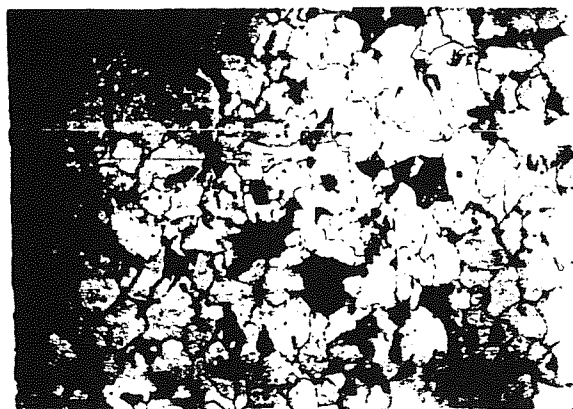


Fig. 9.

x 500

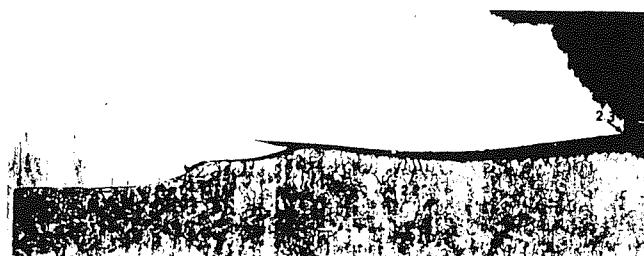


Fig. 12. Pormenor da Fig. anterior

x 1





x 500

Fig. 13.



x 500

Fig. 14.

No lado 1 (Figs. 4 a 10) há um fenómeno característico e descrito em bibliografia que tem tratado destes tipos de falhas, isto é, o efeito térmico na interface do metal fundido de liga base de níquel, com metal de base de aço de baixa liga. É nítido o fenómeno de migração de carbono, formação de camada de carbonetos e microfissuras predominantes de fenómenos de fluência, com iniciação em microvazios junto desta camada de carbonetos na interface. É ainda visível o fenómeno da corrosão oxidação na interface dissimilar. No lado 2 (Figs. 11 a 14), parece ser predominante um outro tipo de fenómeno possivelmente iniciado a um mecanismo idêntico ao lado 1, mas em que a propagação tem uma morfologia semelhante a um fenómeno de fadiga (associado a oxidação ou corrosão a alta temperatura). A extremidade da fissura contém produtos de corrosão, tendo o aumento de tensões (provocado pela fissura) degenerado em fluência ou fadiga/fluência. São visíveis

bastantes microvazios característicos destes fenómenos, próximos da extremidade da fissura.



x 150

Fig. 15.

Na Fig. 15 apresenta-se um esquema de um corte transversal do tubo onde foram medidas durezas Vickers e camada de espessura de magnetite na superfície interior; nestas medições foram observados valores homogêneos de durezas e de espessura de magnetite. A Fig. 15A mostra um aspecto dessa magnetite, junto a superfície interior.

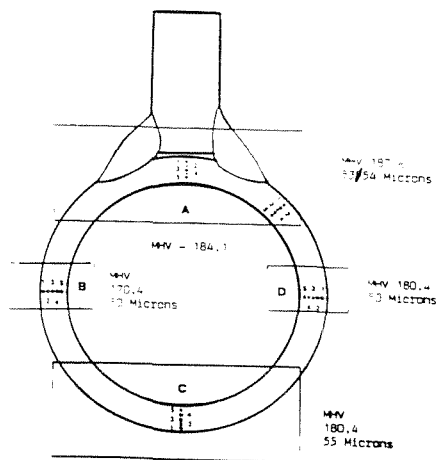


Fig. 15A. Identificação dos locais onde se efectuaram as medições de espessura da camada de óxidos aderentes à parede interior do tubo e os ensaios de dureza Vickers, HV 0.5

Os valores de dureza Vickers sob o cordão no tubo de 1Cr0,5Mo, igualmente medidos, encontravam-se entre 230 e 290, correspondendo para o tempo de serviço, a temperatura média do metal entre 490 a 540° C.

### 5.2 Análise em Microscópio Electrónico de Varrimento

Foram feitas análises em Microscopia Electrónica de Varrimento, tendo-se encontrado próximo da iniciação da fissuração, uma fractura tipo frágil, com uma fase inicial de propagação por fadiga e uma fase final de tipo dúctil. De salientar que esta análise foi efectuada numa amostra de uma caldeira em que ocorreu uma fissura transversante.

### 5.3 Medição de Coeficientes de Dilatação Linear

Um conhecimento correcto dos coeficientes de dilatação linear, dos materiais do tubo das serpentinas do reaquecedor, metal fundido e suporte de aço refractário é de extrema importância para a simulação das tensões térmicas geradas na interface. Foram para isso extraídos provetes adequados de 2mm de diâmetro e de 12mm de comprimento, tendo-se obtido valores  $l/l_0$  versus temperatura até cerca de 700°C, cujos resultados se apresentam nas Figs. 16 a 18.

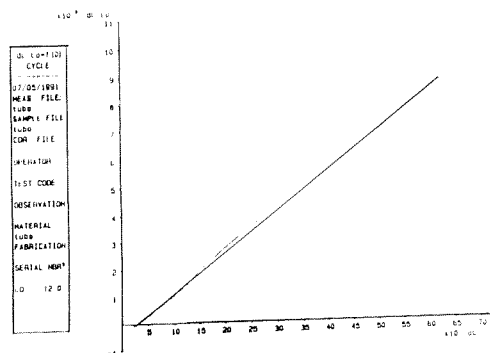


Fig. 16.

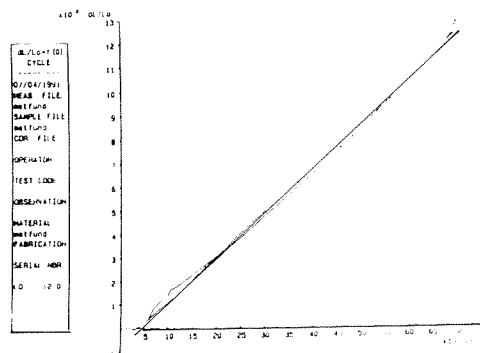


Fig. 17.

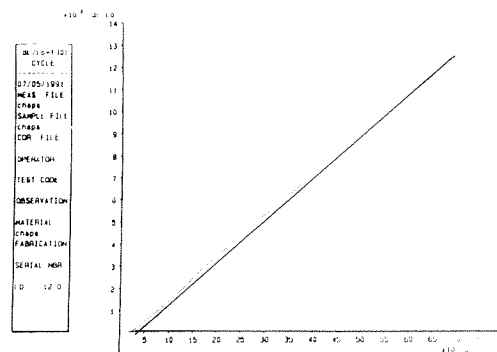


Fig. 18.

### 5.4 Análise Experimental de Tensões Residuais por Difracção de Raios X

Foram efectuados na Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, vários ensaios de medição de Tensões Residuais por Difracção de Raios X, a tubos em zonas direitas, tubos dobrados por processo de fabrico comum, tubos com suporte soldado com liga base de níquel com e sem tratamento térmico. Os tubos apresentam em qualquer dos casos predominância de tensões residuais de compressão, longitudinalmente e transversalmente. No caso de tubos soldados a suportes com e sem tratamento térmico há predominância de tensões de compressão até próximo da interface metal fundido com tubo (Figs. 19 a 25).

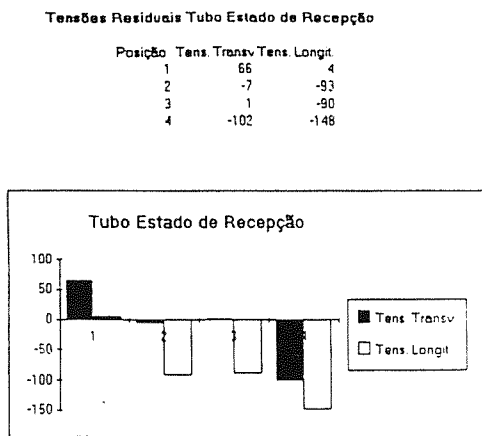


Fig. 19.

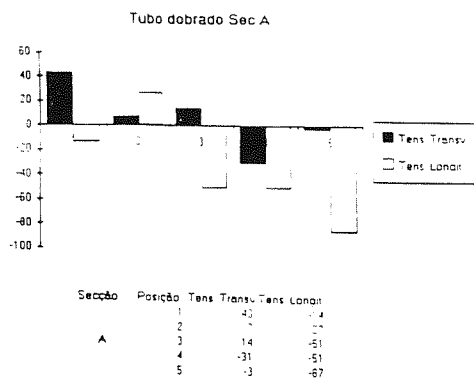


Fig. 20.

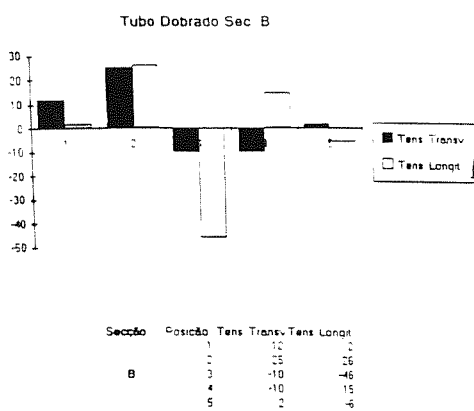


Fig. 21.

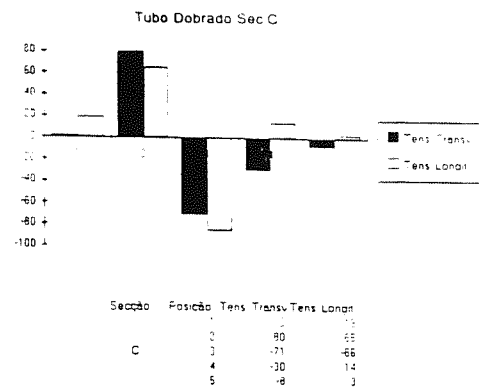


Fig. 22.

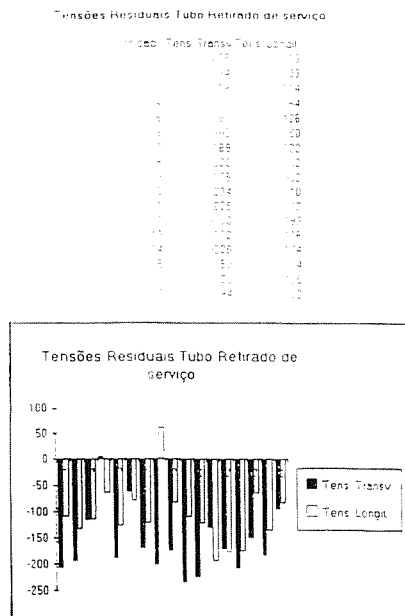


Fig. 23.

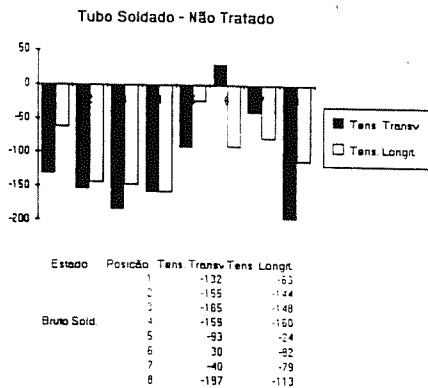


Fig. 24.

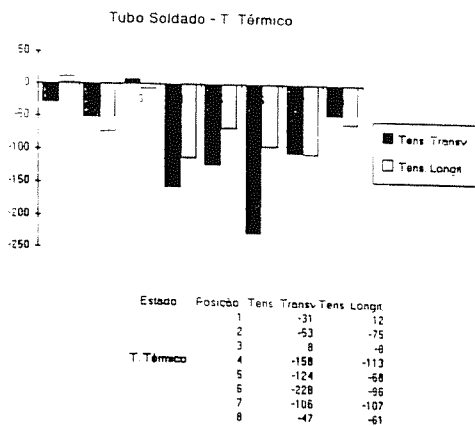


Fig. 25.

### 5.5 Análise de Tensões por Cálculo Numérico

Usando elementos finitos, começou por se fazer uma análise da flexibilidade de serpentina, tendo em conta os constrangimentos possíveis. Neste momento procede-se a uma análise por elementos finitos da zona do suporte para estudo das solicitações locais junto às ligações soldadas. Alguns efeitos dinâmicos, como por exemplo, vibrações devido ao fluxo dos fluidos, nomeadamente gases de combustão ou constrangimento em regime transiente, serão igualmente introduzidos de forma a estudar o mecanismo predominante na propagação dos defeitos.

A Fig. 26 mostra o comportamento da tubagem da serpentina, tendo em conta os constrangimentos da caldeira.

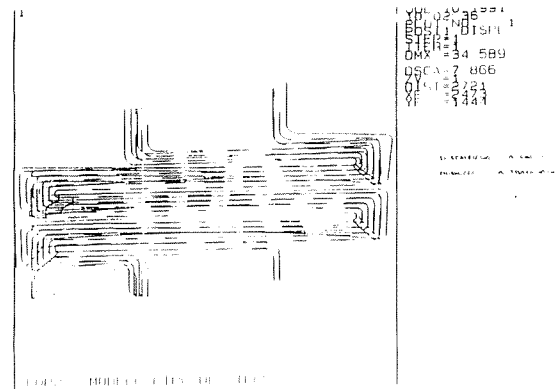


Fig. 26

## 6. DISCUSSÃO

Dos vários fenómenos detectados nas análises efectuadas até ao momento há diferentes aspectos que podem ser identificados como associados ao mecanismo preponderante na falha.

Os resultados experimentais apontam para um mecanismo de degradação na interface da junta soldada a partir de defeitos gerados numa zona ou através de mecanismo de corrosão associado a fluência na junta dissimilar. A corrosão na interface parece estar presente e relaciona-se com a ciclagem térmica e seus efeitos na junta dissimilar que provocam no material ferrítico do tubo uma deformação devido às diferenças de coeficientes de dilatação. Os fenómenos iniciam-se na banda de carbonetos situada na interface e a aceleração destes fenómenos depende das condições locais. No caso presente e dada a morfologia da fissura, a propagação de tipo planar tendo sido detectados efeitos de fadiga, em que o meio corrosivo actua como factor de aceleração. A extensão da zona intercrítica tem influência na fase final de propagação, devido ao aumento de tensões como factor de degradação e onde se manifestam de forma marcante os fenómenos de fluência. Os valores de dureza obtidos sob cordão, comparados com curvas típicas de associamento com temperaturas, apontam para valores médios de temperaturas de metal que se situam entre 490 e 540<sup>o</sup> C, o que está de acordo com valores do projecto inicial para esta zona.

Restam os mecanismos de degradação directamente relacionados com causas de fadiga e que induzem uma velocidade de propagação mais ou menos elevada. Estão ainda em análise dois factores que podem influenciar o comportamento em regime de fadiga e que se relacionam

ou com vibrações das serpentinas e/ou com o contrangimento à livre expansão das serpentinas em fases transientes. Estes dois aspectos estão a ser tomados em conta na simulação de cálculo em curso. As tensões residuais geradas pelas operações de enformação dos tubos e soldadura com material dissimilar (liga à base de níquel) são predominantemente de compressão.

A resistência à fadiga de vários tipos de junta está a ser analisada, estudando a influência do factor de "dressing" e outros aspectos relacionados com melhorias na fabricação na zona da interface, de modo a aumentar o tempo de vida destes componentes. Estão em curso ensaios de fadiga considerando os efeitos da enformação dos tubos (dobragem), soldadura, efeitos do tratamento térmico após soldadura, efeitos dos "dressing", etc.

## 7. CONCLUSÕES

7.1 - O mecanismo de degradação inicia-se por um fenómeno associado às características típicas de interface de juntas dissimilares, devido a fenómenos de fluência e/ou corrosão.

7.2 - A propagação parece estar associada a um mecanismo de fadiga que pode originar uma degradação precoce do fenómeno de iniciação. Este fenómeno associa-se eventualmente a vibrações ou a constrangimento de expansão livre das serpentinas em regime transiente.

7.3 - A propagação final dá-se por fenómeno de fluência e/ou cedência de material em regime plástico a alta temperatura.

7.4 - Os factores associados ao mecanismo de fadiga, fase mais importante, deverão ser mantidos em limites aceitáveis ou eliminados de modo a garantir a integridade destes componentes.

7.5 - Alguns efeitos negativos relacionados com a iniciação da degradação podem ser contrariados através de melhorias que podem vir a ser obtidas pelo efeito dum "dressing", nomeadamente por uma passagem de acabamento TIG, contribuindo fortemente para o aumento de vida útil deste tipo de componentes.

7.6 - Os factores físico-químicos destas juntas não eliminarão totalmente as causas de degradação identificadas; no entanto, a utilização de tecnologia ajustada às características dos materiais envolvidos e a consideração e controle adequado dos factores exteriores ao tipo de junta em apreço, permitirão certamente prolongar a vida útil dos componentes para tempos de vida expectável.

## BIBLIOGRAFIA

[1] Li, C.C.; Viswanathan, R.; Ryder, R.H., "The Microstructure and Remaining Life of Dissimilar Metal Weldments After Service in Fossil Fired Boilers-Advances in Life Prediction Methods", ASME Conference, pp. 315-325, (1983).

[2] Li, C.C., "Behaviour of Nickel Base Dissimilar Welds in Fossil Fired Steam Generators", Proceedings of The American Welding Society Conference on Joining Dissimilar Metals August 24-25, p. 107, Pittsburg, (1982).

[3] Viswanathan, R.; Foulds, J.R., "Methods for Estimation of the Temperature of Reheater and Superheater Tubes in Fossil Boilers", Paper 1.6.2, International Conference-Life Assessment and Extension June 13-15, Vol.I, pp. 127-136, Den Hag, (1988).

[4] Cruz, C.; Dias Lopes, E.; Barata, E.; Martins Neves, "Failure Analysis of Reheater Tubes-Portuguese Proceedings", Encontros de Grupo de Fractura da SLM, 1-2 Outubro, IST, Lisboa (1991).

## ANÁLISE DE ESPECTROS DE CARGA COMPLEXOS USANDO O MÉTODO RAINFLOW E SUA UTILIZAÇÃO NA AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE UMA ESTRUTURA SOLDADA EM LIGA DE ALUMÍNIO

C. Reis Gomes, J. A. Vasconcelos, A. A. Fernandes

DEMEGI - FEUP, Rua dos Bragas - 4099 Porto - Portugal

**Sumário:** Na presente comunicação é feita uma apresentação da análise estrutural estática e dinâmica duma cisterna autoportante fabricada numa liga de alumínio do tipo A 5083. A análise estática foi efectuada pelo método dos elementos finitos. O modelo numérico foi comparado com os resultados obtidos por análise experimental de tensões. Os espectros de carga, medidos em circuitos tipo, foram objecto de tratamento pelo método de contagem "Rainflow", e foram usados no cálculo da resistência à fadiga, recorrendo à lei de danos acumulados de Miner.

**Abstract :** The work being reported in this paper covers a study conducted to analyse the static and dynamic strength of a self-supporting welded aluminium alloy car tanker for the transport of powder products. Finite element calculations, to evaluate static strength, were carried out. The numerical method was validated by experimental stress analysis. In order to study the fatigue strength, real load spectra measured in a instrumented tanker were treated using the rainflow counting method and Miner damage law.

### 1. INTRODUÇÃO

Este estudo tinha como objectivo a análise estrutural de uma cisterna autoportante, construída numa liga de alumínio do tipo A5083. O estudo visava a optimização do projecto da cisterna.

A cisterna está sujeita em serviço a solicitações estáticas e dinâmicas. As solicitações estáticas incluem as acções devidas ao peso próprio da estrutura e carga e ainda as acções devidas à pressão de ensaio estático e à pressão de descarga.

As solicitações dinâmicas resultam das condições de utilização em estrada, devido às irregularidades do pavimento ou a obstáculos de que podem resultar solicitações assimétricas sobre os rodados. O seu efeito sobre a estrutura é no entanto minorado pelo modo de ligação do chassis e cisterna à unidade tractora e pela suspensão do trailer. A cisterna utiliza um sistema de "King Pin" que permite uma rotação da cisterna sem transmissão de esforços do tractor à estrutura.

### 2. MODELIZAÇÃO ESTRUTURAL

A análise de tensões e deformações na estrutura da cisterna foi efectuada recorrendo ao método dos elementos finitos. Dada a geometria do reservatório foram utilizados fundamentalmente elementos de casca fina.

No caso das solicitações estáticas, (peso próprio, carga e pressão de ensaio) foi considerado um modelo de elementos finitos correspondente a metade da estrutura, impondo condições fronteira correspondentes a essa simetria, nos nós situados no plano de simetria. Nas figuras 1 e 2 apresentam-se diferentes aspectos da malha de elementos finitos utilizada.

A acção da carga a transportar (S1) foi simulada por uma pressão hidrostática provocada pelo material pulverolento a transportar. Para uma densidade de 1,3 o valor médio da carga considerado foi de 30 toneladas.

O peso próprio da cisterna (S2) é calculado automaticamente pelo programa de análise em função da geometria do modelo e da densidade do material usado.

A cisterna é submetida a um ensaio de estanqueidade sob uma pressão interna de 3 kgf/cm<sup>2</sup> (S3).

Para as solicitações simples descritas atrás foram determinadas as tensões resultantes na estrutura da cisterna, para as seguintes combinações de acções:

- i) Resultante das acções da carga e do peso próprio

$$C1 = S1 + S2$$

- ii) Peso próprio e pressão de ensaio

$$C2 = S2 + 1.0 \times S3$$

- iii) Peso próprio, carga e pressão de descarga (1.8 kgf/cm<sup>2</sup>)  
 $C3 = S1 + S2 + 0.6 \times S3$

Será analisada em particular pela sua relevância no contexto desta comunicação a combinação C1.

Considerou-se que a espessura da chapa do reservatório (fundos esféricos, virola cilíndrica e zona cônica) era de 5mm. A liga de alumínio usada no fabrico da cisterna tinha as seguintes propriedades :

Módulo de elasticidade	$E = 7.0 \times 10^{10} \text{ N/m}^2$
Módulo de elasticidade transversal	$G = 2.6 \times 10^{10} \text{ N/m}^2$
Coefficiente de Poisson	$\mu = 0.33$
Tensão de rotura	295 MPa
Tensão de cedência	158 MPa
Alongamento	22%

A modelização efectuada permitiu fazer uma avaliação do nível de tensões estáticas instaladas.

Para a sobreposição dos efeitos do peso próprio e do peso da carga verificou-se que no reservatório as tensões médias eram em geral inferiores a 47 MPa (Fig.3), elevando-se na zona de ligação ao chassis para valores da ordem dos 100 MPa. Na modelização numérica efectuada pelo método dos elementos finitos considerou-se que a espessura do reservatório é constante.

A análise experimental de tensões efectuada numa cisterna instrumentada para o efeito, identificou os valores máximos de tensão de Von Mises na cisterna, para a combinação do peso próprio e carga. A tensão máxima medida no corpo da cisterna foi de 47 MPa; na ligação do chassis ao cone foram medidas tensões de 65 MPa. Estes valores são da mesma grandeza dos valores determinados pela análise por elementos finitos.

### 3. VERIFICAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA

A verificação à fadiga das juntas soldadas da cisterna foi efectuada recorrendo às curvas de projecto propostas no projecto de norma BS8118 [1].

Como descrito anteriormente o estado de tensões elásticas na cisterna quando sujeita ao peso próprio e carga foram obtidas através de modelização por elementos finitos e análise experimental de tensões. As tensões devidas às operações de carga e descarga não têm praticamente influência no comportamento à fadiga dado que o número de ciclos devido ao enchimento e esvaziamento da cisterna se pode considerar irrelevante durante a vida operacional da cisterna.

A circulação do veículo que transporta a cisterna (do tipo autoportante) é no entanto susceptível de introduzir tensões dinâmicas devido às forças de inércia, que por

sua vez são função da massa do veículo, da carga transportada e da aceleração/desaceleração e ainda de obstáculos do pavimento. São diversas as acções que poderão originar aquelas forças tais como [2,3]:

#### i) Acções verticais simétricas

Estas acções resultam da existência de obstáculos como ondulação do pavimento, buracos de passeio ( $h = 15 \text{ cm}$ ); ocorrem quando as rodas da frente do veículo chocam simultaneamente com obstáculos do tipo atrás referido, originando acelerações verticais simétricas e forças verticais que podem atingir até 3 vezes o peso do veículo (com ou sem carga)

#### ii) Acções verticais assimétricas

As forças verticais assimétricas surgem quando o veículo circula sobre uma superfície desigual com obstáculos que podem ter até 30 cm no caso dos camiões. Cada roda encontra o obstáculo em tempos diferentes, ficando a estrutura sujeita a um momento torsor e um momento flector; em geral usa-se um coeficiente de majoração de 1.5 tanto das cargas suspensas como do momento introduzido

#### iii) Acções longitudinais

As acções longitudinais são devidas a acelerações ou travagem do camião. O coeficiente de majoração varia em geral entre 0.7 a 1.0.

#### iv) Acções laterais

As acções laterais surgem quando o veículo circula numa curva ou choca lateralmente com um obstáculo. As acções laterais máximas devido às forças centrífugas ao circular numa curva estão limitadas pela aderência rodas/pavimento. O coeficiente de majoração proposto é de 0.7 a 1.0.

A combinação das acções atrás referidas, devidas à circulação do veículo, é susceptível de criar um espectro de carga durante a sua vida operacional que pode originar danos de fadiga, o que motiva o aparecimento de fendas não só no chassis como na própria cisterna.

Para fazer a avaliação correcta da resistência à fadiga da cisterna torna-se assim indispensável conhecer o espectro de carga a que o veículo vai estar sujeito em serviço, não sendo suficiente o conhecimento da tara e peso bruto.

O espectro de carga tem que ser avaliado experimentalmente por meio de análise experimental de tensões e posterior tratamento estatístico dos registos obtidos em camiões instrumentados para o efeito.

A análise do comportamento à fadiga envolve os seguintes passos:

- Identificação dos pontos críticos da estrutura

- Estimativa do espectro de carga no ponto crítico
- Classificação do detalhe da estrutura de acordo com a norma BS8118 e determinação da curva de projecto correspondente

As curvas de projecto assumem a seguinte forma:

$$\sigma_r^m \times N = K_2$$

N - duração à fadiga, ciclos

$\sigma_r$  - gama de tensão

$K_2$  - constante dependente da classe do detalhe

m - constante

No presente caso usa-se como filosofia de projecto a filosofia "safe life", isto é, a probabilidade de ocorrência duma rotura por fadiga durante a vida operacional da estrutura é diminuta (toma-se em geral igual a 2,5%).

As tensões do espectro não tem amplitude constante pelo que a verificação da resistência à fadiga é feita recorrendo a uma lei linear de danos acumulados, conhecida como regra de Miner [4] expressa por :

$$\sum \frac{n}{N} \leq 1$$

n - número de ciclos real a uma dada gama de tensão

N - número de ciclos para a rotura para uma dada gama de tensão e classe do detalhe

Para efeito de cálculo considerou-se o espectro de carga real determinado por análise experimental de tensões, no ponto mais crítico; os resultados são apresentados em relatório confidencial [5].

Na figura 4 ilustra-se parte do espectro real sob a forma de tensões equivalentes, determinadas pelo critério de Von Mises.

A fim de determinar o número de ciclos de variação da carga foi usado o método de contagem de ciclos "Rainflow Method", susceptível de ser tratado em computador. Para o efeito foi elaborado um programa, que permite calcular as gamas de tensão e número de ciclos em que elas ocorrem bem como as respectivas frequências.

Nas figuras 5 e 6 são apresentados o histograma e a função de densidade de probabilidade de ocorrências num percurso típico de estrada.

Por limitação do sistema de aquisição de dados foi medido unicamente o espectro durante um período de 160 segundos tendo sido identificados 2839 ciclos por

aplicação do método de contagem "Rainflow". A gama de tensão dos diferentes ciclos variava entre 1 e 57 MPa. Destes ciclos nem todos provocam danos de fadiga, pelo menos na fase inicial de propagação.

A fim de avaliar quais os ciclos que poderão na fase inicial provocar danos de fadiga recorreu-se a conceitos de Mecânica da Fractura. Para o efeito considerou-se que no pé da soldadura de canto existente nas proximidades do ponto em análise estava presente um pequeno defeito de mordedura com 0.2 mm de profundidade (defeito esse que não é detectável por inspecção visual).

De acordo com a metodologia proposta no documento PD 6493 [6] uma fenda de fadiga não se propagará se o factor de intensidade de tensões relativo ao limiar de propagação  $\Delta K_0$  para juntas soldadas em liga de alumínio.

$$\Delta K_0 = 21N \cdot \text{mm}^{-3/2}$$

Atendendo a que o factor de intensidade de tensões no pé da soldadura de canto pode ser calculado pela expressão

$$K = \frac{M_k M_m \sigma}{\phi} \sqrt{\pi a}$$

$$Y = \frac{M_k M_m}{\phi} \quad \text{factor de calibração}$$

$$a = \emptyset 2 \text{mm}$$

Usando o documento PD 6493 foi possível fazer uma avaliação do valor de K para a geometria em causa, a qual pode ser expressa em termos de gama de factor de intensidade e gama de tensão.

$$\Delta K = 1.09 \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

$$M_K = 1.67$$

$$M_m = 1.04$$

$$\phi = 1.57$$

Tendo em conta que  $\Delta K_0 = 21N \cdot \text{mm}^{-3/2}$  então é possível determinar o valor de  $\Delta \sigma_0$  que corresponde ao valor da gama de tensão abaixo do qual os ciclos de carga correspondentes não produzem danos de fadiga, pelo menos até a fenda atingir dimensões apreciáveis. Verificou-se que :

$$\Delta \sigma_0 < 24N / \text{mm}^2$$

Para o ponto em análise considerou-se que durante o período de 160 s ocorreram 210 ciclos susceptíveis de propagar uma fenda com 0,2 mm de profundidade.



Atendendo a que o ensaio de medição do espectro de carga foi efectuado a uma velocidade média de 50 km/hora e admitindo que o camião/cisterna percorre num ano 5.000 km podemos calcular o número de ciclos de carga significativos num ano como sendo igual a :

$$N_{\text{ciclos}} = 4.75 \times 10^6 \text{ ciclos}$$

Para uma vida de 10 anos (típico para veículos) a duração requerida seria de :

$$n_0 = 4.75 \times 10^7 \text{ ciclos}$$

Será esta duração que será usada no cálculo dos danos de fadiga acumulados ao longo da vida da cisterna.

A expressão da regra de Miner para um espectro contínuo pode ser expressa por [7].

$$D = \int \frac{n_0 f(S)}{N(S)} ds$$

$n_0 f(S)$  - número de ciclos a uma dada gama de tensões  
 $N(S)$  - número de ciclos até à rotura

A análise dos desenhos de fabrico da cisterna mostra que as juntas soldadas da cisterna são basicamente de dois tipos: Juntas topo a topo com penetração total e juntas de canto do tipo cobrejunta, como ilustrado na figura 7.

Dado que existem juntas de canto, serão estas a condicionar a duração à fadiga da cisterna.

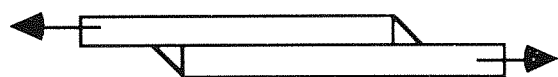


Figura 7 - Junta de canto

A junta foi considerada da classe E 20 a que corresponde a curva de projecto:

$$m = 3$$

$$K_2 = 1.6 \times 10^{10}$$

$$\sigma_r^m \times N \leq K_2$$

ou

$$N = 1.6 \times 10^{10} \times \sigma_r^{-3}$$

Considerando que durante a vida operacional da cisterna o número máximo de ciclos é de

$$n_0 = 4.75 \times 10^7 \text{ ciclos}$$

calculou-se o valor de D, somatório dos danos acumulados, para diferentes valores da gama de tensão máxima susceptível de estar presente na cisterna e no detalhe em causa. Verificou-se que os danos acumulados para o ponto crítico conduziam a um valor de  $D = 7.81$ . Nos outros detalhes o valor de D calculado era inferior a 1.

Procedeu-se à modificação do design da cisterna para diminuir o nível de tensões no ponto em análise de modo a que  $D = 1$ .

#### 4. CONCLUSÕES

A análise numérica de estruturas recorrendo ao método dos elementos finitos juntamente com a análise experimental de tensões permitiu efectuar a verificação da resistência à fadiga de uma estrutura soldada complexa sujeita a espectros de carga complexos.

#### 5. REFERENCES

- [1] - BS 8118, Draft British Standard BS8118 code of practice for the design of aluminium structures.
- [2] - J. Paulowski, Vehicle Body Engineering, Business Books, Ltd, London, 1969.
- [3] - J. Fenton, Vehicle body layout and analysis. Mechanical Engineering Publications, Ltd, 1980
- [4] - C. Moura Branco, A. A. Fernandes, P. T. de Castro, Fadiga de estruturas soldadas. Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.
- [5] - J. Silva Gomes, Ensaio de análise experimental de numa cisterna autoportante - 1º protótipo. Relatório INEGI no 910807 AET/01
- [6] - BS PD 6493 - 1991, Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welding structures.
- [7] - R. Clough J. Penzien, Dynamics of structures. McGrawHill

#### Agradecimentos

A Análise experimental de tensões foi efectuada pelo Prof. J. Silva Gomes e os seus colaboradores do Laboratório de Óptica e Mecânica Experimental do Departamento INEGI-FEUP.

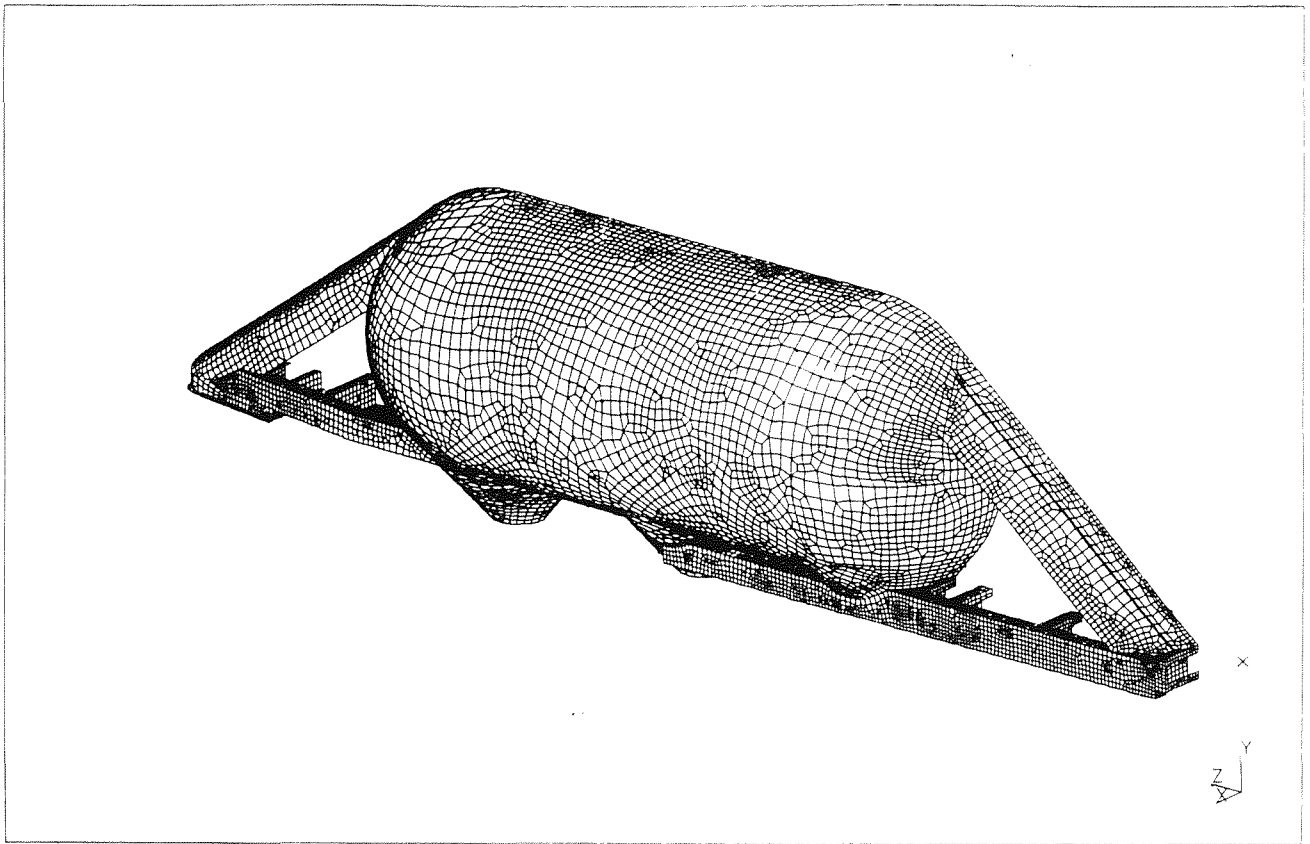


Figura 1 - Modelo da cisterna

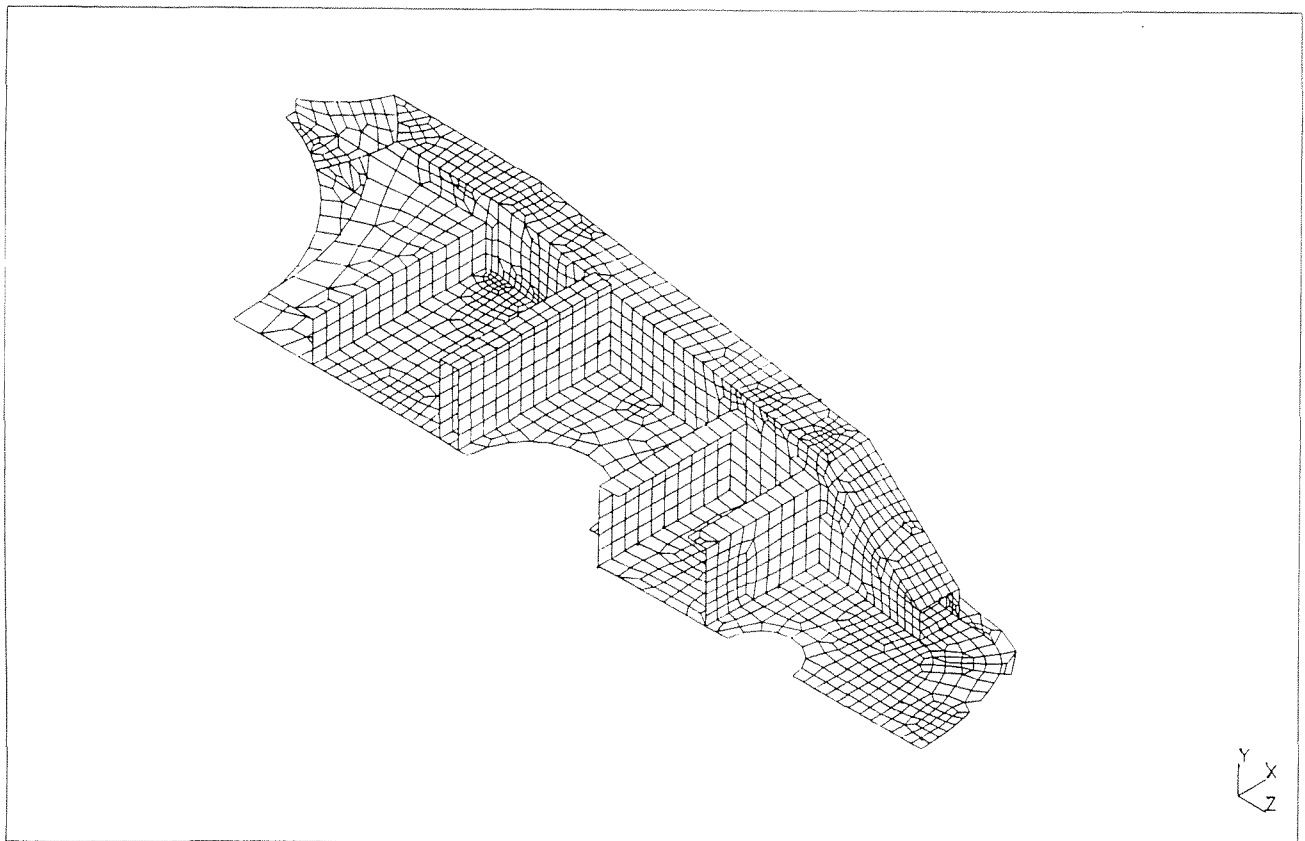


Figura 2 - Modelo de parte dos chassis

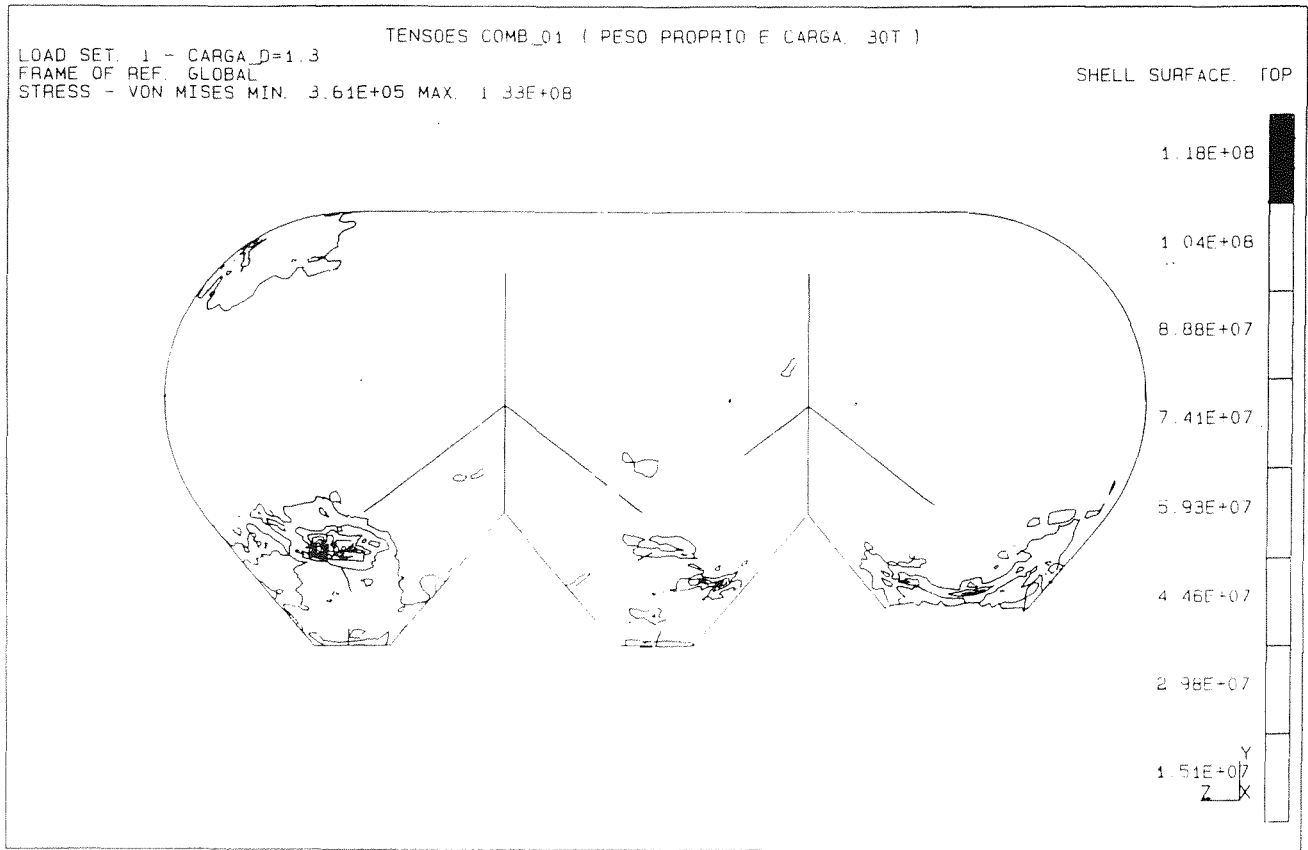


Figura 3 - Estado geral de tensões no reservatório

Roseta 82

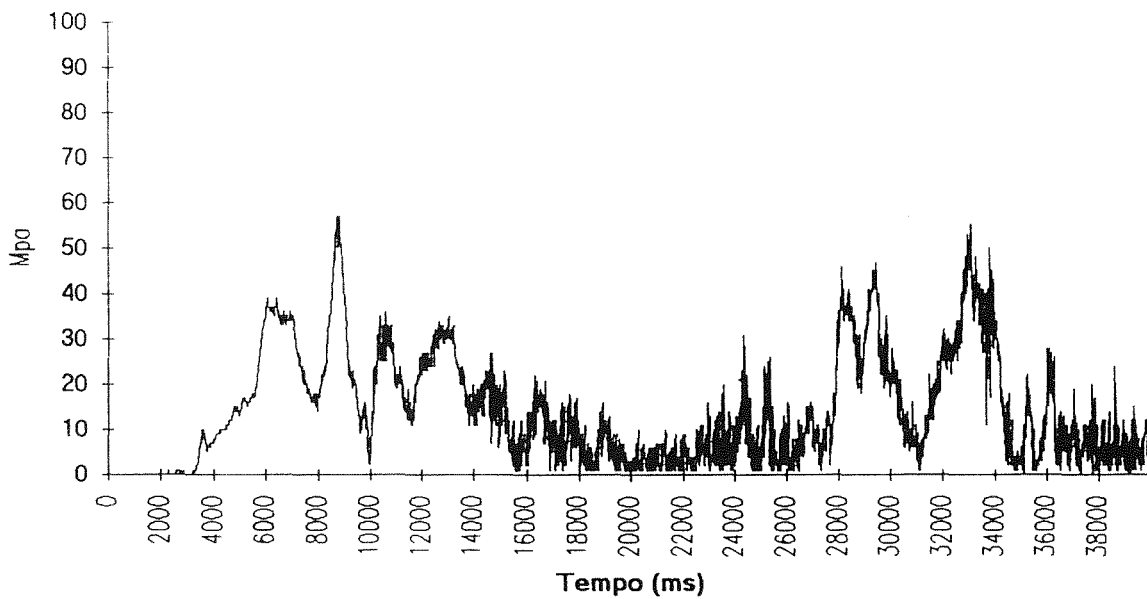


Figura 4 - Espectro real de carga

Frecuencias Absolutas

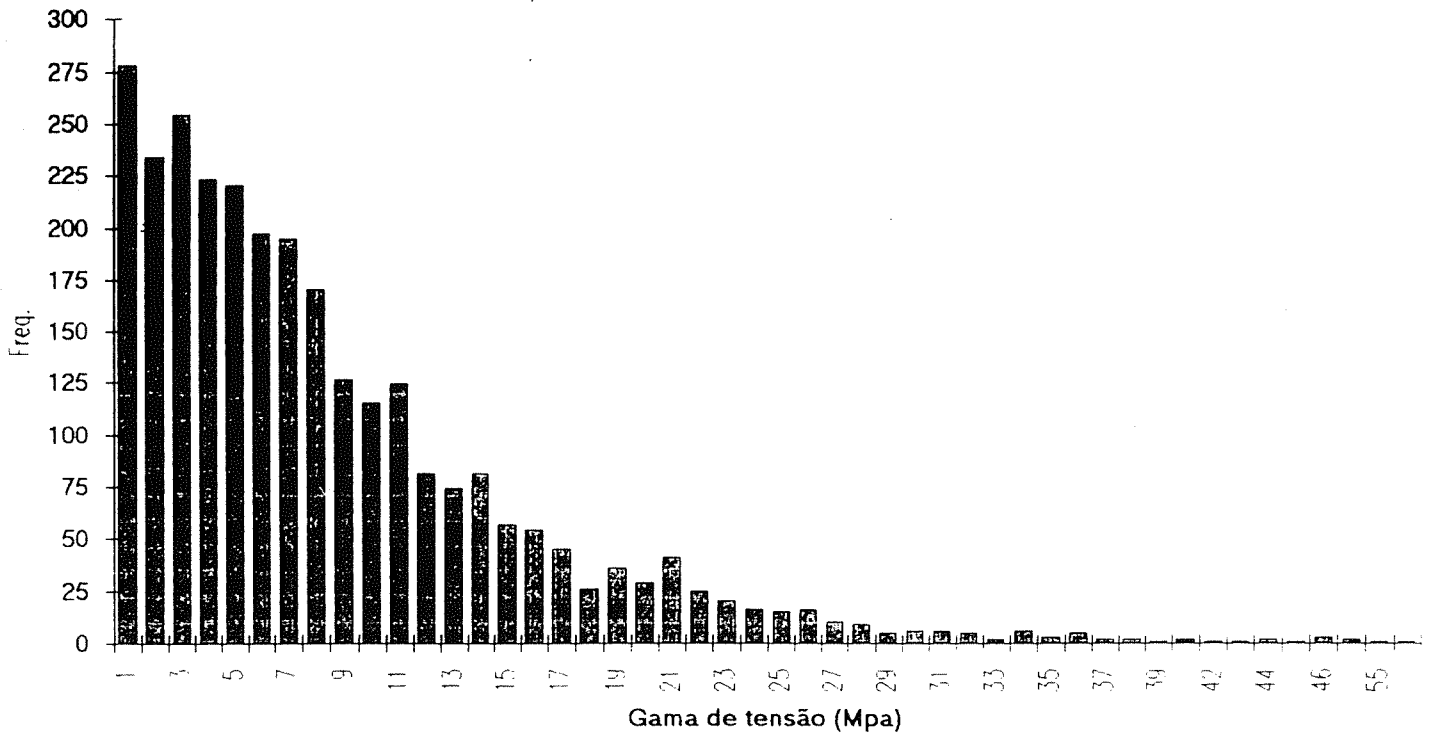


Figura 5 - Histograma das solicitações após contagem dos ciclos

Frecuencias Relativas

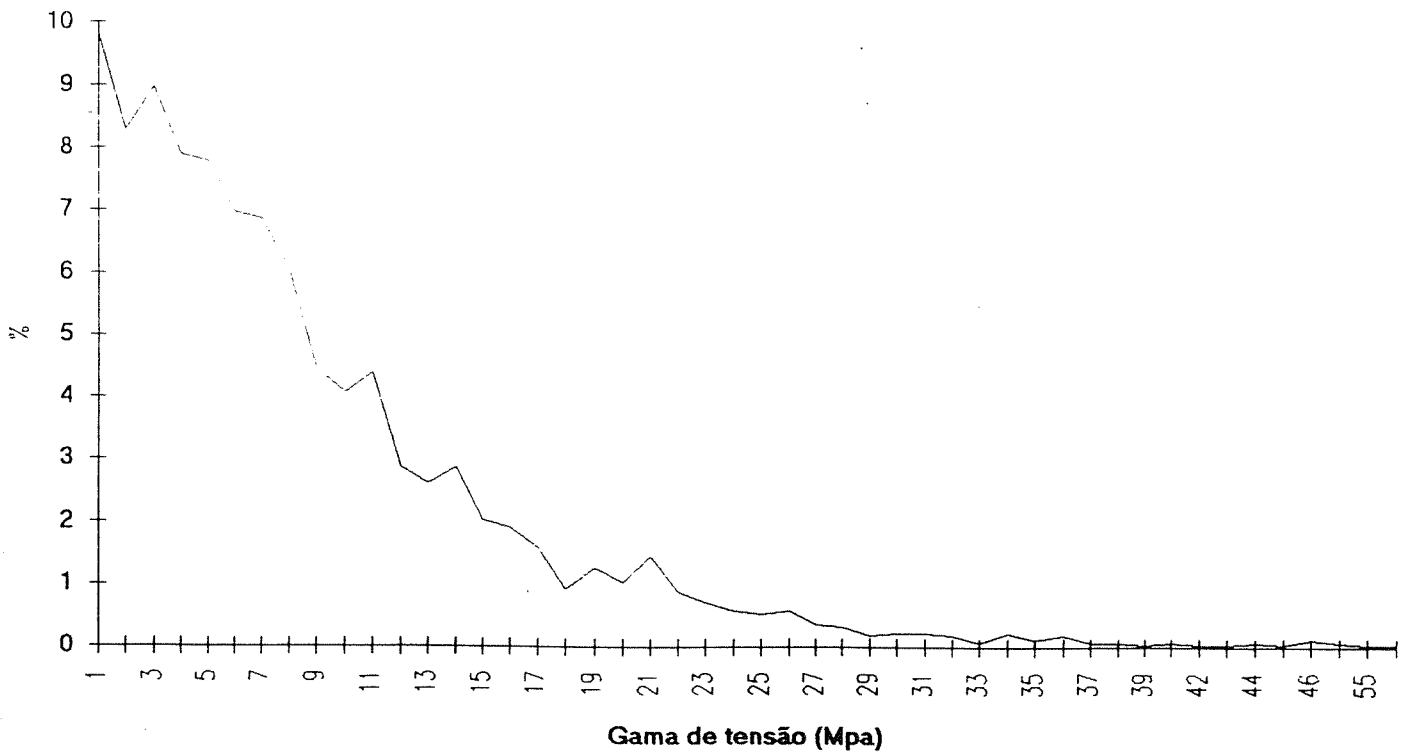


Figura 6 - Função de densidade de probabilidade de ocorrências

## ACTIVIDADES DE NORMALIZACION DESARROLLADAS POR AENOR EN EL CAMPO DE LA MECANICA DE FRACTURA

J.M. Pintado, R. Camilleri y A. Valiente

Subcomité SC-2 del Comité Técnico de Normalización CTN-7 de AENOR

**Resumen.**- El propósito de esta comunicación es dar a conocer las actividades de normalización desarrolladas por el Subcomité SC2 de AENOR en el campo de la Mecánica de Fractura. En la comunicación se exponen las razones que justifican la existencia del subcomité, se describe su modo de funcionamiento dentro de la estructura de AENOR y se resumen las actividades realizadas desde su creación.

**Abstract.**- The objective of this paper is to divulge the standardization activities developed by the Subcommittee SC2 from AENOR in the field of Fracture Mechanics. The reasons why the subcommittee was created and the operation mode according to AENOR organization are exposed in the paper. Finally, the activities carried out by the subcommittee from its origins are summarized.

### 1. INTRODUCCION

El objeto de esta comunicación es presentar a los participantes en el II Encuentro Hispano-Luso de Fractura las actividades de normalización de AENOR en el área de la Mecánica de Fractura. Naturalmente, estas actividades están estrechamente vinculadas con los objetivos de la entidad mencionada, por lo que, antes de entrar en el detalle de las mismas, es conveniente exponer de forma resumida qué es AENOR en el campo de la normalización, cuales son sus fines y atribuciones, cómo se estructura, cómo es su funcionamiento y cuales son sus relaciones con los organismos análogos en el ámbito de la normalización en Europa y en el contexto de la C.E.E.

Muy brevemente expresado, la Asociación Española de Normalización y Certificación, cuyas siglas son AENOR, es una asociación privada española de carácter no lucrativo, una de cuyas funciones es la normalización en España. Esta función se concreta en el estudio, redacción y publicación de las normas UNE (Una Norma Española).

AENOR se crea por Real Decreto 16/14 del año 1985, que se desarrolla en la Orden 26/Febrero 1986. A partir de esta fecha, las funciones de normalización en España que anteriormente realizaba el Organismo Oficial I.R.A.NOR (Instituto de Racionalización y Normalización), fueron pasando a AENOR de forma que la publicación de las normas UNE queda de la exclusiva competencia de AENOR.

La importancia de la normalización en cualquier actividad es evidente y si se trata de actividades técnicas esta importancia se convierte en necesidad en la mayoría de los casos. Lo mismo puede decirse de la existencia de

una norma única (o normas totalmente equivalentes) sobre cada tema, y no sólo dentro una nación, sino del conjunto de naciones que componen una unidad económica y comercial, por las repercusiones técnicas que esto supone, como en el caso de la C.E.E. Desde el punto de vista de la investigación y desarrollo, la necesidad de disponer de normas únicas o equivalentes es también obvia, de forma que se hable un "lenguaje" preciso y común que permita la comparación de resultados en proyectos de investigación comunes y favorezca el entendimiento mutuo en los contratos de desarrollo internacionales.

Puesto que una norma, además del documento a aplicar, es también el resultado directo del trabajo de normalización, resulta evidente que la esencia o principios básicos generales a que debe atenerse ese documento condicionan la estructura, organización y funcionamiento de los organismos específicos de normalización. Sin entrar en el campo complejo y polémico de definiciones formales y distinciones entre norma, reglamento, especificación, etc, sí parece oportuno reflexionar sobre lo que es la esencia de una norma de carácter técnico, que queda reflejado en la siguiente definición, que podría considerarse como una definición básica de norma:

Una norma es una solución satisfactoria a un problema que se repite, concretada en un documento que cumple determinados requisitos formales en cuanto a su proceso de estudio, redacción, difusión y aplicabilidad. Una norma técnica, por sí misma, no tiene carácter preceptivo y su obligatoriedad no es otra que la que se le quiera dar por parte de los órganos superiores de la Administración o por acuerdos entre partes establecido mediante convenios o contratos.

## 2. ESTRUCTURA Y FUNCIONAMIENTO DE AENOR EN CUANTO A ACTIVIDADES DE NORMALIZACION

Las actividades de estudio y realización de las normas UNE corresponden, dentro de AENOR, a la División de Normalización, que tiene su sede en Madrid y cuyo Director es también representante de España en el Comité Europeo de Normalización (CEN). El CEN tiene su sede en Bruselas y forman de él los países de la C.E.E. y de la E.S.T.A. El objetivo del C.E.N. es la consecución de una normalización unificada mediante la implantación de las normas EN (Norma Europea) como normas nacionales consensuadas y aceptadas por los países miembros, los cuales también intervienen en su estudio y realización.

La División de Normalización de AENOR se estructura, por debajo de la Dirección, en una serie de Comités Técnicos de Normalización (CTN) que dependen de la Dirección y que son los órganos técnicos de estudio y elaboración de normas. Cada uno de ellos cubre una determinada área de temas sujetos a normalización y cuenta con un Presidente, un Secretario y un número variable de Vocales. Los CTN se estructuran a su vez en Subcomités (SC) que son realmente grupos de trabajo de carácter semipermanente y abarcan áreas parciales de la total cubierta por CTN; el número de subcomités es variable y su composición, creación o disolución responden a las necesidades de normalización planteadas en el CTN. El acceso a estos SC puede hacerse a petición propia de entidades o personas relacionadas con el tema objeto de normalización o en respuesta a una invitación expresa del Presidente del CTN o, en su nombre, del Presidente o coordinador del SC.

La iniciativa de una nueva norma o la modificación de una ya existente parte generalmente del CTN, bien como iniciativa propia o a instancias externas. Cuando el tema está ya en estudio en CEN, el CTN trabaja en las propuestas correspondientes para cubrir los objetivos del CEN (normas EN), con arreglo a los procedimientos establecidos por este Organismo.

Una vez que el CTN correspondiente de AENOR ha elaborado una norma UNE, esta es considerada como una Propuesta y pasa a Encuesta Pública durante un periodo de tiempo variable a partir de la publicación en el BOE de la relación de normas que se encuentran en esta situación. Asimismo, en la revista mensual UNE, se publican las listas de las normas en proceso elaboración o modificación y el estado en que se encuentran.

### 3. ORIGEN Y CREACION DEL SUBCOMITE SC-2 "MECANICA DE FRACTURA" EN AENOR

La creación por parte de AENOR del subcomité SC-2 "Mecánica de Fractura", integrado en el comité CTN-7 "Ensayos Mecánicos" tiene su origen en la propuesta que ESIS (Sociedad Europea de Integridad Estructural, conocida como EGF, Grupo Europeo de Fractura hasta 1990) dirigió al CEN en fecha 3-9-90. En dicha propuesta se solicitaba al CEN la preparación de una norma EN sobre "Método de ensayo para determinar la resistencia de un material a la rotura dúctil" y se proponía que se tomase como documento de referencia para la preparación de la norma el documento Doc EGF P1-90 de Di-

ciembre de 1989 "EGF Recomendaciones para determinar la resistencia a la fractura de los materiales dúctiles", elaborado por ESIS.

La Secretaria del CEN admitió la propuesta con el carácter de "Propuesta para el estudio de un nuevo proyecto de norma", asignándole la identificación CEN-N907 y enviándole a los miembros del BT del CEN junto con un formulario tipificado (Formulario 8), que debía ser cumplimentado y devuelto al CEN antes del 20-10-90, y mediante el cual se recababa la postura de los miembros nacionales del BT. AENOR, al recibir esta documentación, la envió al CTN-7 para estudiarla y cumplimentar el formulario. La posición de AENOR (España), reflejada en el formulario que se devolvió al CEN, debidamente cumplimentado puede resumirse diciendo que AENOR estaba de acuerdo en iniciar un estudio con carácter de propuesta a través de un nuevo comité técnico de CEN a quién se atribuiría el trabajo y en el cual AENOR estaba dispuesta a participar, y todo ello con el propósito último de establecer una euronorma.

El estudio urgente de esta propuesta, así como una consideración general sobre el tema de la normalización de ensayos mecánicos relativos a la Mecánica de Fractura se realizó en la reunión 3/90(18-10-90) del CTN-7. En esta reunión se acordó estudiar la viabilidad de formar en el seno del CTN-7 un Subcomité de Mecánica de Fractura y entrar en contacto con el Grupo Español de Fractura para considerar el tema. En la reunión 1/91 (14-2-91) del CTN-7 se confirma, con acuerdo de todos los vocales presentes, la intención de formar un Subcomité de Mecánica de Fractura, encargándose a D. J. Manuel. Fernández Fernández, de INITEC, desgraciadamente fallecido en fecha muy reciente, iniciar los trabajos para constituir el Subcomité. También se acuerda el envío al Presidente del Grupo Español de Fractura de una carta del Presidente del CTN-7 solicitando la colaboración del mencionado Grupo.

En la reunión 2/91 (18-4-91) del CTN-7 se acuerda que este CTN quede constituido por 4 Subcomités, uno de los cuales es el SC2: Mecánica de la Fractura.

Se crea pues oficialmente en esa fecha el SC-2 "Mecánica de la Fractura", independiente del SC-1 "Ensayo de Materiales Metálicos", nombrándose presidente del mismo al Sr. Fernández, a quién se encarga contactar con las posibles entidades interesadas en el tema, a fin de conseguir una composición amplia y satisfactoria del SC-2.

### 4. ACTIVIDADES DEL SC-2

Entre el 18-4-91, fecha de su creación, y el 10-12-91 en que se celebra la 1ª Reunión del SC-1, el Presidente del SC, ayudado por algún otro miembro del CTN-7, continúa las gestiones para constituir el SC-2 con un adecuado grupo de vocales. Se recibe del CEN un segundo cuestionario, relativo a la propuesta CEN-N907 (Documento de referencia EGF-P1-90), de fecha 17-7-91. Este cuestionario es consecuencia de la Resolución BT 158/91 del CEN, por la cual solicita comentarios sobre dicho documento y decide constituir un grupo de trabajo BT/WG 61 para estudiar los que se reciban. El presidente del SC-2 consulta a 8 instituciones diferentes pidiéndoles contestación y con fecha 17-10-91 se envía a la Dirección de la División de Normalización la respuesta es-

pañola para el CEN, consistente en el cuestionario cumplimentado y los comentarios (13 puntos) al texto del EGF P1-90. La posición de AENOR/España reflejada en el nuevo cuestionario era: que el Documento de Referencia podría ser aceptado como norma EN, con las modificaciones que se sugerían y que no existía norma española sobre el tema pero si intención de realizarla de modo que se correspondiera con el contenido de dicho documento. Conviene aclarar que el contenido del Documento de Referencia EGF-P1-90 se corresponde en parte con las normas americanas ASTM E813-87 " $J_{Ic}$ , a Measure of Fracture Toughness" y E1552-87 "Standard Test Method for Determining J-R Curves".

A la 1ª Reunión del SC-2 (01/91 de fecha 10-12-91) se convoca a 11 personas que representan a 10 instituciones, no pudiendo asistir a la reunión todos los convocados. En esta reunión se ratifica el nombramiento de Presidente y se nombra secretario. Se fija como objetivo fundamental de trabajo las actividades de normalización, no de investigación, referentes a la Mecánica de Fractura, dentro del marco de AENOR y de sus relaciones con el CEN, pero sin limitarse a la realización de la normativa propuesta por CEN. Como líneas de trabajo futuro se fijaron las siguientes:

Preparar una norma UNE sobre terminología de Mecánica de Fractura en castellano, estableciendo su equivalencia con los términos y conceptos expresados en la norma ASTM-E-616-89 "Standard Terminology Relating to Fracture Testing".

Recopilar la normativa extranjera existente sobre el tema para seleccionar la que pudiera ser objeto prioritario de estudio por parte del SC-2 por su interés para la industria española.

Solicitar a través de la Dirección de AENOR la relación de normas sobre Mecánica de Fractura que estén siendo contempladas por el CEN.

Continuar trabajando en la propuesta CEN-N907 tan pronto se conozca la reacción del CEN a los últimos documentos enviados por los distintos miembros del BT.

La 2ª Reunión del SC-2 se celebra el 21-5-92 y en ella se inicia la revisión y discusión de las propuestas de algunos vocales sobre terminología de Mecánica de Fractura. En esta reunión seguía sin conocerse la situación de la propuesta CEN-N 907 dentro del CEN.

En fecha 24-6-92 se vuelve a reunir el SC-2 (3ª Reunión en el año 92). En esta reunión se informa a los vocales asistentes sobre el estado de la propuesta CEN-N 907, que es el siguiente:

En virtud del acuerdo entre ISO y CEN establecido en Junio del 92 en Viena, acuerdo por el que se decide incrementar la colaboración entre ambos organismos, y debido a que los trabajos sobre normalización relativa a Mecánica de Fractura que realiza el comité ISO-TC 167 se encuentran en un grado avanzado de desarrollo, el CEN está considerando la posibilidad de que no se forme en su seno ningún grupo de trabajo sobre ese tema y que los miembros del CEN interesados se incorporen si lo desean al Subcomité de Mecánica de Fractura del TC-167. Asimismo el CEN considera la posibilidad de acep-

tar sin más la norma ISO relativa al tema de la propuesta CEN-N 907 como norma CEN. Sobre todos estas cuestiones el CEN realizará una votación entre los países miembros, en fecha en ese momento aún no determinada.

La postura del SC-2 es que para emitir una opinión a la Dirección de AENOR sobre el tema se necesitaría conocer el estado de los trabajos de ISO y la opinión de ISO sobre el documento EGF-PI-90 y sobre las observaciones al mismo formuladas por CEN.

En esta misma reunión del SC-2 se continúa el trabajo sobre terminología de Mecánica de Fractura y se plantea la necesidad de incluir en la normativa de ensayos de Mecánica de Fractura los ensayos con probetas de tamaño reducido con entalla de ancho variable, o sea establecer una norma UNE/CEN equivalente a las norma ASTM-E 1304-89 y SAE-ARP 1704, ya que este tipo de ensayo va introduciéndose cada vez más en la industria. Como consecuencia de este informe del SC-7, el Presidente del CTN-7 encargó la traducción de estas normas para que posteriormente el SC-2 iniciase sus trabajos sobre ellas, siempre que la información sobre el estado de los trabajos de ISO así lo aconsejara.

La 4ª Reunión del SC-2 (04/92, fecha 16-10-92) tiene como causa fundamental la necesaria reestructuración del SC-2 como consecuencia del fallecimiento del presidente Sr. Fernández, fundador y principal impulsor del SC-2. En esta reunión se acuerda que el Secretario, Sr. Camilleri, de INITEC, asuma las funciones de coordinador del SC-2, además de las de secretario. En la reunión se concluyeron los trabajos de fijar los términos fundamentales de Mecánica de Fractura, disponiéndose así de la base necesaria para poder acometer el estudio y redacción de la norma UNE sobre terminología en este campo.

Continuaba sin conocerse el estado exacto de la relación ISO-CEN en cuanto a la antigua propuesta CEN-N 907.

## 5. RESUMEN E INVITACION

Esta breve exposición sobre la normalización que se lleva a cabo en España referente a la Mecánica de Fractura podría finalizar con dos conclusiones-resumen y una invitación:

Una conclusión es que el importante avance que supone disponer de normas UNE sobre Ensayos de Mecánica de Fractura es un proceso en marcha y se cuenta con una organización que se ocupa de ello. La otra es que la posibilidad de disponer de una normativa unificada en las distintas naciones es al mismo tiempo que una inestimable ayuda, por otra parte imprescindible, una servidumbre que impone ritmos, plazos y relaciones, pero que en ellos España puede influir, si se lo propone, en pie de igualdad con otros países.

Por todo ello, los miembros del Subcomité 2 "Mecánica de la Fractura" del CTN-7 de AENOR invitan a todas aquellas personas y entidades interesadas en el tema a que participen en las actividades del subcomité, bien incorporándose como miembros del mismo, bien haciéndole llegar cualquier tipo de propuesta o sugerencia, que siempre será bien recibida.