

# Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS

EN EL OCTAVO ENCUENTRO DEL

**GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

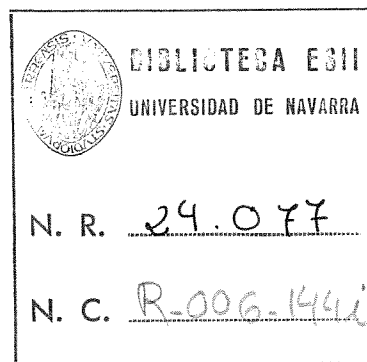
---

*Santillana del Mar (Cantabria)*

*13, 14 y 15 de Marzo de 1991*



**ANALES DE  
MECANICA DE LA FRACTURA**



**N.8, Año 1991**

Editado por la  
Secretaría del Grupo  
Español de Fractura

Depósito Legal: SS 458/86  
I.S.S.N. 02/3-3725

#### CONFERENCIAS INVITADAS

- THE ROLE OF THE STATISTICAL DISTRIBUTION OF THE  
MICROSTRUCTURAL PARAMETERS ON THE DAMAGE OF MATERIALS.  
D. François (Ecole Centrale Paris). I
  
- THE USE OF FRACTURE MECHANICS TO ASSESS THE SIGNIFICANCE  
OF DEFECTS IN STRUCTURES.  
S.J. Garwood (The Welding Institute). III



## INDICE

### EDITORIAL

#### 1. MATERIALES METALICOS

- Predicción del Factor Crítico de Intensidad de Tensiones para Fallo Frágil,  $K_{IC}$ , en Función de la Temperatura.  
*J. Gil Sevillano, A. Martín Meizoso y M. Fuentes Pérez.* 3
- Tenacidad de Aleaciones Pesadas obtenidas mediante Sinterizado en Fase Líquida.  
*K.M. Ostolaza Zamora, J. Gil Sevillano y M. Fuentes Pérez.* 9
- Microestructura y Propiedades Mecánicas de Aceros C-Mn-B directamente Templados desde la Temperatura de Forja.  
*F. Fernández Lopetegui, J.L. Romero Martín, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola Galarza.* 15
- Efectos de la Microestructura sobre el Comportamiento a la Fractura y Frente a la Corrosión de un Acero Inoxidable Austenoferrítico.  
*A.M. Irisarri y E. Erauzkin.* 21
- Estudio de la Tenacidad a la Fractura de Dos Chapas de Titanio de Pureza Comercial.  
*A.M. Irisarri, H. Huré, A. Rekondo y L.M. Plaza.* 27
- Fractura de Materiales Compuestos de Matriz de Mg Reforzados con SiC.  
*J. Ruiz, L. Caballero, J. Llorca y M. Elices.* 32
- Determinación de la Tenacidad de Fractura del Acero Inoxidable Superferrítico Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0,4Nb envejecido a 475°C.  
*J. Alcalá y M. Anglada.* 38
- Estudio Fractomecánico Comparativo de Fundición Nodular con Matriz Bainítica.  
*Y. Houbaert y J. Dilewijns.* 44
- Influencia del Endurecimiento por Deformación en Modelos de Crecimiento de Grietas por Fatiga.  
*A. Navarro.* 50
- Fisuración en Recubrimientos Multicapa sobre Aceros Estructurales realizados por Técnicas de Plasma.  
*L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J.J. González y J.A. Alvarez.* 58
- Efectos del Calcio, Fósforo y Azufre en la Corrosión Bajo Tensión de Aceros de Baja Aleación.  
*M.V. Biezma, J.J. González, F. Gutiérrez-Solana y J.M. Varona.* 64
- Factores de Influencia en la Tenacidad de Soldaduras en Elementos de Acero Inoxidable Austenítico.  
*I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana y A. Valiente.* 70
- Comportamiento en Fatiga de Uniones Soldadas y su Influencia en la Resistencia a Fatiga de Puentes Metálicos.  
*J.M. Varona, F. Gutiérrez-Solana, J.J. González, L. Sánchez y J.A. Alvarez.* 77
- Correlaciones COD-KCV en los Depósitos de Soldadura de Uniones a Tope con el Proceso SMAW de un Acero de Alto límite Elástico.  
*M.A. Román y E. Ayala.* 84

## 2. MATERIALES NO METALICOS

Parámetros de Fractura para Materiales Pétreos: Comparación de los Resultados obtenidos Aplicando distintos Procedimientos. <i>A. Fathy, J. Planas y M. Elices.</i>	88
Comportamiento Mecánico a Altas Temperaturas de Compuestos de Carburo de Silicio Nitrurado. <i>J.Y. Pastor, J. Planas y M. Elices.</i>	94
Influencia de las Condiciones Experimentales en la Medida de la Energía de Fractura con Vigas Entalladas. <i>G.V. Guinea, J. Planas y M. Elices.</i>	100
Influencia del Tamaño y de la Geometría en el Comportamiento en Fractura de Materiales Compuestos de Matriz Cerámica. <i>J. Llorca y M. Elices.</i>	106
Aplicación de la Mecánica de la Fractura para la Predicción de la Fisuración de Cementos Reforzados con Fibras de Vidrio. <i>M.L. Sánchez Paradela y V. Sánchez Gálvez.</i>	112
Evaluación de la Tenacidad a la Fractura y del Módulo Elástico de Hueso Cortical mediante Técnicas de Indentación. <i>M. Ontañón, F.J. Gil, A. Casinos, F. Guiu y J.A. Planell.</i>	118
Propagación de Grietas por Fatiga en Cementos Oseos Acrílicos. <i>M.M. Vila y J.A. Planell.</i>	124
Fractura de mezclas PS y SBS <sup>iónid</sup> <i>M.LL. MasPOCH, R. Díaz y A.B. Martínez. Benasat</i>	129

### 3. TECNICAS EXPERIMENTALES

Comportamiento a Fatiga del Acero A515 Grado 70 <i>A. Linaza Aberásturi, J.M. Rodríguez Ibabe y M. Fuentes Pérez.</i>	135
Fracture Toughness Study of ASTM A515 Grade 70 Steel. <i>C.M. Branco.</i>	141
Fragilización por Hidrógeno del Acero Austenítico Tipo 316L: Ensayos a Velocidad de Deformación Constante. <i>J. Toribio.</i>	149
Corrosión Fatiga en la Aleación de Aluminio 7017-T651. <i>J. Ruiz y M. Elices.</i>	155
Inestabilidad Plástica y Resistencia a Tracción de Barras Cilíndricas Entalladas. <i>A. Valiente.</i>	161
Caracterización del Proceso de Fractura de SMCs. <i>C. Rodríguez y F.J. Belzunce.</i>	167
Fatiga Oligocíclica del Acero Inoxidable Austeno-ferrítico AVESTA 2205: Influencia del Envejecimiento a 475°C. <i>L. Iturgoyen y M. Anglada.</i>	171
Análisis de la Fiabilidad de los Resultados de Tenacidad obtenidos a partir de un Pequeño Número de Probetas. <i>J. Fernández Sáez, J. Chao, J.M. Amo y J. Durán.</i>	177
Determinación de Tensiones Interlaminares en Materiales Anisótropos Laminados según Ensayo de Doble Grieta. <i>S. Baselga, A. Miravete y E. Larrodé.</i>	182
Generación Controlada de Grietas por Fatiga mediante Tracción Esviada. <i>J.A. Alvarez, J. Díez-Aja, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana, J.J. González y J.M. Varona.</i>	187
Distribución de la Vida a Fatiga en función del Espectro de Cargas y de la Longitud del Registro utilizado. <i>J. Domínguez y J. Zapatero.</i>	192

#### 4. ANALISIS NUMERICO

Métodos de Acotación del Factor de Intensidad de Tensiones. <i>F. Esteban Prosper, A. Martín Meizoso y J.M. Martínez Esnaola.</i>	200
Cargas Térmicas sobre una Grieta en Elasticidad Anisótropa. <i>J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero y M. Arana.</i>	203
Algunos Resultados del Round Robin sobre Simulación Numérica de una Probeta Entallada sometida a Tracción. <i>I. Garmendia y N. Anacabe.</i>	209
Aplicación del Método de los Elementos Finitos al Estudio de la Rotura a Torsión de Biomateriales. <i>C. Navarro, J.M. Martínez, C.K. Lau, J. Planas y M. Elices.</i>	213
Modelización de la Rotura por Ondas de Tensión en Materiales Metálicos Dúctiles. <i>R. Cortés.</i>	219
Evaluación de Parámetros de Modelos de Difusión de Hidrógeno. <i>M.A. Astiz.</i>	225
Aspectos Numéricos del Cálculo Fotoelástico de Factores de Intensidad de Tensiones mediante Desarrollos en Serie. <i>R. Picón, F. París y C. Rivas.</i>	231

## 5. APLICACIONES

Aplicación de la Mecánica de la Fractura a la Valoración de la Integridad de una Construcción Soldada. <i>M.A. Román, F. Santamaría y A.M. Irisarri.</i>	237
Análisis de Integridad de Carcasas de Bombas de Aceros Inoxidables Moldeados. Análisis de Fragilización por Envejecimiento Térmico. <i>Grupo de Integridad de Componentes.</i>	241
Aplicaciones de la Mecánica de Fractura en el Análisis de Integridad de Rotores con Discos Encastrados. <i>A. Martínez, C. Cueto-Felgueroso y J. Bros.</i>	247
Método para el Cálculo Probabilístico del Crecimiento de Grietas. <i>J. Gómez-Elvira Rodríguez.</i>	252
Una utilización de Criterios de Análisis Local para Determinación de la Iniciación de Fisuras de Fatiga en el Fondo de Entallas. <i>M.J.M. de Freitas, A.A. Castanhola Batista y A. Mor~ao Dias.</i>	258
Previsión de la Vida de Fatiga incluyendo el Comportamiento de Microfisuras. <i>J.D. Costa y C.M. Branco.</i>	264
Propagación de Fisuras en Juntas en T a Flexión. <i>J. Salgueiro Marqués, J. Martins Ferreira y C. Moura Branco.</i>	270

## THE ROLE OF THE STATISTICAL DISTRIBUTION OF THE MICROSTRUCTURAL PARAMETERS ON THE DAMAGE OF MATERIALS

D. François

Laboratoire de Mécanique, Sols, Structures et Matériaux. Ecole Centrale Paris, Grand Voie des Vignes, F-92295 Châtenay-Malabry, FRANCIA.

### ABSTRACT OF THE INVITED LECTURE

In composite materials the inclusions display statistical distributions of sizes, orientations, shapes and local volume fractions. Calculations, as well as experiments, show that their influence on the elastic properties are relatively weak. However they play a major role when considering the damage. In this contribution we wish to emphasize this point by three examples.

The first one concerns a syntactic foam, a material which is made of tiny hollow glass spheres embedded in an epoxy resin. The diameters of these microspheres vary between 20 and 200 micrometers whereas their wall thickness remains about constant and equal to 1 to 2 micrometers. The model of Hashin and Shtrikman, or a three phases model, allow to compute the elastic modulus and to check that the results match the experiments. Observations show that the first glass spheres to break are the larger ones. The computation indeed confirms that they sustain the larger stress. As the load on the composite is increased smaller and smaller microspheres are broken until the fracture can propagate in the epoxy resin. The decrease of the elastic moduli associated with the fracture of the microspheres enhances the stress concentrations, thus producing more fractures and this interaction leads to an instability. The size distribution of the microsphere appears as a major controlling factor and a good adjustment of this parameter could provide a material with improved damage tolerance.

The second example is an unidirectional glass fibers epoxy resin composite. When this material is loaded microcracks start in a few fibers and soon propagate in mode I. Observations and computations show that the critical points are the ones where the local volume fraction is higher. Misorientations play also a very important role as they induce a much higher loading in some fibers. They are unavoidable but a certain control could be beneficial. When the mode I cracks reach a certain size they stop and the fracture continues as a shear fracture along the glass fibers interfaces. Once again the local volume fraction controls this phenomenon. It can be shown that, at the tip of the mode I crack, the shear stress along the fibers interfaces increases faster than the normal stress on the crack plane as the crack propagates.

Lastly we consider an aluminium matrix graphite fibers composite. Once again the fluctuations of the local volume fraction of fibers do not have much influence on the elastic moduli. However cracks start at the interface between the fibers and the matrix and they propagate by shear instabilities where the local volume fraction is the higher. This can be explained by computations which at first give the critical macroscopic stresses to cancel the residual thermal stresses around the fibers, and then the intensity of the local plastic strain. The damage probability can be estimated as a function of the distribution of the local volume fraction of fibers. Some arrangements of the fibers yield a larger strain concentration at their tip than others. This kind of study can help in the design of a better material.



**THE USE OF FRACTURE MECHANICS TO ASSESS THE SIGNIFICANCE OF DEFECTS IN STRUCTURES**

**S.J. Garwood**

The Welding Institute. Abington. Cambridge CB1 6AL (U.K.)

Abstract.- The application of fitness for purpose concepts to assess the significance of defects has been common practice in the U.K. since BSI PD 6493 was introduced over ten years ago.

With the advance of fracture mechanics methods, the procedures used have been revised and extended. A revision of BSI PD 6493 is about to be issued which updates the approaches adopted and also incorporates the R6 concepts developed by the CEGB.

This lecture will highlight the need for fitness for purpose concepts and describe the three level fracture assessment procedure which has been incorporated into PD 6493. Finally some practical examples will be described.

**1. INTRODUCTION**

Various flaws which can arise from the manufacturing processes can be classed as follows:

PLANAR: Cracks, Lack of penetration, etc.

NON-PLANAR: Slag inclusions, Porosity.

GEOMETRIC: Misalignment, Angular distortion.

For every application there will be a limiting flaw size which, if present, will cause the material to fail under the service loading. Assessments of the significance of flaws are aimed at establishing what this limiting size is under a particular set of circumstances. They are usually based on fracture mechanics concepts, which relate the effect of the flaw to the stress level and material properties. An important property is the resistance to fracture, or toughness. The inter-relationship between toughness, stress and flaw size can be represented by a triangle, as in Fig.1. Knowledge of any two values enables the limiting value of the third to be calculated. In simple terms, if the critical value of flaw size is exceeded the material will fail. Failure may occur by one of several mechanisms. All modes of failure which could be influenced by a flaw need to be considered. BSI PD6493:1980 (Ref.1) identifies the following:

Fracture  
Fatigue  
Plastic collapse  
Leakage  
Corrosion/erosion  
Buckling  
Creep

Components containing significant fabrication defects which go undetected and enter service may experience premature in-service crack and/or suffer catastrophic failure. Fabrication defects may grow by mechanisms such as creep, fatigue, corrosion, stress corrosion, leading to eventual failure by a brittle or ductile fracture, plastic collapse, buckling or leakage.

One of the most common in-service cracking mechanisms in oil rigs, cranes, earth moving vehicles, etc which are subjected to cyclic stressing is fatigue. This failure mechanism is characterised by a smooth fracture face often with 'beach' marks caused by the amplitude of the cyclic loading change.

In unflawed material, there is a definite initiation period before any crack growth occurs, but in welded joints where inclusions and small imperfections are associated with the toes of welds, the initiation period is dominated by propagation of the crack and the fatigue life of welded components is therefore a function of the geometry of the joint (see Fig.2). If defects are present, these can reduce the life of the welded component



drastically. One of the most recent catastrophic failures due to fatigue was the offshore platform, the Alexander Keilland.

Fatigue crack propagation rates are a function of the stress intensity factor  $K$  as illustrated in Fig.3. In corrosive environments the rate of fatigue cracking can be accelerated dramatically.

Another major cause of catastrophic failure is brittle fracture. Although fatigue cracking is more common, the progressive nature of crack extension does at least allow for the possibility of detection by NDT during periodic inspections. In contrast, brittle fractures are sudden and the consequences can be totally disastrous. The increased use of welding and hence the likelihood of defects, for the fabrication of structures in the 1950s brought with it a number of spectacular failures such as broken ships and pressure vessels. Although improvements to materials and fabrication methods have now decreased the incidence of brittle failures, they do still occur. In brittle fracture, the material, typically ferritic steels, has relatively low resistance to cleavage fracture at the operating temperature (see Fig.4). The mechanism is characterised by chevron marks on the fracture faces pointing back to the origin of the failure.

In high temperature service, another common cracking mechanism is creep. This is a progressive intergranular cracking mechanism associated with a high service temperature. Steels, depending on their composition, have different temperatures above which creep cracking becomes a risk. In common with fatigue and stress corrosion however, fabrications entering service with defects can have a reduced life. The presence of such defects can provide the site for creep crack growth which may eventually lead to catastrophic failure by another mechanism.

Other sub-critical crack growth mechanisms include corrosion and various forms of hydrogen cracking. In many instances, the geometry of the fabrication and the presence of susceptible microstructures and/or welding residual stresses are sufficient to cause problems. However, if fabrication defects are present, then the incidence of cracking mechanisms can be increased dramatically during the service life of the vessel.

When extensive sub-critical crack growth occurs, the final failure may be ductile in nature. Although the micromechanism is ductile, the energy absorbed by the

fracture process can still be low (particularly in the presence of hydrogen or when in-service embrittlement has occurred e.g. temper embrittlement or neutron irradiation). In these circumstances the material behaves in an essentially brittle manner. In other cases, the defect is, or becomes, large enough to induce yielding on the remaining cross section and gross deformation or plastic collapse occurs. When multiple defects are present the localised linking of defects can occur with time. Although nominally more stable than brittle fracture, the consequences of a ductile failure can be equally catastrophic.

In this lecture the fracture assessment methods of PD6493 will be discussed in detail particular consideration being given to the variability of input data and its effect on the risk of failure.

## 2. THE CTOD DESIGN CURVE

Internationally BSI PD6493:1980 (1) is perhaps the most widely used defect assessment procedure. The fracture section of this document uses linear elastic fracture mechanics and the CTOD design curve approaches with inputs of a stress and fracture toughness to allow the assessment of the acceptability of a known defect or the prediction of acceptable defect sizes. Linear elastic treatments have a nominal safety factor of two on defect size. The CTOD design curve (2) is employed for elastic-plastic assessments in PD6493. Kamath (3) examined the factors of safety derived from a comparison of the minimum of three results from CTOD tests with the performance of a wide plate with a known flaw. It is important to note that the levels of safety quoted are representative only of the data handling treatment employed (i.e. the use of the minimum of three data points) and the relationships between bending and tension, the relatively uniform stress field in a wide plate test and the assumption of yield magnitude residual stresses for the as-welded tests. The factors of safety do not give guidance on the overall reliability of the assessment procedure.

## 3. REVISIONS TO PD6493

It is proposed that an update be made to the Fracture sections of PD6493 as discussed in Refs 4 and 5. This will take the form of a three level approach (see Fig.5) similar to that proposed by Anderson, Leggatt and Garwood (6) drawing on the recent advances in fracture analyses represented by the CEBG R6 Rev.3 document (7) and by recent publications by The Welding Institute

(4,8).

The CTOD design approach represents Level 1 in the proposed procedure and this level is seen as a basic screening approach. The general approach i.e. Level 2, is based on a collapse modified strip yield model (8), analogous to the CEGB R6 Rev.2 procedure (9). Level 3 of the approach will adopt a reference stress procedure (10) which is seen as a specialised approach for tearing analyses and for use with high work hardening materials.

Level 1 has an implied, but variable, safety factor. Level 2 is a nominally critical analysis but, assumes 'worst case' inputs to give an adequate level of safety. When considering a detected flaw, the parameters  $K_r$  or  $\sqrt{\delta_r}$  and  $S_r$  can be determined and the point plotted on a failure assessment diagram (FAD) (see Fig.6),  $K_r$  is the ratio of the applied stress intensity to the material toughness in terms of  $K$ ,  $\delta_r$  is the ratio of the applied CTOD to the material toughness in terms of CTOD, and  $S_r$  is the ratio of the applied stress to the collapse strength.

If the assessment point lies inside the envelope of the FAD, it is safe, if outside it is unsafe and should be repaired.

If the component is subjected to fatigue, its fatigue life must also be considered. In the fracture assessment, all flaws are considered to be planar (i.e. cracks) for conservatism. In the proposed revision to the fatigue assessment of PD6493 (11) planar and non-planar flaws are considered separately. Fracture mechanics is used to assess the life of planar flaws where crack growth rates are based on the Paris law (see Fig.3). i.e.  $da/dN=A(\Delta K)^m$ .

Knowledge of the flaw size to cause final failure allows the prediction of the initial flaw sizes by numerical integration.

This procedure can be very time consuming however and PD6493 also contains a simplified procedure based on the comparison of S-N curves which represent the actual and required fatigue strengths of the flawed weld. A grid of S-N curves is used, each curve representing a quality category derived using fracture mechanics. The weld and flaw geometry being considered defines the quality category and using the full applied stress range an assessment can be made to assess whether the detected defects will have an adequate fatigue life.

#### 4. SAFETY FACTOR TREATMENTS

In any assessment of the significance of weld imperfections or defects, it is important to recognise that there will be uncertainties in some of the data inputs, and there will be scatter in material properties. The traditional method of dealing with these uncertainties is to use upper bound estimates of those parameters affecting applied loading severity, and lower bound estimates of those parameters concerned with material resistance, with an additional global safety factor determined on the basis of judgement and experience. In the case of assessment of the significance of defects, this would imply that upper bound estimates are required for those data contributing to the calculation of applied stress intensity factor or applied crack tip opening displacements, and lower bound estimates for material fracture toughness.

For the Level 1 assessment procedure, this is indeed the case, and an additional overall safety factor is incorporated by the form of the assessment diagram as a box, with limits on  $K_r$  of 0.71 and  $S_r$  of 0.8. At Level 1 there will normally be additional in-built conservatism, from the treatment of stress gradient regions and residual stresses as uniform tension values equal to the peak magnitude. The inherent safety factor in the CTOD design procedure has been taken into account and made compatible with the alternative LEFM procedure by the assessment diagram box at Level 1. The Level 2 procedure is intended to give a reasonably close estimate of actual failure conditions and may be regarded as having no in-built safety factor in the fracture mechanics relationships. Thus at Level 2, if the assessment curve did in fact predict failure accurately, the input data parameters were known precisely, the assessment would result in predictions of critical flaw sizes. In this case it is up to the user to decide on the level of safety required, and it is most important that sensitivity studies are carried out to ensure that small changes in input data do not produce substantial changes in the safety assessment. It is therefore required for Level 2 assessments either that the user does determine upper bound estimates of applied load/stressing conditions and flaw sizes and lower bound estimates of fracture toughness, or that the user adopts the recommendations for partial coefficient treatments covered in an appendix to the procedure. The same situation applies to Level 3 treatments, where the form of the assessment diagram, and the fracture mechanics relationships underpinning this are intended to give the most accurate prediction possible of failure

conditions for specific materials. Thus again at Level 3, either upper bound estimates of applied severity conditions and lower bound estimates of toughness should be used, or the partial coefficient approach from the appendix should be used, in both cases with appropriate sensitivity studies.

A comparison of the ratio of predicted CTOD against actual CTOD calculated using the three levels of assessment for a surface notched wide plate is shown in Fig.7. This figure indicates that the safety factors for the Level 1 procedure reduce as the applied stress level increases. This trend is not very apparent in Kamath's validation data, however, since conservative plastic collapse analyses prevent the application of the Level 1 procedure at very high (>0.8) ratios of primary stress to flow stress. Figure 7 also indicates that the strip yield model (which forms Level 2 of proposed revision) has a much lower safety factor than Level 1 below a primary stress to flow stress ratio of 0.8. However, the Level 2 is not a critical analysis as illustrated in Fig.8, conservative results being predicted owing to other assumptions in the data treatment of the wide plate tests analysed.

At all three levels, the toughness estimate to be used must take account of the scatter inherent to this property. For Levels 1 and 2, the minimum of three test results can be used provided excessive scatter is not present in these three results. Guidance is given on this aspect. Where excessive scatter is shown, and/or more test results are available, guidance is given in the appendix on which value to be taken as representing toughness from a set of results. For example, for up to five tests the lowest value should be taken, from six to ten tests the second lowest should be taken, and from eleven to fifteen the third lowest results should be taken. These recommendations are based upon equivalent probability of occurrence from binomial theorem analysis (12). Where more than 15 results are available from the same sample source, it is recommended that they be analysed statistically assuming either a log normal or Weibull distribution, and the mean minus one standard deviation characteristic value should be used together with the appropriate partial coefficient.

The appendix on safety factors and number of tests gives details of an optional treatment for partial safety factors on stress, flaw size and toughness. Recommendations are given for partial coefficients for alternative failure consequences, described as moderate or severe. Moderate is interpreted as local failure which would

not cause complete structural collapse, and severe is interpreted as a risk of complete structural collapse or severe hazard. Reliability analyses were carried out using the fracture mechanics equations of the Level 2 assessment method, taking into account different variables and distributions of the input data, to obtain a target notional probability of failure linked to the failure consequences (13). The statistical distributions assumed for uncertainties in stress and flaw size estimates were normal distributions, and the statistically distribution assumed for toughness was log normal or Weibull. The type of reliability analysis carried out used the first order second moment method to estimate the reliability index, and hence the probability of failure. The adoption of a single overall safety factor on flaw size is inefficient, and the most consistent results are obtained by use of partial coefficients applied to each of the input data variables. The resulting recommendations are shown in the table.

## 5. IN CONCLUSION

The revised PD6493 brings together the latest research and experience from around the world, and from a range of different industries. In particular the document now brings together the principles adopted in the 1980 edition of PD6493, and those of the CEGB R6 method.

The revised fracture clauses will offer compatibility with existing PD6493:1980 treatments at the simple screening level, but will offer the opportunity of more accurate assessments removing some of the conservatism inherent to the PD6493:1980 treatment at the normal and advanced treatment levels. The assessment diagram approach forces the user to consider both fracture and plastic collapse, but retains the simplicity of using elastic methods for calculating crack driving force parameters, the effects of plasticity being taken into account in the assessment diagram itself.

## 6. REFERENCES

- [1] BSI PD6493:1980 'Guidance of some methods for the derivation of acceptance levels for defects in fusion welded joints'.
- [2] Harrison J.D., Dawes M.G., Archer G.L. and Kamath M.S.: 'The CTOD approach and its application to welded structures', ASTM STP668, 1979, pp.606-631.
- [3] Kamath M.S.: 'The CTOD design curve; An assessment of the validity using wide

plate tests', Int. J. of Pressure Vessels and Piping, Vol.9, 1981, pp. 79-105.

[4] Garwood S.J., Willoughby A.A., Leggatt R.H. and Jutla T.: 'Crack tip opening displacement (CTOD) methods for fracture mechanics assessments: Proposals for revisions to PD6493', in ASFM-6 -The Assessment of Cracked Components by Fracture Mechanics EGF publication 5, Mechanical Engineering Publications Ltd.

[5] Burdekin F.M., Garwood S.J. and Milne I.: 'The basis for the technical revisions to the fracture clauses of PD6493', Paper 37 International Conference on Weld Failures (WELDTECH 88), London, 21-24 November 1988.

[6] Anderson T.L., Leggatt R.H. and Garwood S.J.: 'The use of CTOD methods in fitness for purpose analysis' in 'The crack tip opening displacement in elastic plastic fracture mechanics' ed. K.H. Schwalbe, Publisher Springer-Verlag, Heidelberg 1986, pp. 281-313.

[7] Milne I., Ainsworth R.A., Dowling A.R. and Stewart A.T.: 'Assessment of the integrity of structures containing defects', CEBG Report R/H/R6 - Rev.3, May 1986.

[8] Garwood S.J.: 'A crack tip opening displacement (CTOD) method for the analysis of ductile materials', ASTM STP 945, to be published.

[9] Harrison R.P., Loosemore K., Milne I. and Dowling A.R.: 'Assessment of the integrity of structures containing defects', CEBG Report R/H/R6 - Rev.2, April 1980.

[10] Ainsworth R.A.: 'The assessment of defects in structures of strain hardening material', Eng. Fract. Mech., Vol.19, p.633, 1984.

[11] Maddox S.J.: 'Revisions of the fatigue clauses in BS PD6493', Paper 47, International Conference on Weld Failures (WELDTECH 88), London, 21-24 November 1988.

[12] Jutla T. and Garwood S.J.: 'Interpretation of fracture toughness data', Met. Con. 1987, Vol.19, No.5, 276R-281R.

[13] Plane C.A., Cowling M.J., Nwegbu V. and Burdekin F.M.: 'The determination of safety factors for defect assessment using reliability analysis methods'. Third IOS Symposium, Glasgow, September 1987.

TABLE 1. Partial safety factors for stress, flaw size (on mean/best estimate values) and toughness (on characteristic value) for fracture assessment (from Refs 5 and 13).

Data variable	Partial factors for failure consequences	
	Moderate	Severe
Stress (measured), (C.O.V. 5%) $\gamma_S$	1.1	1.4
Stress (measured), (C.O.V. 30%) $\gamma_S$	1.2	1.6
Flaw size (S.D. 1-5 mm) $\gamma_a$	1.0	1.2
Flaw size (S.D. 10 mm) $\gamma_a$	1.1	1.4
Toughness $K_{mat}$ (min 3) $\gamma_t$	1.0	1.2
Toughness $\delta_{mat}$ (min 3) $\gamma_t$	1.0	1.4

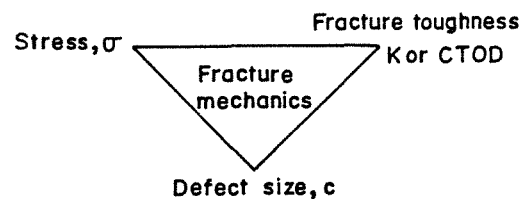


Fig.1. Relationship between the principal parameters for fracture mechanics analysis.

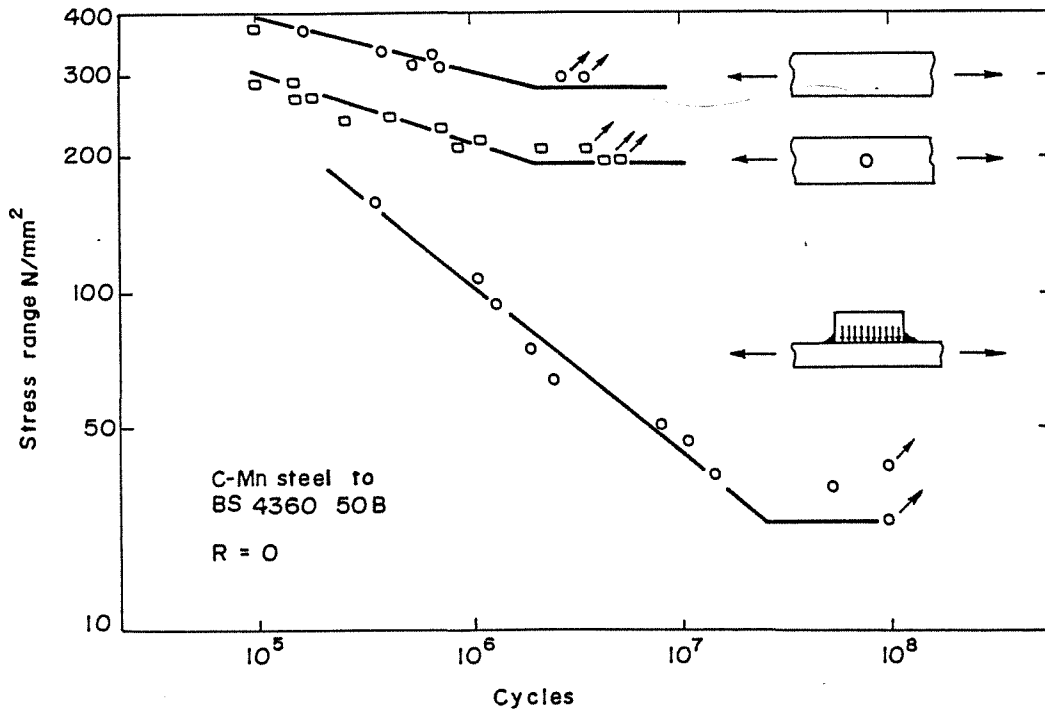


Fig.2. Comparison between the fatigue strengths of plain steel, notched plate and welded attachments.

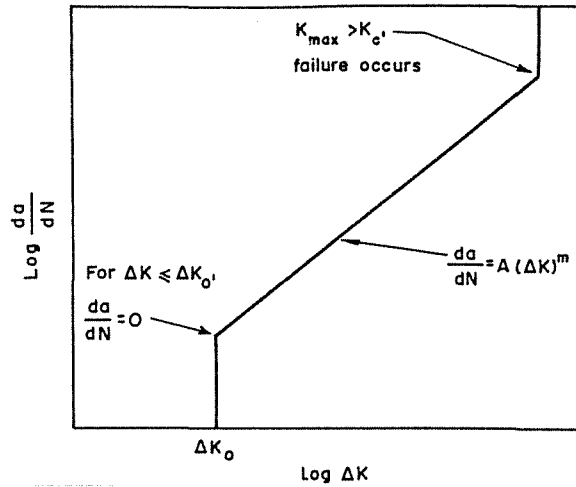


Fig.3. Assumed fatigue crack propagation relationship.

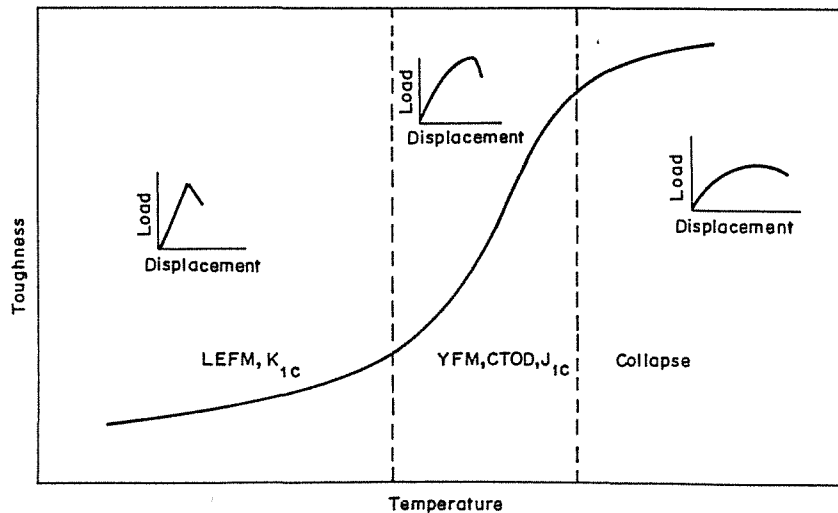


Fig.4. Schematic transition curve showing regions for application of LEFM, YFM and collapse.

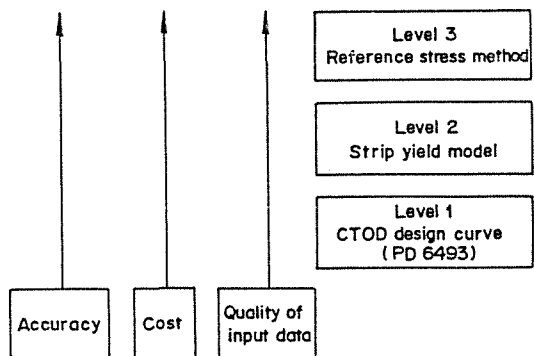


Fig.5. CTOD methods in fitness-for-purpose analyses.

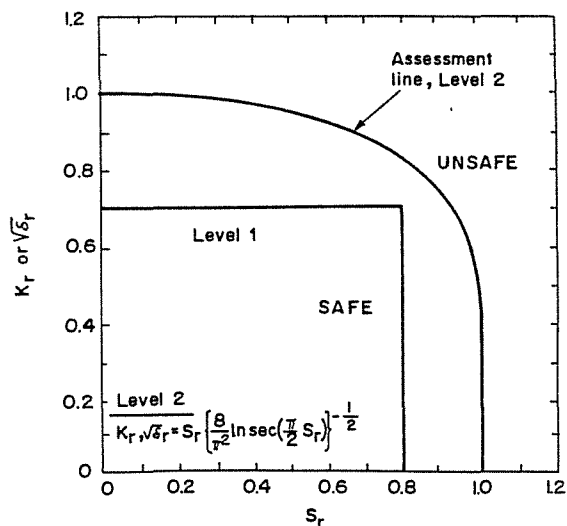


Fig.6. The failure assessment diagrams for Level 1 and Level 2.

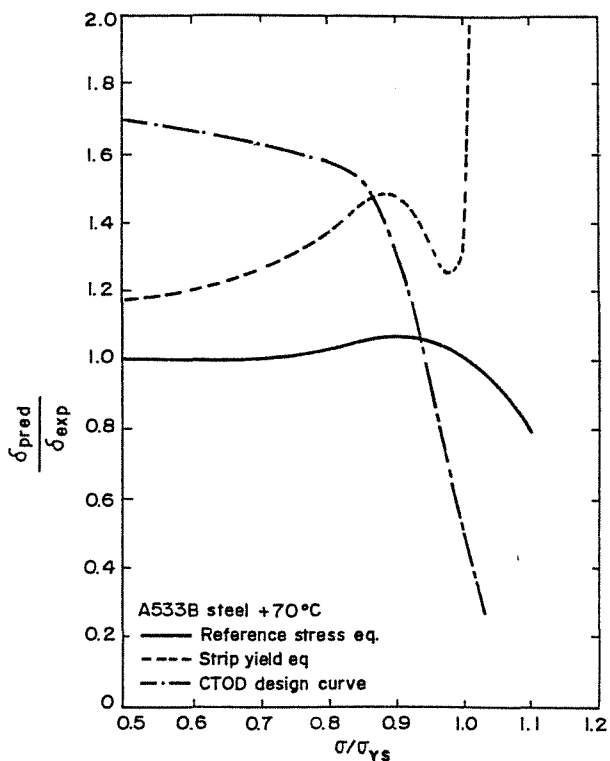


Fig.7. Safety factor on applied CTOD for the three assessment equations.

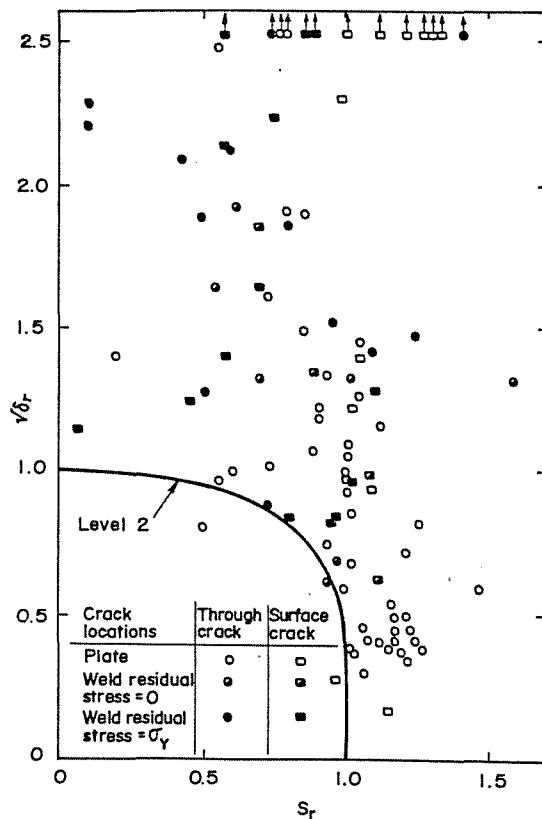


Fig.8. Comparison of wide plate tests with the Level 2 assessment line.



PREDICCIÓN DEL FACTOR CRÍTICO DE INTENSIDAD DE TENSIONES  
PARA FALLO FRÁGIL,  $K_{Ic}$ , EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA

J. Gil Sevillano, A. Martín Meizoso M. Fuentes Pérez

CEIT, P<sup>a</sup> Manuel de Lardizabal, 15,  
20009 San Sebastián

**RESUMEN**

Se aplica un modelo probabilístico microestructural de fallo frágil a probetas de tracción compactas de 20 mm de espesor de un acero SA-533B, del que se dispone de un considerable número de medidas de  $K_{Ic}$  para propagación frágil (clivaje) en el intervalo 77K - 300K, obtenidas con probetas compactas de 20 mm de sección neta.

El cálculo del campo de tensiones asociado al borde de la grieta se ha realizado a partir de las ecuaciones de Hutchinson - Rice - Rosengren (HRR) y un comportamiento del material tipo Ramberg - Osgood. Debe de considerarse al menos una cuña de elementos a  $\pm 90^\circ$  del plano de fractura para el correcto cálculo de la probabilidad de fallo. El empleo de una tensión efectiva (modos I y II) como criterio local de fallo por clivaje o de la tensión principal (modo I) resulta indiferente para el resultado final.

Se concluye que el modelo predice correctamente las tenacidades observadas y su dispersión hasta temperaturas de 200 K. Por encima de esta temperatura, no pueden considerarse atérmicos los parámetros locales de fractura.

**ABSTRACT**

A probabilistic "weakest link" type brittle fracture model has been developed accounting for microcrack nucleation from slip-induced cleavage of a particle or inclusion, propagation to the surrounding grain and subsequent propagation to neighbouring grains. The model is intended for making microstructure-based fracture analysis with a local approach. An application of the model to the prediction of the critical cleavage fracture stress and the temperature dependence of the critical stress intensity factor of a bainitic steel is presented.

It is concluded that the model correctly assess fracture behaviour up to temperatures of 200 K. Above this temperature, some dependence of the fracture local parameters with the temperature should be introduced.

**1. INTRODUCCION**

El origen de las fracturas frágiles de los metales policristalinos que fallan por descohesión (cleavage) se asocia en la mayoría de los casos al agrietamiento de alguna partícula no metálica o inclusión (un carburo en los aceros ferríticos) inducido por deslizamiento de dislocaciones. Cuando el tamaño de las partículas es inferior al tamaño de grano de la matriz metálica, el proceso de nucleación de una fractura macroscópica es consecuencia de la sucesión de tres procesos elementales -Fig. 1-: fractura por descohesión de una partícula inducida por el deslizamiento, transmisión de la microgrieta al grano inmediato a través de la intercara partícula/matriz y propagación de la microgrieta que tiene ahora el tamaño del grano a los granos vecinos a través de los límites de grano. Sobre la base de éste esquema, se ha desarrollado un modelo estadístico del tipo eslabón más débil ("weakest link") que tiene en consideración la presencia de dos

distribuciones de elementos estructurales: partículas aisladas y granos en la matriz, con dos obstáculos para la propagación de una fractura por descohesión: la intercara partícula/matriz y la intercara constituida por los límites de grano. Estos obstáculos se caracterizan por una capacidad de detención ("arrest") de grietas claramente superior a la resistencia a la propagación de la grieta sobre los planos de descohesión de las redes cristalinas de las dos fases. Se presenta una aplicación del modelo a la predicción de la tensión crítica de descohesión y al cálculo del factor crítico de intensidad de tensiones en función de la temperatura para un acero bainítico, SA533 B.

Un buen número de modelos estadísticos para la fractura frágil de policristales metálicos ya han sido publicados (sirvan de ejemplo las referencias 1-6). La mayor parte suponen el fallo macroscópico controlado



por la etapa de propagación (la ref. (6) es una excepción) y, en general, la tensión crítica de descohesión o la tenacidad del material a una temperatura dada se suponen controladas por la distribución de tamaños de un constituyente particular de la microestructura: la de tamaños de carburos o la de tamaños de grano, suponiendo que el resto de los constituyente juegan un papel indirecto o menor. En el modelo que presentamos, la nucleación se asocia a la distribución de partículas y de granos tomando ambas parte activa en las etapas iniciales de propagación, Fig. 2. Representa, por tanto, una generalización con respecto a la mayoría de los modelos publicados previamente.

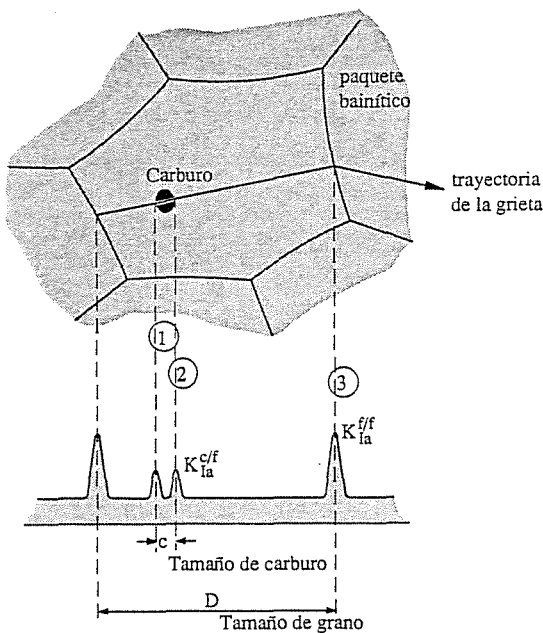


Fig. 1 -Etapas básicas en el modelo de fractura.

2. DESCRIPCION DEL MODELO.

La formulación básica del modelo se desarrolló en este mismo foro hace dos años (7). Una versión más actualizada se puede encontrar en (8). Nos limitaremos aquí a describir brevemente el modelo.

Bajo la hipótesis de eslabón más débil ("weakest link"), la zona activa del sólido o probeta cargada (su zona plástica) se divide en elementos de volumen,  $\delta V$ , y se acepta que la fractura de uno de ellos conduce a la fractura total del componente. Cada elemento de volumen se caracteriza por un estado tensional,  $\sigma_{ij}(K)$ , donde K representa el estado macroscópico de carga, y por su estado de deformación plástica  $\bar{\epsilon}(K)$ . Conocido el número de núcleos potenciales de fallo (de cada tipo) por unidad de volumen y sus probabilidades de fallo bajo las tensiones locales en la zona activa, la probabilidad de fallo de la pieza se obtiene integrando las probabilidades de fallo de los elementos de volumen sobre toda la zona activa del componente.

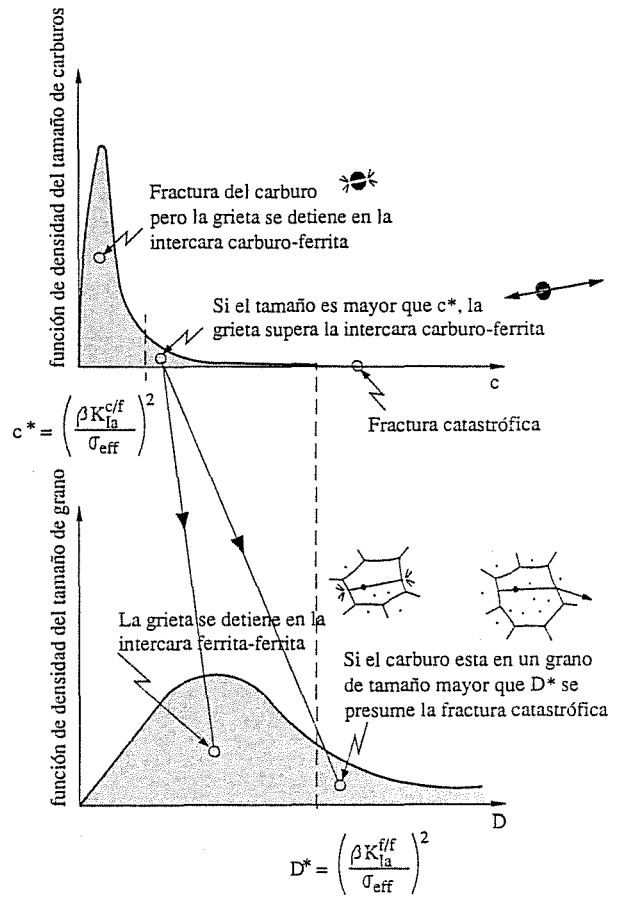


Fig. 2 -Papel de las distribuciones de carburos y tamaños de grano en el modelo de fractura

2.1. Nucleación de la microgrieta.

Con la excepción de los casos más frágiles (metales hexagonales y refractarios), la fractura por descohesión de los metales se produce como consecuencia del deslizamiento de dislocaciones en una partícula no metálica. En el caso de partículas pequeñas, el agrietamiento viene determinado no sólo por las tensiones aplicadas,  $\sigma_{ij}$ , sino también por las microtensiones asociadas a las heterogeneidades locales de la deformación. Por tanto, la probabilidad de fractura de una partícula dependerá de las tensiones aplicadas,  $\sigma_{ij}$ , de su tamaño, c, de su estado plástico y del tamaño del grano en el cual esté contenida, D.

La expresión de esta probabilidad, de hecho, se desconoce. En el caso de partículas finas, se ha supuesto que su fractura es principalmente consecuencia de su intersección con bandas de deslizamiento, lo que conlleva que la probabilidad de fallo de una partícula sea directamente proporcional a su tamaño. El modelo contempla la distribución de partículas en los límites de grano o en el interior de los mismos. En esta aplicación sobre un acero bainítico, las partículas se han supuesto aleatoriamente distribuidas en el interior de los granos.

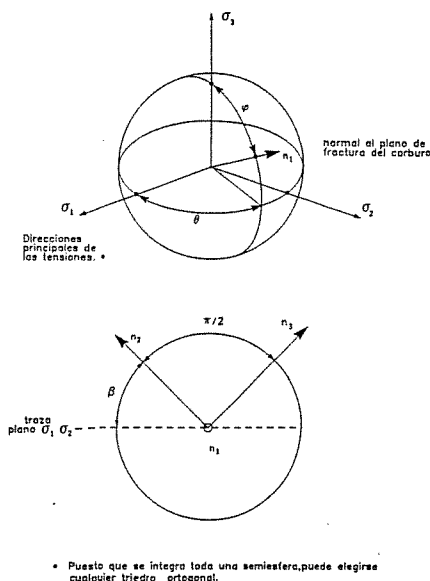


Fig. 3 - a) Orientación de las microgrietas circulares respecto al estado de tensiones; b) Id., considerando 3 planos de clivaje posibles, mutuamente perpendiculares.

2.2. Propagación de la microgrieta.

La propagación de la microgrieta desde la partícula a la matriz metálica o a través de los límites de grano se supone gobernada por el estado local de tensiones. Se ha supuesto una forma esférica para las partículas y los granos de modo que las microgrietas tienen forma de disco ("penny-shaped"). En general, el estado local de tensiones produce modos mixtos de carga sobre la microgrieta. Para su propagación, la microgrieta debe de superar un tamaño determinado por el estado local de tensiones, su orientación y la resistencia de la intercara (9) que haya de superar.

Para decidir este tamaño crítico de la microgrieta, se ha empleado un criterio de velocidad de energía de relajación, G, en condiciones de modos mixtos de carga para sólidos isotrópicos (10).

La orientación de la microgrieta se ha supuesto aleatoria, sin embargo, por simplicidad, la propagación se supone coplanar. La probabilidad de fallo de un elemento se obtiene, por tanto, integrando grietas cuyas normales se extiende sobre toda una semiesfera de orientaciones -Fig. 3-. El programa tiene una opción para trabajar considerando que, una vez roto el carburo, el grano tiene tres planos mutuamente ortogonales de fallo, los planos {1,1,0} de una estructura cúbica de cara centrada (considerar tres planos de fallo complica notablemente las integraciones y equivale, en la práctica, a triplicar el volumen).

Como resulta evidente, cuando el obstáculo que suponen los límites de grano (su capacidad de detención de las microgrietas) es menor que el obstáculo que representa la intercara partícula/matriz, únicamente juega papel la distribución del tamaño de partículas y no la distribución de tamaño de granos.

3. APLICACION AL ACERO SA533 B.

3.1 Aplicación a la predicción de la probabilidad de fallo en el ensayo de flexión de probetas entalladas tipo Griffiths y Owen.

El modelo estadístico de rotura frágil se ha aplicado a la predicción de la carga de fallo de probetas entalladas de flexión en cuatro puntos con la geometría y dimensiones propuestas por Griffiths y Owen (11). Se dispuso de los campos de tensiones y deformaciones elastoplásticas calculando para las probetas mediante el programa de elementos finitos ADINA (12-13). El programa utiliza una curva tensión-deformación elastoplástica ajustada a la medida experimentalmente para el material a 77 K y  $10^{-4} s^{-1}$ . Se disponía de ensayos experimentales válidos realizados con idénticas probetas a esa temperatura. Un ajuste de una función de Weibull de dos parámetros a esas cargas de rotura proporciona un módulo  $m = 8,1 \pm 1,5$  (i.c. del 95%).

En la Fig. 4 se muestran, en forma de diagrama de Weibull, las probabilidades de rotura calculadas con distintos valores de los parámetros de tenacidad local,  $K_{Ia}^{cf}$  y  $K_{Ia}^{ff}$  y de probabilidad de rotura de carburos,  $\alpha$  (el número indicado en la figura es  $\log \alpha$ ). Se supone propagación coplanar de carburos a granos o propagación con tres posibles planos {100} de clivaje (con idéntico  $K_{Ia}^{ff}$ ). En la misma figura se han superpuesto los valores experimentales disponibles.

Por inspección de las ecuaciones del modelo, puede deducirse que cambios de  $\alpha$  o del número de planos de clivaje (siempre que no se imponga penalización por kinking) son equivalentes a cambios de volumen o a aumentar la probabilidad por un factor para una carga dada; es decir, equivalen a desplazamientos verticales en el diagrama de Weibull, como se aprecia en la figura.

Las curvas de probabilidad teóricas no son estrictamente funciones de Weibull de dos parámetros,

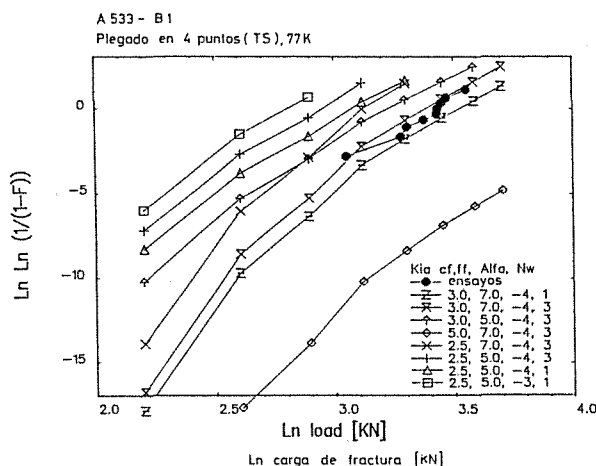


Fig. 4 - Probabilidad de rotura a 77 K de probetas de flexión entalladas tipo Griffiths y Owen calculadas con el modelo de rotura frágil (diagrama de Weibull). Símbolos llenos: resultados experimentales.

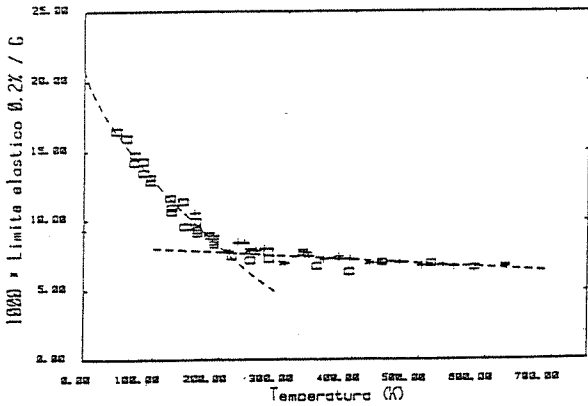


Fig. 5 - Variación con la temperatura del límite elástico al 0,2%. Valores experimentales propios (\*) y recopilados por Ritchie y col. (19), ensayos de tracción,  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

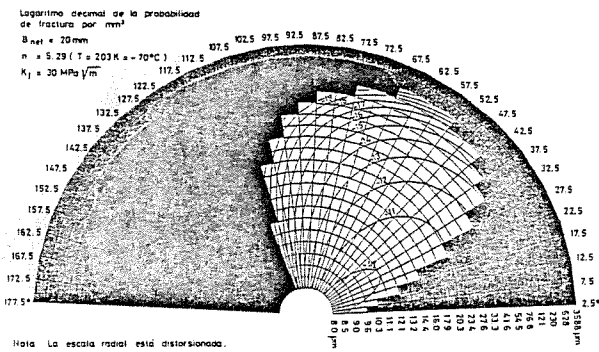


Fig. 6 - Isolinéas de probabilidad de fractura por unidad de volumen. En el caso de la grieta, este resultado es prácticamente insensible a la utilización de un criterio de rotura bajo tensión normal o un criterio con contribución de modos II y III. (Zona gris: elástica. Zona negra: plástica, pero sin contribución a la probabilidad de fallo.)

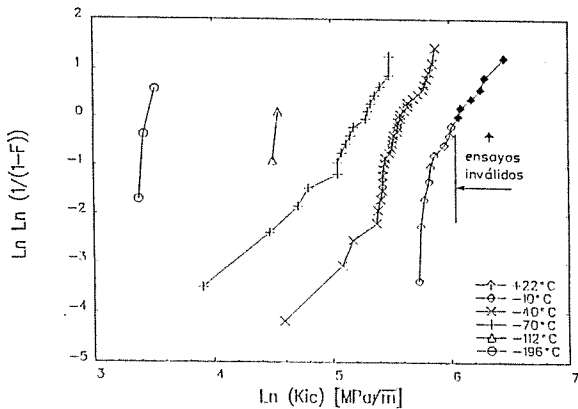


Fig. 7 - Resultados experimentales de tenacidad crítica para propagación frágil (clivaje). Diagrama de Weibull. Probetas CT de 20 mm de espesor neto (25 mm con entallas laterales en V).

pero pueden aproximarse bien por rectas en el rango de frecuencias acumuladas accesible a los ensayos (5 al 95%, por ejemplo). En ese margen, el modelo reproduce aceptablemente el módulo de Weibull experimental con valores "razonables" de los parámetros. Por ejemplo, para

$$\left. \begin{aligned} K_{Ia}^{cf} &= 3 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \\ K_{Ia}^{ff} &= 7 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \\ \log \alpha &= -4 \end{aligned} \right\} m \approx 7,8$$

y la posición de la curva es también correcta.

Con los valores  $K_{Ia}^{cf} = 2,5 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$  y  $5 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ , generalmente aceptados en la Bibliografía (14), el acuerdo de las predicciones con los resultados experimentales sólo se conseguirá con valores de  $\alpha$  que parecen inverosimilmente bajos ( $< 10^{-5}$ ).

### 3.2 Aplicación a la predicción de la tenacidad. Cálculo del factor crítico de intensidad de tensiones, $K_{Ic}$ , en función de la temperatura

De manera análoga, el modelo se ha aplicado a la predicción de probabilidades de fallo frágil de probetas preagrietadas cargadas en modo I, de 20 mm de espesor. Se dispone de un considerable número de medidas de  $K_{Ic}$  para propagación frágil en el intervalo 77K - 300 K, obtenidas con probetas compactas de 20 mm de sección neta.

El cálculo del campo de tensiones asociado al borde de la grieta se ha realizado a partir de las ecuaciones de Hutchinson-Rice-Rosengren (HRR), refs. (15) y (16), utilizando las tablas de Shih (17).

Los campos singulares HRR se derivaron suponiendo un comportamiento tipo Ramberg-Osgood (es decir, un comportamiento tipo Hollomon en lo que concierne al endurecimiento plástico).

En la Fig. 5 se ha representado el ajuste empleado para el límite elástico y, superpuestos los valores medios de medidas experimentales a varias temperaturas.

Para el cálculo de  $K_{Ic}$ , el entorno del borde de la grieta se discretiza en sectores angulares e intervalos de radio. Dentro de cada elemento, el estado de tensiones se supone uniforme y se calcula, de acuerdo con la solución de HRR ya citada, en los puntos indicados en la Figura 6. El radio de enroscamiento,  $\delta/2$ , calculado también según la ref. (17), determina el radio mínimo de la primera capa de elementos; esta primera capa se extiende radialmente hasta el límite - al frente de la grieta- de la llamada «zona de proceso» ( $1,9 \delta$ ).

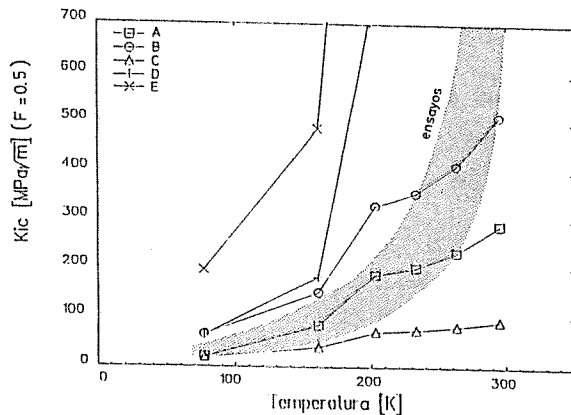
El tensor de tensiones dentro de esa primera capa se supone constante e igual al existente en el radio exterior límite de la «zona de proceso». Con ello se evita la singularidad de los campos HRR y se limita el crecimiento indefinido de los niveles de tensión al acercarse a la superficie de enroscamiento, que, según los cálculos de MEF, pasan por un máximo a distancias próximas a ese valor,  $1,9 \delta$ .

El resto de intervalos radiales se han escogido de modo que se obtenga, aproximadamente, un incremento constante de tensiones en las sucesivas capas de elementos (cada vez más gruesas y menos cargadas),

Calculando la probabilidad para diferentes valores del factor de intensidad de tensiones aplicado,  $K_I$ , a cada temperatura, se comprobó que el modelo predice exactamente funciones de probabilidad de Weibull (dos parámetros) con módulo  $m = 4$ , como corresponde a un modelo tipo «weakest link» (20).

En la Fig. 8 se representan algunos de los resultados obtenidos, a comparar con los experimentales (Fig. 7). Las mejores predicciones se consiguen con los mismos parámetros que daban resultado óptimo para la probabilidad de rotura de la probeta de flexión entallada (véase apartado anterior, Fig. 4). El parámetro  $\alpha$  produce únicamente una traslación de todas las curvas. Puede observarse que la separación de las curvas es correcta con valores «razonables» de  $K_{Ia}^{cf}$  y  $K_{Ia}^{ff}$  para  $T < 200$  K pero imposible de reproducir para  $T > 200$  K si esos valores (y el de  $\alpha$ ) se suponen invariantes con la temperatura. La zona  $T > 200$  K sólo podría reproducirse con valores  $K_{Ia}^{ff} > 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ó  $\alpha \leq 10^{-4}$ . Con los valores «comunmente aceptados» (14), las predicciones son totalmente inaceptables.

Las consideraciones anteriores son quizá más evidentes si se considera el valor de  $K_{Ic}$  correspondiente al 50% de probabilidad de rotura a cada temperatura (calculado) con respecto a la banda que limita la frecuencia de rotura experimental entre el 5 y el 95%



	$K_{Ia}^{cf}$ (MPa)	$K_{Ia}^{ff}$ (MPa)	$\log \alpha$	Nº planos de clivaje en la ferrita
A	3	7	-4	1, coplanar con la fractura de carburo
B	3	7	-5	Id.
C	2,5	5	-4	Id.
D	3	10	-4	Id.
E	5	7	-4	Id.

Fig. 8 - Dependencia de la tenacidad ( $K_{Ic}$ ) respecto a la temperatura. Tenacidad correspondiente a una probabilidad de fractura frágil del 50% y franja entre el 5% y 95% de los resultados experimentales (ajuste tipo Weibull).

(ajuste de Weibull), Fig. 8. Con los valores de parámetros locales seleccionados tras el análisis de la probeta de flexión, la predicción es razonable para  $T < 200$  K, pero para  $T > 200$  K la dependencia experimental de la tenacidad respecto de la temperatura es mucho más fuerte que la calculada si se mantienen invariantes los valores de los parámetros locales de fractura.

Obviamente, el codo de las curvas  $K_{Ic}$ -T teóricas corresponde al cambio de función  $\sigma_y = \sigma_y(T)$  al pasar de una zona en que la tensión de Peierls juega un fuerte papel a una zona,  $T > 200$  K, en que la tensión de fluencia plástica es casi atérmica. Esa transición tan brusca no es realista y con una mejor representación matemática de  $\sigma_y(T)$  el codo se suavizaría y se lograría alguna mejora, pero la discrepancia seguirá existiendo y no se remediará totalmente con ello. La subestimación de la dependencia de la tenacidad respecto de la temperatura era ya visible en algunos otros modelos teóricos más sencillos que el aquí presentado, concretamente los modelos RKR (19, 21, 22), explicándose cualitativamente por la contribución creciente de modos plásticos a la propagación «frágil» al ir aumentando la temperatura en la zona de transición. Así mismo, en el modelo estadístico unidimensional de Wallin y col. (23), sólo se logró un acuerdo con los resultados experimentales suponiendo una capacidad de detención de grietas de la intercara carburo / ferrita creciente con la temperatura. En el tratamiento estadístico bidimensional de Lin y col. (24, 25), la dependencia correcta de  $K_{Ic}$  respecto de la temperatura sólo se logra ajustando el modelo plástico a un rango de temperatura (en su caso, a la zona de transición), y suponiendo un modelo distinto para muy bajas temperaturas (un modelo de rotura nucleada sólo en la frontera elastoplástica, en la hipótesis de que la zona plástica, en ese caso, es pequeña respecto a los tamaños microestructurales). Finalmente, una discusión cualitativa sobre la dependencia de  $K_{Ia}^{ff}$  respecto de la temperatura puede consultarse en la ref. (26).

4. COMENTARIO Y CONCLUSIONES

El modelo micromecanístico desarrollado permite calcular coherentemente la tensión crítica de rotura (medida a 77 K) y su distribución estadística y, con los mismos parámetros locales de fractura, la tenacidad para rotura frágil (y su distribución estadística) en función de la temperatura. En este último caso, la sensibilidad a la temperatura que predice el modelo para  $T > 200$  K es inferior a la observada si se suponen invariantes los parámetros locales de fractura (lo cual equivale, con los modelos locales fenomenológicos -por ejemplo, el modelo Beremin (27, 28)- a suponer que la tensión crítica de clivaje es

independiente de la temperatura). La aplicación del modelo a este material puede considerarse como una investigación sobre el valor de esos parámetros locales, que en la zona de bajas temperaturas, parece ser del orden de  $3 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$  y  $7 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$  para, respectivamente, la capacidad de detención de microgrietas de la intercara carburo/ferrita y de las juntas de grano ferrita/ferrita. Estos valores son superiores a los comunmente supuestos en muchas investigaciones, con algunas excepciones\*. Parece oportuno realizar una revisión crítica sobre el valor de esos parámetros.

La nucleación de microgrietas por rotura de carburos se ha supuesto linealmente dependiente del tamaño de éstos y con una probabilidad de  $10^{-4}$  para su tamaño medio, que en el acero estudiado es aprox.  $0,1 \mu\text{m}$ . Para carburos de aprox.  $10 \mu\text{m}$ , la probabilidad de rotura sería  $10^{-2}$ , del orden de la usada por otros autores que estudian materiales con dispersiones groseras de carburos (24-26). Sin embargo, existe muy poco apoyo bien fundamentado, tanto teórico como experimental, para establecer una ecuación fiable de la nucleación de clivaje.

Finalmente, la invarianza con la temperatura de los parámetros locales de clivaje o, alternativamente, la de  $\sigma_p$ , no puede sostenerse. Cualitativamente, existen argumentos para apoyar que  $K_{Ia}^{ff}$  aumente con la temperatura y que la nucleación se vea simultáneamente dificultada. Para este último punto se cuenta también con evidencia experimental (29-31).

## 5. AGRADECIMIENTOS

El contenido de este artículo es consecuencia de un proyecto de investigación patrocinado por la CEE (D.G. XII, ECSC "Steel" programme, project no. 7210/KE/931).

## 6. REFERENCIAS

- (1) Curry, D.A. y Knott, J.F., *Metal Sci.*, 10 (1976) p. 1.
- (2) Beremin, F.M., *Metall. Trans. A*, 14A, p. 2277.
- (3) Wallin, K., Saario, T. y Torronen, K., *Metal Sci.*, 18 (1984) p. 13.
- (4) Strnadel, B., Mazancova, E. y Mazanek, K., *Proc. ECF 6*, vol III, p. 1775. H.C. Van Elst y E. Bakker, eds., EMAS (Reino Unido), (1986).
- (5) Lin, T., Evans, A.G. y Ritchie, R.O., *Metall. Trans. A*, 18A (1987) p. 641.
- (6) Godse, R. y Gurland, J., *Acta Metall.* 37 (1989) p. 541.
- (7) Garcia Arrizabalaga, R. y Gil Sevillano, J., *Anales de Mecanica de la Fractura VI* (1989) p. 208.
- (8) Martín Meizoso, A., Garcia Arrizabalaga, R. y Gil Sevillano, J., *ECF 8, Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures*, (1990) Vol. 1, p. 70.
- (9) Hahn, G.T., *Metall. Trans. A*, 15A (1984) p. 947.
- (10) Sih, G.C., "Handbook of Stress-Intensity Factors", *Inst. of Fracture and Solid Mechanics, Lehigh Univ. (Estados Unidos)*, (1973).
- (11) J.R. Griffiths y D.R. Owen, *J. Mech. Phys. Solids*, 19, 419 (1971)
- (12) J.M. Martínez Esnaola y R. Marcos, Dpto. de Mecánica Aplicada, E.S.I.I. (Universidad de Navarra), Informe Interno MAT-21-02, 1988.
- (13) J.M. Martínez Esnaola y R. Marcos, Dpto. de Mecánica Aplicada, E.S.I.I. (Universidad de Navarra), Informe Interno MAT-21-01, 1988.
- (14) G.T. Hahn, *Metall. Trans. A*, 15A, 947 (1984).
- (15) J.M. Hutchinson, *J. Mech. Phys. Solids*, 16, 13 (1968).
- (16) J.R. Rice y G.F. Rosengren, *J. Mech. Phys. Solids*, 16, 1 (1968).
- (17) C.F. Shih. «Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities», MRL E-147, Brown University, Providence, RI (USA), 1983.
- (18) H.J. Frost y M.F. Ashby, «Deformation Mechanisms Maps», Pergamon Press, Oxford, 1982.
- (19) R.O. Ritchie, V.L. Server y R.A. Wullaert, *Metall. Trans. A*, 10A, 1557 (1979).
- (20) S. Slatcher, *Fatigue Fract. eng. Mater. Struct.*, 2, 275 (1986)
- (21) R.O. Ritchie, J.F. Knott y J.R. Rice, *J. Mech. Phys. Solids*, 21, 395 (1973).
- (22) D.M. Parks, *J. E. Mater. Technol. (ASME series H)*, 28, 30 (1976).
- (23) K. Wallin, T. Saario y K. Törrönen, *Met. Sci.*, 18, 13 (1984).
- (24) T. Lin, A.G. Evans y R.O. Ritchie, *J. Mech. Phys. Solids*, 34, 477 (1986).
- (25) T. Lin, A.G. Evans y R.O. Ritchie, *J. Mech. Phys. Solids*, 34, 2205 (1986).
- (26) T. Lin, A.G. Evans y R.O. Ritchie, *J. Mech. Phys. Solids*, 18A, 641 (1987).
- (27) A. Pineau, *Proc. ICF 5*, p. 553, Pergamon Press, Oxford (1981).
- (28) F.M. Beremin, *Metall. Trans. A*, 14A, 2277 (1983).
- (29) C.J. McMahon y M. Cohen, *Acta Metall.*, 13, 591 (1965).
- (30) M. Cohen y M.R. Vukcevic, «Physics of Strength and Plasticity», p. 295, A.S. Argon, ed., the M.I.T. Press, Cambridge, MA (USA), 1969.
- (31) L.E. Kaechele y A.S. Tetelman, *Acta Metall.*, 17, 463 (1969).

(\*) Lin y col. (24-26) consiguen un buen ajuste de predicciones y resultados experimentales en un acero ferrítico con una distribución grosera de carburos con un valor de  $G_{IC}^{c/f}$  que equivale a  $3,2 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ .

## Tenacidad de Aleaciones Pesadas obtenidas mediante Sinterizado en Fase Líquida

K.M. Ostolaza Zamora, J. Gil Sevillano y M. Fuentes Pérez  
 CEIT, Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipuzcoa  
 Apdo. 1555, 20080, San Sebastián, (España)

## RESUMEN

Las Aleaciones Pesadas constituyen una familia de materiales caracterizados por sus altos contenidos en W (90%+97%) así como por desarrollar una microestructura típica de los composites de matriz metálica. Los elevados niveles de ductilidad alcanzados por esta familia de aleaciones difiere notablemente del comportamiento inherentemente frágil del Wolframio. Parámetros tales como la densidad, la resistencia y la tenacidad cobran una gran importancia en aquellas aplicaciones a las que se destinan este tipo de materiales. Existe, sin embargo, una carencia sorprendente de datos en la bibliografía que den cuenta del valor de la tenacidad. La aparente "simplicidad" microestructural de dichas aleaciones, por otra parte, las hace especialmente aptas para que se encare con mayores perspectivas de éxito un esfuerzo de racionalización de los mecanismos de deformación operantes a nivel microscópico en base a modelos ya existentes o al eventual diseño de algunos otros. El presente artículo centra su objetivo en la medida de tenacidades ( $K_{IC}$  y  $J_{IC}$ ) de una aleación tratando de evaluar el efecto asociado a la variación de parámetros microestructurales, tamaño de los granos de Wolframio y contigüidad de los mismos, entre otros, así como el efecto asociado a la previa deformación en frío. Los resultados se han discutido en base a observaciones fractográficas y han sido racionalizadas en términos de la nucleación preferente de grietas en las intercaras W-W y su enromamiento por la existencia de una fase matriz, tenaz, que rodea los granos globulares de Wolframio, lo que da lugar a la aparición de ligamentos dúctiles situados entre enclaves frágiles procedentes de la citada descohesión intergranular.

## ABSTRACT

"Heavy Metal" tungsten alloys, containing from 90 to 97 wt.% W constitute a particularly interesting family of brittle-ductile coarse two-phase composites which combine high density, high strength and relatively high ductility in spite of their high contents of tungsten. Valid toughness values are almost non-existent in the literature for this technologically important family of alloys. The scarcity of such data is surprising because in those applications where "Heavy Metal" alloys are used toughness requirements are of essential importance. This paper presents measurements of  $K_{IC}$  and  $J_{IC}$  values for a "Heavy Alloy" showing the effect of structural size and prior plastic strain. The results are discussed on the basis of fractographic observations and rationalized in terms of the bridging of the advancing crack tip by ductile ligaments of FCC phase surrounding the globular tungsten grains of the alloys. Such toughening mechanism is akin to that found in "Hard Metals" and Ceramic-Metal composites.

## INTRODUCCIÓN

Las Aleaciones Pesadas combinan un alto valor de densidad ( $\rho=17+18\text{gcm}^{-3}$ ) un alto valor de resistencia ( $\sigma_{\text{uts}}=900+1000\text{MPa}$ ) y una considerable ductilidad ( $\epsilon_f=20+30\%$ ) que les confiere la posibilidad de ser sometidas a deformaciones plásticas moderadas. Las propiedades indicadas hacen que dichas aleaciones sean especialmente atractivas en aplicaciones que requieran simultáneamente de una gran inercia y resistencia estructural.

La no utilización de la Mecánica de la Fractura, como lo demuestra la carencia de datos existentes en la bibliografía, ha dificultado la comprensión de los fenómenos involucrados en la deformación y rotura de los materiales estudiados. Esta dificultad se ha visto ahondada por el hecho de la existencia de un complejo efecto de los distintos subprocesos conducentes a la obtención de las Aleaciones Pesadas sobre el comportamiento mecánico desarrollado de las mismas. El presente trabajo ha requerido, por tanto, de un previo establecimiento de las condiciones de obtención de los Metales Pesados, aspecto este que se ha omitido.

Este trabajo, presenta valores de tenacidad correspondientes a una aleación W-Ni-Fe que una vez sinterizada y tratada térmicamente ha conducido al logro de diferentes microestructuras y niveles de ductilidad. Se ha medido además la disminución experimentada por la tenacidad por efecto de la aplicación de una deformación plástica en frío mediante un proceso industrial de martillado.

Los valores que se muestran a lo largo de este trabajo son interesantes en sí mismos, dada la carencia de datos existentes en la bibliografía. Esta importancia se ve subrayada por el hecho de que los mismos pudieran ser utilizados como valores de referencia en el desarrollo de nuevas Aleaciones Pesadas. El estudio de tenacidades se ha completado mediante un análisis fractográfico que ha permitido la estimación de los procesos locales de fractura que son, en último término, los responsables de las variaciones experimentadas por los valores de tenacidad alcanzados. Finalmente, el comportamiento a fractura de las Aleaciones Pesadas se ha justificado a la luz de investigaciones recientes de la tenacidad frágil-dúctil de materiales compuestos tales como los Metales Duros(WC-Co) o los Cermets

## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

### 2.1. MATERIALES

A lo largo del presente trabajo se ha utilizado una aleación cuya composición nominal en los distintos elementos que la componen es la que se indica a continuación : 95% W-3.5% Ni-1.5% Fe

Dicha aleación se obtuvo en el laboratorio del CEIT a partir de polvos elementales de W, Ni y Fe siguiéndose la ruta tradicional para la obtención de productos consolidados mediante Metalurgia de Polvos.

El sinterizado de los compactos se llevó a cabo en una atmósfera reductora de Hidrógeno seco sometiendo dichos productos, con posterioridad, a los convencionales tratamientos térmicos post-sinterizado, que constan de un mantenimiento en Argón a alta temperatura y un posterior temple en agua. La consecución de las diversas microestructuras se abordó mediante la variación del tiempo de sinterizado.

Las propiedades mecánicas se estimaron a través de la realización de ensayos de tracción a temperatura ambiente y velocidad de deformación  $\approx 0.0001\text{s}^{-1}$ . La Tabla I da cuenta de la relación existente entre las propiedades mecánicas y la microestructura. Así, mientras parámetros microestructurales afectan de modo limitado a la tensión de fluencia y la resistencia, su relevancia es determinante cuando se trata de evaluar la ductilidad. En efecto, mientras el material B-30 puede considerarse de bajo nivel de ductilidad, el B-120, con una microestructura más gruesa, menor contigüidad y ángulo dihedral, es óptimo considerando los niveles de ductilidad alcanzados. El material B-75, inicialmente dúctil (Tabla I), fue sometido a una previa deformación en frío  $\epsilon_f \approx 0.14$  dando lugar al material que a lo largo del presente trabajo se denominará B-75\*. Si bien el límite elástico de éste sufrió un incremento considerable como consecuencia del endurecimiento por deformación, la ductilidad residual desarrollada por el material deformado fue sorprendentemente elevada ( $\epsilon_f = 0.20$ ). El nivel de deformación infligido garantiza un nivel de dureza y de tenacidad residual adecuados, dada la densidad de la aleación estudiada, para el desarrollo de penetradores de energía cinética.

### 2.2 TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La medición de la tenacidad a la fractura de las Aleaciones Pesadas se encaró mediante la adopción de la técnica de la integral J. Para ello se utilizaron probetas de flexión en tres puntos de  $B=6.45\text{mm}$  y  $B=4.54\text{mm}$  de espesor para el material en estado bruto de sinterizado y tratamiento térmico (B-120 y B-30) y para el material deformado mediante martillado (B-75\*) respectivamente. La geometría de las probetas fue establecida en conformidad con la norma ASTM E813-88<sup>1/</sup> incluyéndose en el diseño una entalla lateral para el guiado de la grieta siendo la extensión ocupada por la misma de aproximadamente el 20% de la sección nominal.

El preagrietamiento por fatiga se realizó utilizando valores progresivamente decrecientes de la amplitud de los ciclos de carga a medida que acontecía la propagación de la grieta. La longitud de la grieta se calculó a partir del registro Carga-Apertura al frente de la grieta, previa interrupción del proceso de fatiga, en base a la función de flexibilidad propuesta por la norma E813-88.

Las observaciones realizadas a lo largo de esta investigación evidenciaron la existencia de un elevado valor umbral del factor de intensidad de tensiones que pudiera situarse aproximadamente en el intervalo  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{IC} \leq 25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . La determinación exacta de dicho valor ha escapado de los objetivos marcados por este trabajo pero coincide cualitativamente con observaciones reportadas por otros autores<sup>2/</sup>.

El comportamiento desarrollado por estos materiales compuestos base Wolframio es inusual como lo demuestra lo elevado del valor del exponente m de la ecuación de Paris para el estadio II de propagación de la grieta.

En efecto, algunos autores han propuesto para el mismo exponente un valor extraordinariamente elevado  $m=12^{2/}$ . A lo largo del presente trabajo, se han medido  $m=13$  en el seno del material más dúctil (B-120) e incluso valores superiores para los materiales más frágiles, B-75\* y B-30. Lo elevado de dicho exponente se justifica por la importancia de la contribución de modos estáticos de fractura durante la propagación por fatiga: descohesión W-Matriz, fractura intergranular de los granos de Wolframio contiguos y eventual aparición de exfoliación transgranular de los mismos.

Lo elevado del exponente m y del factor de intensidad de tensiones umbral son las causas que indujeron a que la propagación se realizara en condiciones de  $\Delta P$  (amplitud de los ciclos de carga) constante conducente a un valor de  $\Delta K=25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  en el inicio de cada uno de los escalones de propagación  $\delta(a/w)=0.025$  (fig.1). Esta secuencialización de la propagación se juzgó de vital importancia para que el valor de  $\Delta K$  no experimentara variaciones excesivas en las inmediaciones del valor considerado como óptimo para el seguimiento y control de la longitud de la grieta. En efecto, un aumento considerable de  $\Delta K$  como consecuencia de que la propagación se realizara en condiciones de  $\Delta P$  constante en cada uno de los intervalos de propagación pudiera tener consecuencias catastróficas por lo elevado del exponente m y harían prácticamente imposible el control de la longitud de la grieta.

La fatiga se llevó a cabo en condiciones tales que  $R=P_{\text{min}}/P_{\text{max}}=0.1$  de acuerdo con las recomendaciones realizadas por la norma.

El valor máximo del factor de intensidad de tensiones cíclico viene limitado por la norma en orden a eliminar cualquier efecto que se pudiera derivar de la formación de una bola plástica de origen cíclico y de su eventual efecto sobre la propagación en condiciones estáticas. Estas condiciones se cumplieron en todos los casos.

El método utilizado para la medición de la tenacidad de inicio de propagación de la grieta fue el método de probeta única que requiere de la propagación, en condiciones estáticas de la grieta en sucesivos escalones de propagación. Para ello se procedió a la periódica descarga parcial lo que permitió la estimación, en base a las funciones de flexibilidad y del registro carga-apertura en el frente de la grieta, de la longitud de la misma en cada uno de los ciclos.

Todos los requerimientos para la determinación de las curvas  $R(J-\Delta a)$  se cumplieron satisfactoriamente para el material B-120. No ocurrió lo mismo con los materiales B-75\* y B-30 que desarrollaron un comportamiento macroscópicamente frágil. En efecto, dificultades asociadas a lo elevado del valor umbral del factor de intensidad de tensiones  $\Delta K_{th}$  de B-30, así como lo limitado de la ductilidad desarrollada por B-75\* impidieron la determinación de los valores de  $J_{IC}$  de estos dos materiales. No obstante se pudieron obtener datos válidos de  $K_{IC}$  para este último.

La proximidad del valor umbral del factor de intensidad de tensiones con respecto al máximo permitido para  $\Delta K$  se manifestó en la súbita transición desde la inmovilidad total de la grieta a la propagación catastrófica, haciendo imposible el control de la longitud de la grieta en la aleación B-30. Esto condujo a la realización de ensayos conducentes a la obtención de tenacidades según los métodos propuestos para materiales frágiles, que no requieren de la previa generación de la grieta. Se optó por la medida de  $K_{IC}$  a partir de probetas cilíndricas cortas de diámetro  $B=\phi=12\text{mm}$  con entallas en V tipo Chevron<sup>3/</sup>. La realización de ensayos tuvo lugar a temperatura ambiente y velocidad de

desplazamiento de la herramienta constante e igual a 0.05mm s<sup>-1</sup>. Se realizaron periódicos ciclos de descarga parcial obteniéndose un registro apertura de los labios en la línea de carga frente a carga.

3.- RESULTADOS

3.1.- TENACIDAD

3.1.1.- MATERIAL DE ALTA DUCTILIDAD: B-120

El material B-120 desarrolló un comportamiento macroscópicamente elastoplástico con un estadio en el que tuvo lugar el crecimiento estable de la grieta. Este comportamiento se manifestó en las curvas (J-Δa) obtenidas para estas aleaciones (fig. 2). La variabilidad observada se debe a dispersiones en el comportamiento mecánico de las Aleaciones Pesadas obtenidas en idénticas condiciones nominales.

Los valores de tenacidad de inicio de propagación estable, J<sub>q</sub>, obtenidos se muestran en la Tabla II. La tenacidad de inicio real (o físico) de propagación se encuentra sobreestimada por los resultados obtenidos en base a la norma. Para el cálculo de los valores de K<sub>q</sub> a partir de los de J<sub>q</sub> se utilizó la expresión válida para el caso de un estado plano de deformaciones :

$$K_q = \sqrt{\frac{2 E J_q}{(1-\nu^2)}} \quad (1)$$

3.1.3. MATERIAL DE BAJA DUCTILIDAD, B-30.

El crecimiento controlado de la grieta por fatiga en el seno de esta aleación fue imposible, al menos bajo las condiciones experimentales elegidas. En efecto, todos los intentos realizados condujeron a la propagación catastrófica de la grieta una vez nucleada o bien ésta no llegó a nuclearse como consecuencia de la cercanía de la amplitud del factor de intensidad de tensiones cíclico con respecto al valor umbral. Esta observación apunta hacia el hecho de que el factor de intensidad de tensiones crítico se encuentre cercano al del factor umbral o bien el exponente m sea incluso mayor al propuesto (m=13). También es posible el que ambas cosas ocurran simultáneamente. En todo caso, este valor podría considerarse como un límite inferior del valor real de tenacidad de inicio de propagación.

$$K_{IC} > K_{IC}^* = \Delta K_{th} = 25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Los ensayos realizados sobre probetas cilíndricas cortas tipo Barker con entalla en  $\sqrt{3}$  pusieron de manifiesto considerables niveles de plasticidad superando los límites para el cálculo de las correcciones propuestas para esta eventualidad. Este hecho confiere a los datos obtenidos la naturaleza de sobreestimaciones.

$$K_{IC} < K_{IC}^{**} = 152 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Por tanto, para este material el valor del factor de intensidad de tensiones crítico debiera situarse en el intervalo acotado por dichas dos estimaciones; es decir, K<sub>IC</sub><sup>\*</sup> y K<sub>IC</sub><sup>\*\*</sup>.

$$25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{IC} \leq 152 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

3.1.3. MATERIAL DEFORMADO, B-75\*

Tras el preagrietamiento por fatiga, las probetas fueron sometidas a una rampa de carga lo que dió sistemáticamente lugar a una propagación inestable de la grieta. Todas las probetas se comportaron de modo frágil sin pasar los límites de no-linealidad impuestos por la norma ASTM E399 para la medida de K<sub>IC</sub>. Los valores de tenacidad de este material son de aproximadamente 42 MPa√m (Tabla II).

3.2 FRACTOGRAFÍA

Las aleación B-120 puso de manifiesto una muy baja proporción de descohesión interfacial juntamente con una alta proporción de exfoliaciones de los granos de Wolframio, fig. 3. La disminución experimentada por la aparición de descohesiones entre granos de Wolframio contiguos se debe a la disminución experimentada por la contigüidad (Tabla I).

La aleación B-30, fig. 4, puso de manifiesto una fractura en la que la descohesión Matriz-Wolframio y la fractura intergranular Wolframio-Wolframio predominaron. Solamente se observaron pequeños enclaves, fig. 5, en los que aconteció la ruptura dúctil de los ligamentos de fase dúctil situados sobre los contornos mayoritariamente limpios de matriz de los granos esféricos de Wolframio.

El material B-75\* mostró mayor descohesión interfacial W-M que el material no sujeto a deformación. Sin embargo, la adherencia fue sensiblemente mejor a la observada para la aleación B-30.

4.- DISCUSIÓN

En trabajos previos<sup>/5/</sup> se ha establecido la influencia esencial de la ductilidad sobre la tenacidad. La transición que, a partir de comportamientos macroscópicamente frágiles, da paso a una propagación estable de la grieta se estima que ocurre para un valor aproximado de ε<sub>f</sub> = 0.20. Este nivel de ductilidad es también importante ya que garantiza el que se puedan llevar a cabo con perspectivas de éxito procesos de conformado. La relación propuesta por K. S. Churn<sup>/6/</sup> que relaciona la ductilidad limitada por la microestructura con la contigüidad hace prevalecer la importancia de este parámetro a la hora de la consecución de un valor dado de tenacidad como lo muestra la fig. 6.

Los valores de tenacidad que se presentan en este trabajo se caracterizan por su menor dispersión así como por la adecuación del método utilizado situándose por encima de las tenacidades reportadas<sup>/5/</sup> en el caso del material de alta ductilidad B-120. Los valores de tenacidad para los materiales menos dúctiles, B-30 y B-75\*, son comparables a los reportados por otros autores.

Cabe resaltar el hecho de que los valores de tenacidad presentados en la Tabla II sean, para el material de alta ductilidad, los únicos existentes para esta familia de aleaciones obtenidos mediante el método de la integral J cumpliendo los severos requerimientos de la norma. Por otra parte, aunque existe una referencia<sup>/7/</sup> que da cuenta de niveles de tenacidad superiores a los presentados en este trabajo, la dispersión de valores observada juntamente con la invalidez de los ensayos realizados, confieren a los datos que se presentan el carácter de máximo de tenacidad reportado para las aleaciones pesadas en estado de sinterizado y tratamiento térmico. Los valores de tenacidad obtenidos para el material deformado, por otra parte, se encuentran cercanos a los publicados para materiales que han sufrido procesos similares (no estándar) siendo el modo en el que ha acontecido la deformación plástica una fuente, entre otras, de las diferencias observadas.

La fractografía de las Aleaciones Pesadas presenta similitudes con la de los Metales Duros (WC-Co), Cermets o cualquier otro material compuesto que consta de una matriz metálica dúctil y un constituyente "disperso" frágil. La energía requerida para que acontezca la fractura o resistencia a la fractura G<sub>IC</sub> es la suma de aquéllas que dan cuenta de la energía disipada por cada una de las 4 modalidades de fractura antes mencionadas de acuerdo a la importancia relativa de cada una de ellas. La energía específica disipada a lo largo de las áreas en las que acontece la fractura dúctil ha sido objeto de estudio e incluso se han propuesto modelos que permiten su estimación para el caso de distintas geometrías. Todos los modelos ideados hacen intervenir una cierta resistencia a la plasticidad de la fase dúctil que afecta como factor a una



longitud la cual da idea del tamaño de los ligamentos dúctiles. Una grosera estimación podría realizarse en base a modelos propuestos para los Metales Duros. Así, de acuerdo con Stüwe<sup>8/</sup>,

$$(GIC)_d = f_s \bar{\sigma}^* t_0 / 2$$

donde  $f_s$  representa la fracción del área proyectada cubierta por modos de fractura dúctiles,  $\bar{\sigma}^*$  la resistencia efectiva de los ligamentos que se encuentran en régimen plástico y  $t_0$  el espesor de las unidades dúctiles. El valor de la resistencia efectiva se ha evaluado para curvas de endurecimiento tipo Hollomon y Voce. Algunos autores han propuesto la introducción de un factor,  $c$ , que da cuenta de las restricciones a las que se encuentra sometida la deformación de la matriz. El valor de dicho factor puede llegar a ser muy elevado (desde 1.5 hasta 6.5), dependiendo del grado de cohesión existente entre la matriz blanda, dúctil, y el constituyente disperso, duro y frágil.

Para la aleación que presenta menor ductilidad, B-30, la descohesión interfacial es la que predomina cumpliéndose la relación microestructural siguiente<sup>15/</sup>:

$$t_0 = D_w^* (1 - f_w)$$

donde  $t_0$  es el espesor de fase matriz entre granos contiguos y  $f_w$  es la fracción volumétrica de Wolframio, siendo  $D_w^*$  el diámetro medio en tres dimensiones.

Para los ligamentos dúctiles que fallan por ruptura se puede establecer una relación del tipo:

$$\bar{\sigma}^* = \frac{1.5 \sigma_0}{(1+n)}$$

que permite el cálculo de la tensión equivalente para la que acontece la rotura en base a parámetros del ajuste de la curva ( $\sigma, \epsilon$ ) experimental a un comportamiento tipo Hollomon. Entonces, particularizando para los datos de la matriz<sup>14/</sup> y los datos microestructurales (Tabla I),

$$[(K_{IC})_d]_{B-30} = 10 \sqrt{c} \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$$

que representa una importante contribución de la tenacidad total del material compuesto (25.5 MPa $\sqrt{\text{m}}$  suponiendo el valor de  $c$  correspondiente a una elevada descohesión de la fase dúctil).

Para la aleación que presenta una elevada ductilidad, B-120, que muestra una elevada resistencia interfacial<sup>15/</sup>,

$$t_0 = D_w^* / f_w$$

En este caso, la fuertemente cohesionada matriz situada entre granos contiguos de Wolframio padecerá preferentemente los requerimientos de deformación plástica, lo que posibilitará la eventual consecución de elevados niveles de deformación. Parece razonable, por tanto, el que la fractura acontezca cuando la matriz haya alcanzado su tensión de saturación<sup>14/</sup>.

$$\bar{\sigma}^* = \sigma_s$$

Para  $f_s = 1$  y teniendo en cuenta los anteriormente citados datos microestructurales resulta:

$$[(K_{IC})_d]_{B-120} = 151 \sqrt{c} \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$$

Considerando los valores del factor  $c$ , estimado o calculado, que dan cuenta de la restricción a la que se ve sometida la deformación de la fase dúctil, la componente de la tenacidad llega a valer 185 MPa $\sqrt{\text{m}}$  tomando para  $c$  el valor de 1.5 (máxima restricción de la deformación de la matriz). La coincidencia entre los datos experimentales que se presentan a lo largo de este trabajo (~200 MPa $\sqrt{\text{m}}$ ) y las estimaciones realizadas en base al modelo utilizado es evidente. Hay que tener en cuenta, sin embargo, el hecho de que dicho modelo da solamente cuenta de la componente plástica sin que haya sido considerada la elástica.

Las variaciones experimentadas por las estimaciones de  $\bar{\sigma}^*$  en los dos casos considerados (1035 MPa, 1750 MPa) así como las experimentadas por la importancia relativa de la modalidad de fractura dúctil  $f_s$  de la matriz, medida a partir del análisis de las superficies de fractura proyectadas (63%, 76%), juntamente con las estimaciones de la deformación experimentada por la fase matriz en ambos casos (3.7%, 22.5%), no parecen ser suficientes como para justificar el aumento de tenacidad en un factor cercano a 8. Todo ello apunta hacia el hecho de que sea el tamaño de los enclaves dúctiles,  $t_0$ , el que controla la tenacidad de estas aleaciones. El parámetro  $t_0$  se encuentra relacionado con la contigüidad  $C_w$ , al menos para altos contenidos del constituyente "disperso", de tal modo que una disminución de esta última provocará al mismo tiempo un aumento de aquél.

La distribución de las distintas modalidades de fractura en el seno de las Aleaciones Pesadas está íntimamente ligada a la ductilidad<sup>15/</sup> y tenacidad de las mismas. En efecto, la propagación en condiciones estáticas de una grieta da lugar a la simultánea aparición de fractura intergranular del Wolframio, descohesión interfacial Matriz-Wolframio, exfoliación de los granos de Wolframio y fractura dúctil de la Matriz. La velocidad crítica de disipación de energía es mínima para el caso en el que acontezca la descohesión intergranular mientras que es máxima para el caso en el que acontece la fractura dúctil de la matriz. La aparición de exfoliación de los granos de Wolframio requiere, como condición imprescindible, una adecuada capacidad de transmisión de esfuerzos desde la matriz que rodea a los granos de Wolframio a los granos mismos, lo cual acontece única y exclusivamente cuando la naturaleza de la interfase así lo permite. Paradójicamente, un adecuado nivel de cohesión entre ambas fases se manifiesta en un comportamiento macroscópicamente dúctil en el que la importancia relativa de modalidades de fractura inherentemente frágiles y, específicamente, la exfoliación de los granos de Wolframio, se ve considerablemente acrecentada.

La eliminación de juntas de grano W-W y la aparición de una película delgada de fase matriz (disminución de la contigüidad) comporta la considerable mejora del comportamiento desarrollado por las Aleaciones Pesadas. El aumento del tamaño de los cuellos de fase matriz existentes entre partículas de Wolframio contiguas conlleva el incremento de volumen de los enclaves potencialmente dúctiles y supone un considerable aumento de los requerimientos energéticos para su rotura y, consiguientemente, de la tenacidad.

La tenacidad del material sometido a una previa deformación plástica merece alguna consideración a la luz de las observaciones realizadas acerca de su fractografía. En efecto, el estudio fractográfico ha evidenciado un comportamiento localmente dúctil de este material así como una mejor adherencia entre la matriz y los granos de Wolframio que en el caso de la aleación B-30. Si bien su tenacidad es mayor que la correspondiente a esta última, la diferencia existente entre ambas y la aleación B-120 (cuya tenacidad se aproxima a la de la aleación B-75 en estado bruto de sinterizado y tratamiento térmico) es muy importante.

Conocida es la disminución experimentada por  $J_{IC}$  así como por  $T_R$  (y particularmente por este último) como consecuencia de la previa deformación plástica, al menos en el seno de materiales

monofásicos. Sin embargo, la dramática disminución de tenacidad experimentada por la aleación B-75 no es fácilmente justificable a la luz de dichas observaciones ni en base a la aplicación de los modelos propuestos y que tan exitosamente se han aplicado a los materiales no deformados. Todos los indicios apuntan a que la existencia de tensiones residuales que pudieran inducirse por la heterogénea distribución de la deformación pueden favorecer la nucleación local de descohesiones y su posterior crecimiento en el seno de la fase matriz. Estudios<sup>4/</sup> realizados sobre el efecto asociado a la temperatura de ensayo y la velocidad de deformación de las Aleaciones Pesadas han evidenciado el carácter preferente de la deformación de la matriz cuando intervienen altas velocidades de deformación como en el caso del conformado por martillado.

5.- CONCLUSIONES

i) Se han obtenido valores válidos de tenacidad para una aleación W-Ni-Fe que presenta alta ductilidad ( $\epsilon_f \approx 20+30\%$ ) mediante el método de la integral J. El valor del factor de intensidades de tensiones crítico para el inicio de la propagación de la grieta es del orden de  $K_{Ic} \approx 200 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Los valores de tenacidad para el material deformado son de aproximadamente  $K_{Ic} \approx 42 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

ii) La componente de la tenacidad cuantitativamente más importante es la asociada a la concentración de la deformación plástica en los ligamentos dúctiles que dificultan el crecimiento de las grietas debidas, inicialmente, a la descohesión entre la matriz y el constituyente "disperso" o entre partículas contiguas. Los modelos existentes para este mecanismo de aumento de tenacidad producen aproximaciones que se juzgan suficientes y que describen los micromecanismos de deformación plástica operantes en base a parámetros microestructurales.

iii) El efecto beneficioso que se deriva del desarrollo de una microestructura grosera es debido, en último término, al aumento experimentado por el tamaño de los enclaves dúctiles. La progresiva penetración de la fase líquida a través de zonas en las que previamente existían juntas de grano de Wolframio (disminución de contigüidad) o el eventual crecimiento de los cuellos ya existentes. La modificación experimentada por la microestructura y que afecta a aspectos tales como la contigüidad y los ángulos dihedros<sup>4/</sup> pudiera, en último término, favorecer la aparición de fenómenos de naturaleza química que fuesen responsables además de una mejora de la adherencia entre los granos de Wolframio y la matriz.

BIBLIOGRAFÍA

/1/ ASTM E813 88, "Standard Test Method for  $J_{Ic}$ . A Measure of Fracture Toughness". Annual Boook of ASTM Standards, vol. 03.01, p. 698. ASTM, Philadelphia, PA (USA),1988.  
 /2/ I. Roman and D. Jinchuk, Fat. Eng. Mater. Struct., 5, 71 (1982).  
 /3/ J. H. Underwood, S. W. Freiman and F. I. Baratta, editores, "Chevron-Notched Specimens: Testing and Stress Analysis". ASTM STP 855. ASTM, Philadelphia, PA (USA),1984.  
 /4/ K. M. Ostolaza, Tesis Doctoral, E. S. I. I. Univ. Navarra, San Sebastián 1991.  
 /5/ K. M. Ostolaza, J. Gil Sevillano y M. Fuentes, remitido para su publicación en Acta Metall..  
 /6/ K. S. Churn y R. M. German, Metall. Trans., 15A, p. 331 (1984).

/7/ C. Zubillaga, F. Castro, J. J. Urcola y M. Fuentes, Z. Metallkde., 80, 577(1989).

/8/ H. P. Stüwe, Eng. Fract. Mech., 13,231 (1980).

Tabla I

Aleación	$D_w(\mu\text{m})$	$f_w(\%)$	$C_w$	$\sigma_y(\text{MPa})$	$\sigma_{uts}(\text{MPa})$	$\epsilon_f$
B-120	31.4	89.7	0.27	604	919	0.28
B-75	24.9	88.5	0.32	622	924	0.25
B-75*	24.9	88.5	0.32	1014	1112	0.20
B-30	17.3	86.7	0.37	660	968	0.14

B-75\*: Material sometido a Martillado  $\epsilon = 0.14$

fig. 1

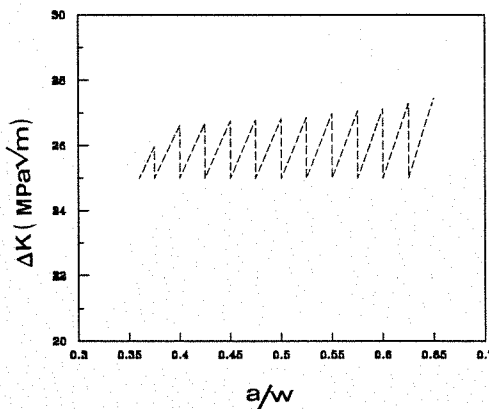


fig. 2

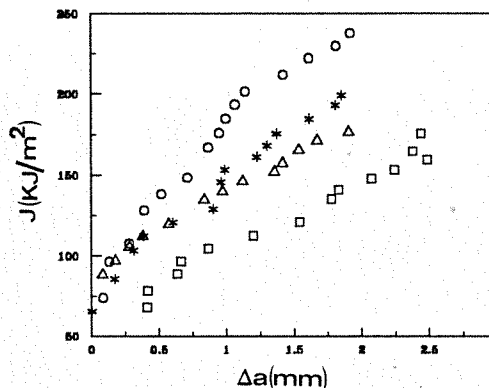


Tabla II

Aleación	$J_{IC}$ ( $KJm^{-2}$ )	$K_{IC}$ ( $MPa\sqrt{m}$ )	Observaciones
B-30	---	151	Ensayo Barker Inválido
B-30	---	152	Idem.
B-75*	---	37	Ensayo Válido según norma ASTM E 399
B-75*	---	42	Idem.
B-75*	---	38	Idem.
B-75*	---	51	Idem.
B-120	94.4	206	Ensayo J Válido según norma ASTM E 813-88 $K_{IC}$ calculado a partir de $J_{IC}$
B-120	93.4	205	Idem.
B-120	51.1	152	Idem.
B-120	87.1	198	Idem.

B-75\*: Material sometido a Martillado  $\epsilon=0.14$

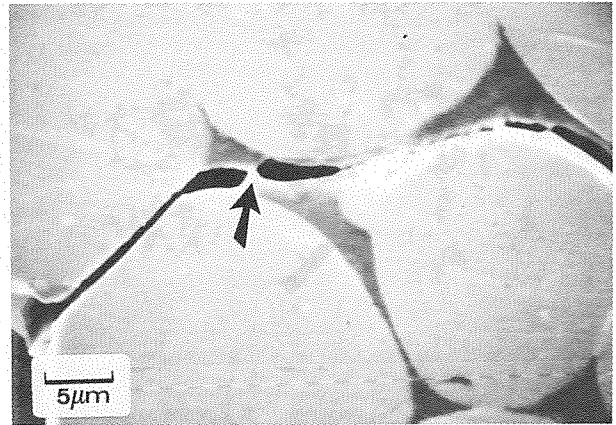


fig. 5 Propagación de la grieta en el Material B-30 en el que se distingue la existencia de un enclave dúctil en la matriz que impide la propagación de la grieta.

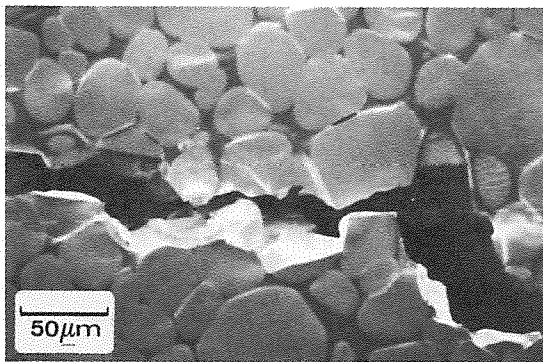


fig. 3 Propagación de la grieta en el material B-120 (menor importancia de la descohesión W-Matriz y aparición de exfoliación de los granos de W)

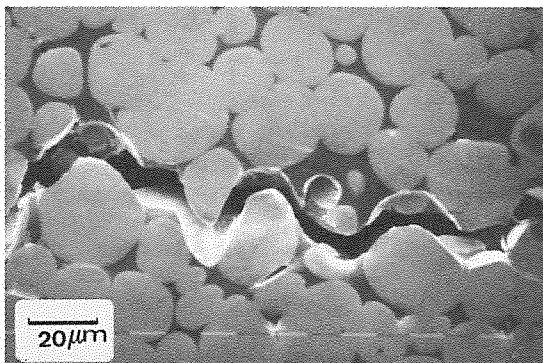
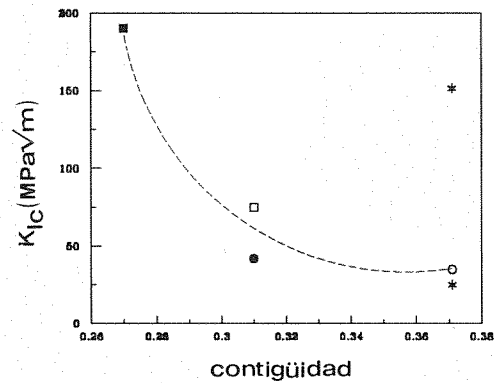


fig. 4 Propagación de la grieta en el material B-30 (gran importancia de la descohesión W-Matriz).

fig. 6



AGRADECIMIENTOS

Esta investigación se desarrolló con el apoyo financiero de la Subdirección General de Tecnología e Investigación del Ministerio de Defensa.

Uno de los autores (K.M.O.Z.) recibe una beca del Ministerio de Educación y Ciencia dentro del programa de Formación de Personal Investigador

MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS DE ACEROS C-Mn-B DIRECTAMENTE  
TEMPLADOS DESDE LA TEMPERATURA DE FORJA.

Fernández Lopetegui F., Romero Martín J.L., Rodríguez Ibabe J.M., Urcola Galarza J.J.

CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TECNICAS DE GUIPUZCOA (CEIT)  
P<sup>o</sup> Manuel de Lardizabal, 15 - 20009 SAN SEBASTIAN

**RESUMEN**

Los aceros al boro se utilizan cada vez más en aplicaciones que exigen una elevada resistencia mecánica. Una de dichas aplicaciones corresponde a piezas que son templadas directamente tras la forja (ausforging). El temple desde muy elevadas temperaturas conduce a grandes tamaños de grano de austenita. En el presente trabajo se analiza la influencia de la temperatura de austenización en un acero C-Mn-B. Los resultados muestran que tras un temple directo desde 1300°C el acero posee un límite elástico de 1250 MPa y una tenacidad  $K_{IC} = 85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

**ABSTRACT**

Boron treated steels are applied in situations requiring high mechanical strength. One of this applications corresponds to components directly quenched from forging temperature (ausforging). Quenching from very high temperatures, means very coarse austenitic grain sizes. In this work the influence of austenitization temperature on mechanical properties in C-Mn-B is studied. Results show that after direct quenching from 1300°C the steel has a  $\sigma_{0.2\%} = 1250 \text{ MPa}$  and a Toughness of  $K_{IC} = 85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

**1.- INTRODUCCION**

El temple directo (ausforging) es un término utilizado en muchas ocasiones para describir la operación de templado de una pieza directamente después de forja. Este tratamiento termomecánico tiene por objeto el ahorro del tratamiento térmico adicional requerido en la forja convencional, en la que después de un enfriamiento lento tras la misma hasta temperatura ambiente, se debe austenizar de nuevo la pieza forjada para someterla a un temple posterior.

El temple directo presenta sin embargo algunos inconvenientes, pudiendo ser el más importante el derivado del hecho de templar una austenita con un tamaño de grano grosero, consecuencia de las elevadas temperaturas de forja (1100-1200°C), en comparación con las temperaturas de austenización convencionales (850-900°C) [1]. Existe un importante rechazo por parte de los metalurgistas hacia los tamaños de grano

gruesos de austenita (ASTM I frente al 5-7), pues se supone que presentan menores tenacidades al impacto y más elevada temperatura de transición dútil-frágil. Sin embargo no se puede generalizar a todos los aceros el efecto del tamaño de grano de austenita inicial sobre las propiedades mecánicas, así:

- en los aceros con estructura ferrito-perlítica un tamaño de grano fino de austenita produce un tamaño más fino de ferrita y de colonia de perlita y por tanto mejores propiedades mecánicas [2].
- en los aceros templados con contenidos de carbono de medios a elevados, las placas de martensita son más gruesas conforme el tamaño de grano de austenita es más grosero con consecuencias negativas en las propiedades mecánicas.
- en cambio, en los aceros templados con contenidos de carbono de bajos a medios la finura de la

martensita en forma de laminas es independiente del tamaño de grano de austenita inicial. Sin embargo en este último caso las juntas de grano originales de la austenita se pueden enfragilizar por segregación de impurezas en las mismas y este efecto es más marcado conforme el tamaño de grano es mayor.

En el presente trabajo se estudia la influencia de la temperatura de austenización y la cantidad de deformación, es decir el tamaño de grano de austenita inicial, en la resistencia mecánica y tenacidad de aceros C-Mn-B. La resistencia mecánica se ha evaluado mediante ensayos de tracción y la tenacidad a la fractura utilizando probetas Charpy y probetas Barker (short rod).

## 2.- TECNICAS EXPERIMENTALES

Los aceros C-Mn-B objeto de estudio fueron fabricados por Patricio Echeverría S.A. mediante colada continua en forma de palanquillas, posteriormente laminadas a llantas de 20 y 10 mm de espesor a partir de las cuales se mecanizaron las probetas de compresión plana -para deformación en caliente-, las probetas de tracción, las probetas Barker (Short Rod) y las probetas Charpy.

La composición química del acero utilizado en el presente trabajo es: 0.27% C, 1.2% Mn, 0.2-0.3% Si, 0.043% Al, 0.064% Ti,  $\leq 0.02\%$  S y P, 23-30 ppm B, 80 ppm N<sub>2</sub>.

Los tratamientos térmicos se han realizado en un horno LINDBERG de 6 calefactores de carburo de silicio capaz de alcanzar 1500°C. Los tiempos de tratamiento han sido de 50 min. a temperaturas comprendidas entre 950 y 1350°C utilizando atmósfera de Argon. Posteriormente, las probetas se templaron directamente en agua.

El estudio de la microestructura del material se ha realizado mediante el empleo de microscopía óptica y microscopía electrónica de transmisión (TEM). La distribución de tamaños de precipitados finos de TiN se ha obtenido a partir de réplicas de extracción, utilizándose para su observación un microscopio electrónico de transmisión Philips CM12 a un voltaje de 100 Kv.

Los ensayos de compresión plana (probetas de 50\*60\*10 mm) han sido realizados en una máquina servohidráulica de alta velocidad de 500 KN de capacidad modelo INSTRON 1344. Dicha máquina ha sido acondicionada con unos utillajes adecuados y un horno capaz de alcanzar 1200°C, pudiendo simular procesos de forja. La velocidad de deformación ha sido de 1 s<sup>-1</sup> y tras la deformación se ha procedido al temple directo de la probeta en agua.

Los ensayos de tracción se han realizado con probetas extraídas de las de compresión plana

(tratamiento termomecánico), ver Fig. 1, y con probetas mecanizadas a partir de material tratado térmicamente. Se ha utilizado un extensómetro de 10 mm. de longitud de referencia y la velocidad de desplazamiento del cabezal ha sido de 0.2 mm/s.

Para la realización de los ensayos de tenacidad a la fractura se ha utilizado el procedimiento desarrollado por Barker[3], mecanizando una probeta de geometría cilíndrica de pequeña longitud con dos cortes laterales que dejan un ligamento en forma de V. Las superficies de fractura de las muestras ensayadas se analizaron en un microscopio electrónico de barrido (SEM).

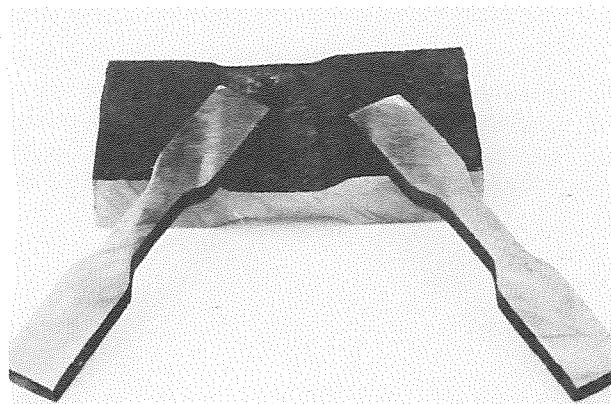


Fig.1 Corte de las probetas de tracción a partir de las de compresión plana.

## 3.- RESULTADOS Y DISCUSION.

En la Fig. 2 se representa la evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de austenización para tiempos de permanencia de 50 min, pudiendo apreciarse un tamaño de grano aproximadamente homogéneo hasta temperaturas del orden de 1200°C. Posteriormente, el grano crece de forma notable hasta alcanzar 125  $\mu\text{m}$  a 1300°C.

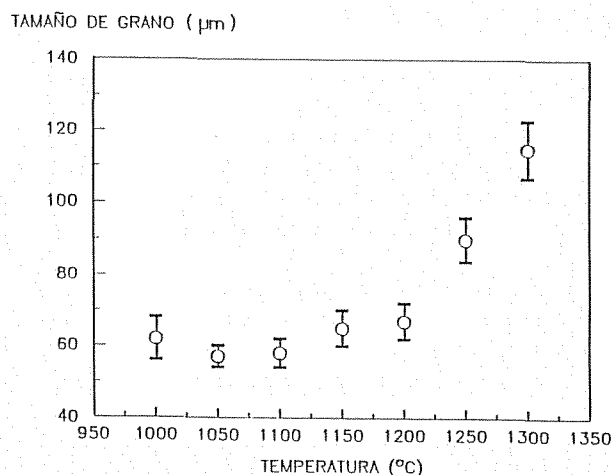


Fig.2 Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de austenización.

El temple directo al que se someten las probetas produce una estructura totalmente martensítica en forma de lajas. Esta microestructura queda reflejada en la micrografía de la Fig. 3. El tamaño de bloques de las lajas, si bien no ha sido cuantificado, es mayor a medida que aumenta el tamaño de grano de austenita.

Desde el punto de vista microestructural ha de destacarse también la presencia de gran cantidad de precipitados de TiN. Debe tenerse en cuenta que, con objeto de lograr una buen efectividad en la adición del boro, las cantidades de titanio añadidas superan notablemente la relación estequiométrica Ti/N. Los precipitados de TiN pueden agruparse en función del tamaño en dos familias: la primera constituida por partículas muy finas ( tamaño medio de 80 nm) Fig. 4 y la segunda por partículas groseras (6 μm). Estas últimas no ejercen ningun efecto en el control de tamaño de grano de austenita

La fracción volumétrica de partículas de SMn y TiN conjuntamente así como sus respectivos tamaños medios se señalan en la Tabla 1 para las temperaturas de austenización de 950 y 1300°C. Debe indicarse que la ligera disminución de fracción volumétrica

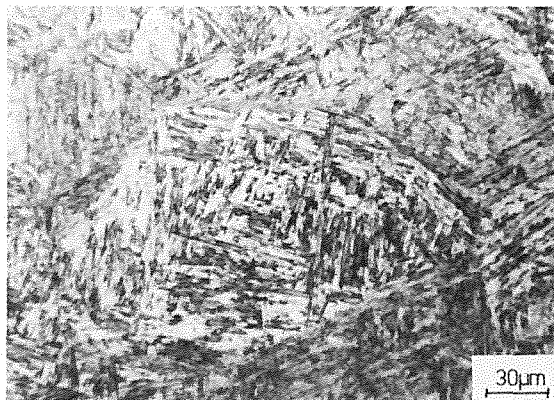


Fig.3 Micrografía de probeta austenizada a 1300°C.

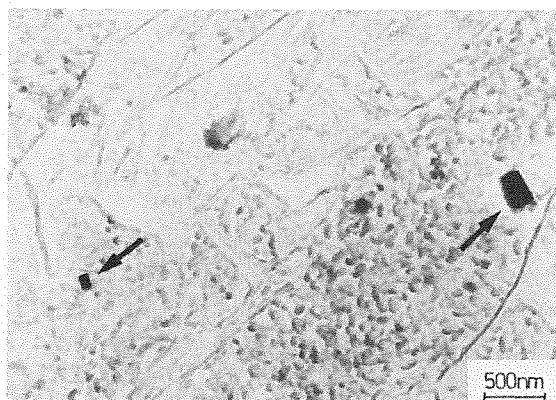


Fig.4 Micrografía de transmisión de TiN

TABLA 1

TEMPERATURA (°C)	F <sub>v</sub> x 10 <sup>-4</sup>	Tamaño medio (μm)		
		TiN	SMn	
950	7.5	2.4	9.7 x 0.6	
1300	3.88	3	18 x 0.6	
Compresión Plana 950	15%	5.33	3.4	18 x 0.6

observada a 1300°C corresponde con toda probabilidad a la disolución de parte de las inclusiones de SMn. A esas temperaturas, la solubilidad de las partículas de TiN así como la variación en la distribución de los tamaños puede considerarse prácticamente nula.

En la Fig. 5 se han representado las curvas tensión-deformación de probetas austenizadas a distintas temperaturas (950-1300°C) así como de probetas provenientes de ensayos de compresión plana (15% de deformación). Se puede observar que las diferencias no son muy significativas entre unos tratamientos y otros. En la Tabla 2 se han resumido los resultados numéricos de los ensayos de tracción, incluyéndose también los datos obtenidos con probetas austenizadas a 1200 y 1300°C y posteriormente mantenidas a 950°C durante 15min. y 1 hora antes de realizar el temple. Estos últimos tratamientos tienen por objeto simular las condiciones térmicas que habitualmente tienen lugar en la forja de piezas delgadas (enfriamiento rápido de la pieza exigiendo en muchas ocasiones un calentamiento previo al temple). Los resultados obtenidos con estos tratamientos no difieren apreciablemente de los medidos para temple directo.

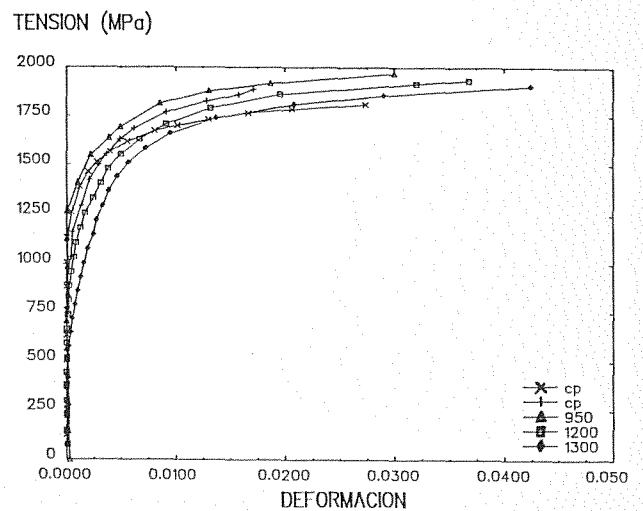


Fig.5 Curvas tensión - deformación obtenidas con diferentes T<sub>aust</sub>(950-1300°C) y con deformación plana (cp,15%).



TABLA 2 ENSAYOS DE TRACCION

T (°C)	Límite Elástico MPa		Resistencia a Tracción (MPa)		Reducción de Área (%)		
950	1482	1388	1908	1902	10	22.4	
	1371		1874		26.6		
	1312		1925		30.8		
1200	1191	1222	1776	1788	32	25	
	1265*		1862		16		
	1211		1725		27		
1250	1332	1332	1776	1776	10	10	
1300	1285	1257	1823	1806	13	17.5	
	1233		1789		22		
	1252*						
1350	1307	1269	1856	1811	12	17.5	
	1232		1767		23		
1200-950	1/4 h	1223	1253	1744	1796	30	23
		1284		1848		16	
1200-950	1 h	1279	1355	1867	1866	20	12
		1851		8.3			
		1432		6.5			
1300-950	1/4 h	1430	1437	1744	1796	30	23
		1445		1848		16	
1300-950	1 h	1330	1302	1806	1839	17	17.5
		1274		1872		18	
COMPRESION	10%	1355	1398	1875	1859	37	37.5
		1441		1843		38	
PLANA	15%	1527	1472	1843	1859	32	34.5
		1417		1876		37	
950	25%	1421	1481	1829	1823	35	33.5
		1541		1817		32	
COMPRESION PLANA 1100	15%	1420	1433	1770	1782	38	36
		1447		1795		34	
COMPRESION	20%	-	1278	1779	1755	26	28
				1730		30	
PLANA	40%	1372	1322	1791	1787	35	34
		1272		1783		33	
1125	80%	1393	1372	1751	1770	42	41
		1260		1789		40	

(\*) Templado en aceite

Los resultados de los ensayos Charpy realizados entre -40 y 20°C se indican en la Fig. 6. A medida que aumenta la temperatura de austenización tiene lugar un ligero desplazamiento de la curva hacia la derecha. De forma similar, se constata que un calentamiento previo al temple (probetas con mantenimiento a 950°C despues de haber sido austenizadas) da lugar a valores de tenacidad al impacto más bajos para similares temperaturas. Considerando que la aplicación de estos aceros se centra fundamentalmente en condiciones ambientales, prácticamente en todos los casos (excepto para 950°C) el material se halla por debajo de la temperatura de transición ITT.

CVN (Jul)

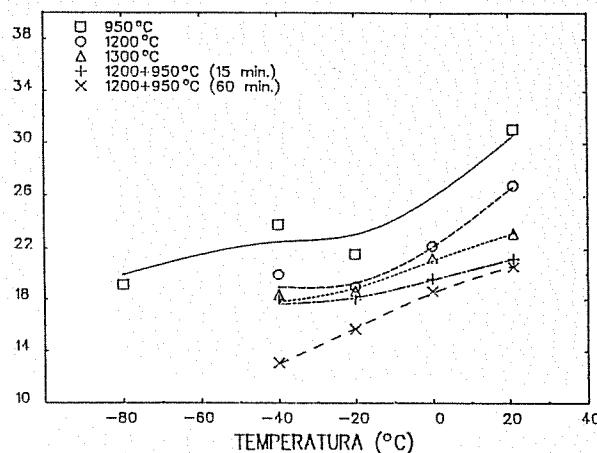


Fig.6 Resultados de los ensayos Charpy.

Los resultados de tenacidad determinados con probetas Barker se señalan en la Fig. 7 en función de la temperatura de austenización. Puede apreciarse que, dentro de la dispersión observada, a medida que aumenta la temperatura de austenización el material presenta un comportamiento ligeramente mejor. Los ensayos realizados con las probetas sometidas a periodos de permanencia a 950°C antes de realizar el temple se indican, junto con los demás resultados, en la Tabla 3. Dicho periodo de permanencia, que si bien no afecta a los parámetros microestructurales convencionales (tamaño de grano, tamaño de bloque) si puede favorecer fenómenos de segregación y precipitación, no da lugar a comportamientos desde el punto de vista de la tenacidad diferentes a los restantes.

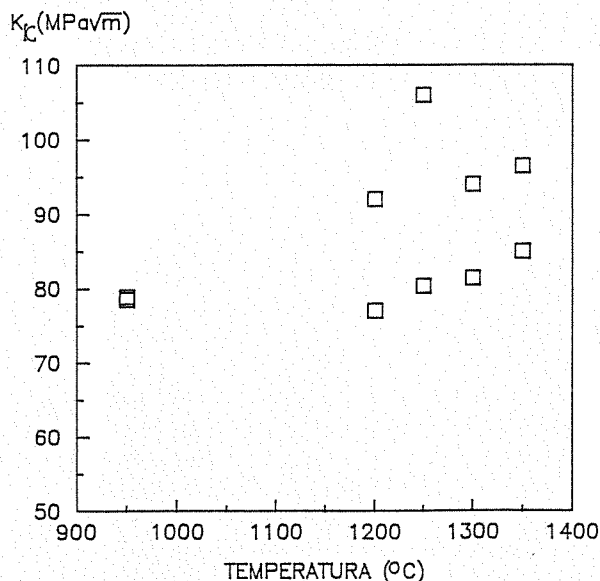


Fig.7 Resultados de los ensayos Barker.

TABLA 3 ENSAYOS BARKER

TEMPERATURA (°C)	$K_{Ic}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	
	950	78 78
1200	77 91	84
1250	80 106	93
1300	94 81	87
1350	85 96	89
1200 + 950 15 min.	95 89	92
1200 + 950 60 min.	87 71	79
1300 + 950 15 min.	72 83	77
1300 + 950 60 min.	80 71	75

El análisis fractográfico de las probetas Barker ensayadas pone de manifiesto que, en general, los mecanismos de fractura son de carácter transgranular, combinándose zonas predominantemente frágiles (cuasicleavage) (Fig. 8) con otras constituidas por cavidades (Fig. 9). Sólo en la probeta correspondiente a 1300°C han aparecido algunas zonas aisladas de carácter intergranular (Fig. 10), estando fracturadas dichas juntas de grano a partir de pequeñas cavidades dúctiles (Fig. 11).

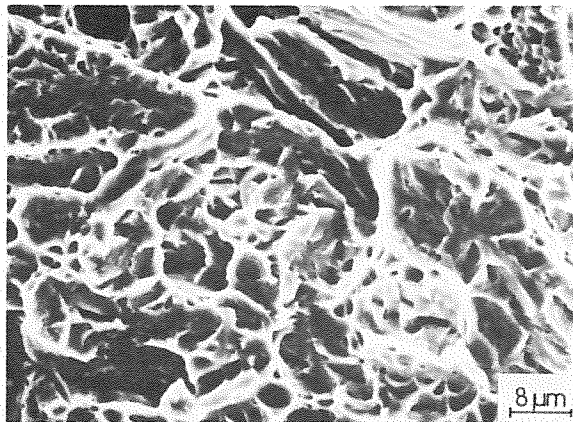


Fig.8 Zona con fracturas frágiles combinadas con islotes dúctiles.

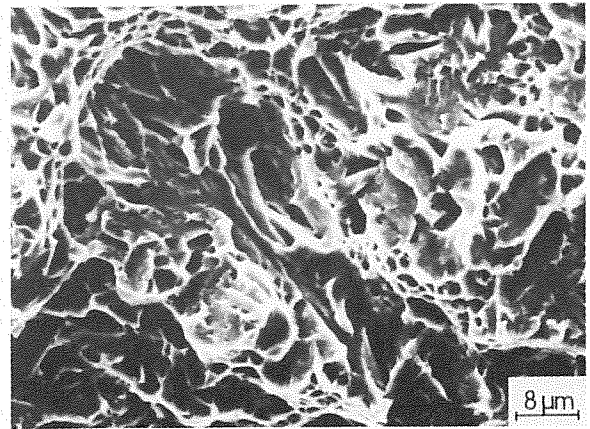


Fig.9 Combinación de fractura frágil y dúctil en probeta austenizada a 1200°C y mantenimiento a 950°C 15 min..

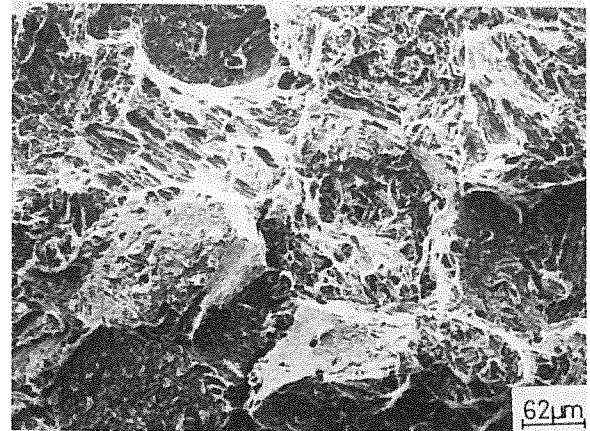


Fig.10 Zona fracturada intergranularmente. Probeta austenizada a 1300°C.

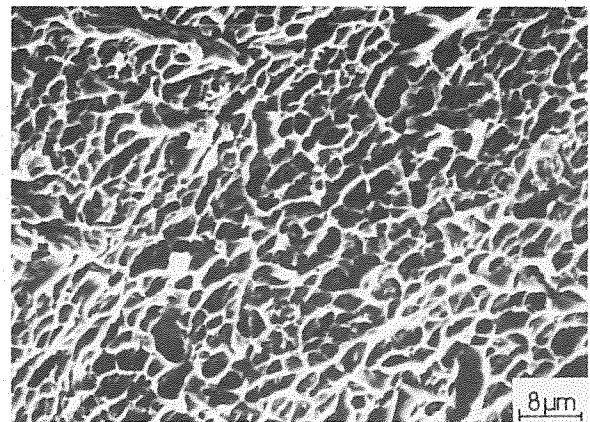


Fig.11 Detalle de la junta de grano en la fractura intergranular. Probeta austenizada a 1300°C.



Si bien desde el punto de vista de respuesta al impacto se aprecia un efecto perjudicial al aumentar la temperatura de austenización, no sucede lo mismo con los valores de  $K_{IC}$ . Un comportamiento similar ha sido obtenido por otros autores cuando la martensita presentaba una geometría de laminas. Bowen y col. [4] en un acero A533B austenizado a dos diferentes temperaturas (900 y 1250°C) y posteriormente templado (estructura martensítica con presencia de carburos precipitados en el autotemple) observaron que en una martensita tipo lamina ni la variación del tamaño de grano de austenita previa ni la del tamaño de bloque martensítico ejercen efecto alguno en los valores de  $K_{IC}$  en la zona de temperaturas correspondiente al comportamiento frágil.

En efecto, Lee y col.[5] en un acero AISI 4340 sometido a temple directo observan un muy ligero aumento en  $K_{IC}$  al variar la temperatura de austenización de 900 a 1200°C cuando el acero ha sido tratado con Ti y un notable aumento de la tenacidad cuando el acero ha sido desoxidado con Al. La explicación a dicho comportamiento viene dada, según Lee y col., por el hecho de que al aumentar la temperatura de austenización tiene lugar una disolución parcial de los precipitados e inclusiones, aumentando su espaciado y, en consecuencia, dando lugar a una mejor tenacidad (según dichos autores los precipitados serían el parámetro microestructural controlador de  $K_{IC}$ ). En cambio, en el acero tratado al Ti, la disolución de los nitruros y carbonitruros de Ti resulta muy pequeña, no variando prácticamente la distancia entre dos partículas contiguas y, por lo tanto, no afectando a  $K_{IC}$ .

En el presente acero, los comportamientos observados tienden a corroborar las afirmaciones anteriormente señaladas, resultando el ausforging un procedimiento apto para obtener piezas con una buena tenacidad.

Para finalizar, debe señalarse el efecto negativo del mantenimiento a la temperatura de austenización en la tenacidad al impacto. Los resultados de los ensayos charpy indican una importante caída de la energía absorbida a 20°C al aumentar la temperatura de austenización. Esta tendencia puede explicarse a través del efecto que el tamaño de bloque ejerce en la ITT en los aceros martensíticos con estructura de laminas. En efecto, Pickering [6] señala un aumento del valor de ITT al hacerlo el tamaño de bloque de laminas. Por otra parte, este efecto se puede ver reforzado por las segregaciones en antiguas juntas de grano [1] que se acentuaría a medida que aumenta la  $T_{aust}$ . Desde este punto de vista resulta perjudicial la práctica industrial de introducir periodos de permanencia a temperaturas superiores a la de transformación antes de llevar a cabo el temple.

#### 4.- CONCLUSIONES.

- El temple directo desde temperaturas comprendidas entre 950 y 1350°C no origina una caída en las propiedades mecánicas convencionales (límite elástico y  $K_{IC}$ ) cuando la estructura está constituida por martensita en forma de laminas.
- Este comportamiento pone de manifiesto que ni el tamaño de grano de austenita previa ni el del bloque de martensita controlan dichas propiedades. Las segregaciones que tienen lugar a elevadas temperaturas tampoco ocasionan disminuciones en  $K_{IC}$
- En cambio, la tenacidad al impacto disminuye al aumentar el tamaño del bloque martensítico. Dicho efecto se ve también acentuado con la presencia de segregaciones.
- En consecuencia, este acero admite un tratamiento de ausforging, pudiendo alcanzarse para una temperatura de austenización de 1300°C un límite elástico de 1250 MPa y un valor de  $K_{IC}$  de 85 MPa $\sqrt{m}$ .

#### 5.- AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo forma parte de un proyecto financiado por Patricio Echeverría S.A. (LEGAZPIA).

#### 6.- REFERENCIAS.

- 1 Babu, P. y Kim, M.C., Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Proc. Int. Symp, Metallurgical Society, 1986, 367-388.
- 2 Pickering, F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publ. U.K., 1978, 99.
- 3 Barker, L.M., Int. Journ. of Fracture, 15, 1979, 515-536.
- 4 Bowen, P., Druce, S.G. y Knott, J.F., Acta Metall., 34, 1986, 1121-1131.
- 5 Lee, S., Majno, L. y Asaro, R.J., Metall. Trans., 16A, 1985, 1633-1648.
- 6 Pickering, F.B., Hardenability Concepts with Applications to Steel., D.V. Doane y J.S. Kirkaldy eds., AIME, 1978, 179-228.

## EFECTOS DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE EL COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA Y FRENTE A LA CORROSION DE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENOFERRITICO

A.M.Irisarri y E.Erauzkin

INASMET. Cº Portuetxe, 12. 20009 - SAN SEBASTIAN.

Resumen.- Se ha estudiado el comportamiento a la fractura y frente a la corrosión de un acero inoxidable austenoferrítico que ha sufrido diversos tratamientos térmicos en el margen de temperaturas comprendido entre 475 y 1200°C. Las probetas tratadas entre 675 y 900°C presentan una fuerte caída de tenacidad que es máxima en las correspondientes a 825°C. Este efecto se ha atribuido a la formación de fase sigma cuya influencia también se deja sentir en los ensayos de corrosión bajo tensión asistida por hidrógeno rompiendo las probetas en tiempos inferiores a 2 horas.

Abstract.- The fracture and corrosion behaviour of a duplex stainless steel after various heat treatments in the 475-1200°C temperature range has been studied. Specimens treated between 675 and 900°C exhibit a marked loss in toughness that is maximum in those treated at 825°C. This effect has been attributed to sigma phase formation whose influence is also observed in stress corrosion tests in presence of SH<sub>2</sub> breaking the specimen after periods shorter than 2 hours.

## 1. INTRODUCCION

La relación entre los porcentajes de ferrita y austenita en la microestructura de un acero inoxidable austenoferrítico posee una acusada influencia sobre sus propiedades. Conforme crece la proporción de austenita tanto la resistencia mecánica como frente a la corrosión bajo tensiones disminuyen en tanto que un aumento en la presencia de ferrita conduce a una merma en la tenacidad del acero. La óptima combinación de proporciones se logra cuando la microestructura presenta una relación en los contenidos de ferrita y austenita próxima al 50/50 (1).

Sin embargo, ni la austenita ni la ferrita resultan totalmente estables pudiendo producirse diversas transformaciones metalúrgicas que dan origen a la formación de nuevas fases naturales depende de las condiciones en que se realice la descomposición de las primitivas. Entre las distintas fases identificadas se

deben destacar diferentes tipos de carburos, los compuestos intermetálicos ricos en cromo sigma, chi, eta y R, la fase alfa prima, cúbica centrada en el cuerpo, también rica en cromo y que se forma por la descomposición espinoidal de la ferrita, la formación de la austenita a partir de la ferrita y la precipitación de martensita en la austenita (2,3).

El objetivo del presente trabajo es estudiar el efecto ejercido por diferentes tratamientos térmicos de descomposición de la ferrita sobre la tenacidad a la fractura y el comportamiento frente a la corrosión bajo tensión en presencia de SH<sub>2</sub> de un acero inoxidable austenoferrítico.

## 2. TECNICA EXPERIMENTAL

### 2.1. Material estudiado

El estudio se efectuó a partir de una chapa de 13.5 mm de espesor de un acero inoxidable aus-

tenoferrítico de calidad ASTM A240 tipo UNS 31803 (4). Este acero aparece a menudo referenciado en la bibliografía como 22.05, indicando sus contenidos promedio en cromo y níquel, respectivamente. La composición de la chapa utilizada en el presente trabajo se ofrece en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero estudiado.

C	Si	Mn	P	S
0.017	0.41	1.48	0.028	0.001
Cr	Ni	Mo	N	
22.1	5.6	3.0	0.13	

En su estado de recepción, esto es, recocido de solubilización tras el proceso de laminación, la chapa posee, en su dirección longitudinal, las características mecánicas que se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Características mecánicas de la chapa

L.E. (0.2%)	C.R.	A
553 MPa	782 MPa	37%

## 2.2. Tratamientos térmicos

Se cortaron diversos trozos de la chapa que fueron sometidos a diferentes tratamientos térmicos en un pequeño horno de mufla de laboratorio. Estos tratamientos se efectuaron en el margen de temperaturas comprendido entre 475 y 1200°C, durante distintos períodos de tiempos que alcanzan hasta 25 horas seguidos de enfriamiento al aire.

## 2.3. Caracterización de la tenacidad a la fractura

La caracterización de la tenacidad a la fractura del acero en los diferentes estados de tratamiento se basó en ensayos de medida del desplazamiento de apertura de grieta (COD). Para ello se mecanizaron probetas de doblado en tres puntos, con orientación L-T y dimensiones de 124 x 27 x 13.5 mm de cada una de las distintas muestras tratadas. Los ensayos de estas probetas se efectuaron a temperatura ambiente siguiendo las indicaciones de la norma BS 5762(5)

## 2.4. Ensayos de corrosión bajo tensión en presencia de SH<sub>2</sub>

Los ensayos de corrosión bajo tensión en presencia de SH<sub>2</sub> (S.S.C.) se llevaron a cabo de acuerdo con las directrices de la norma TM-01-77 de N.A.C.E. (6). Se aplicó sobre cada una de las probetas una carga igual al límite elástico del material mediante la consecución de una formación equivalente en los anillos COR-TEST. El medio corrosivo empleado en estos ensayos consistió en agua de mar artificial, con un pH de 3.5 al comienzo del ensayo y borboteo de SH<sub>2</sub> a lo largo del mismo según se especifica en la mencionada norma. En la referencia (7) de la bibliografía puede encontrarse una descripción más detallada de la técnica empleada. El tiempo de ensayo se fijó en 720 horas, reba-

sado el cual sin romperse la probeta, se considera que el material presenta un comportamiento satisfactorio frente a este tipo de corrosión. Caso contrario se midió el tiempo en que se originó la rotura.

## 2.5. Estudio metalográfico y fractográfico

Las fases presentes en la microestructura se identificaron mediante un adecuado ataque metalográfico utilizando diversos reactivos, confirmándose posteriormente esta identificación mediante análisis por dispersión de energía (EDS) en un microscopio electrónico de barrido y difracción de rayos X. En otros trabajos (8) se ofrece una descripción más amplia de la técnica utilizada para esta identificación.

Después del ensayo se procedió a un exhaustivo examen de las superficies de fractura tanto de las probetas de medida del desplazamiento de apertura de la grieta (COD) como de aquellas otras que rompieron en el curso del ensayo de corrosión en un tiempo inferior al plazo marcado de 720 horas.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 1 muestra el efecto ejercido por los diversos tratamientos térmicos sobre el valor del parámetro COD. Se aprecia que las probetas tratadas a temperaturas superiores a 1050°C muestran una ligera pérdida de tenacidad. Una explicación plausible a esta disminución de la tenacidad se encuentra en la precipitación de nitruros de cromo del tipo Cr<sub>2</sub>N, sumamente finos, durante el enfriamiento, precipitación que no puede evitarse como continuación del tratamiento a estas temperaturas (9). La precipitación de estos nitruros incrementa el número de puntos donde puede producirse la nucleación de microcavidades, disminuyendo la tenacidad del acero. La observación cuidadosa de las superficies de fractura de estas probetas revela la presencia de cúpulas dúctiles en la práctica totalidad de las mismas siendo el tamaño de estas cúpulas más reducido que el encontrado en el material de partida. Este hecho confirma la actuación de un mecanismo de coalescencia de microvacíos y apoya la hipótesis arriba formulada (10). Las probetas correspondientes a estos tratamientos superan el plazo límite de 720 horas marcado para evaluar su resistencia frente a la corrosión bajo tensiones en presencia de SH<sub>2</sub> pudiéndose, en consecuencia, calificar su comportamiento como satisfactorio.

Sin embargo, las probetas tratadas en el margen comprendido entre 675 y 900°C presentan una acusada pérdida de tenacidad. El efecto más fuerte se observa en las probetas tratadas a 825°C donde una merma de nada menos que el 96% de la tenacidad inicial se detecta tras solo dos horas de tratamiento a esta temperatura. Esta pérdida de tenacidad se asocia con la precipitación de fase sigma, claramente visible en las probetas tratadas en estas condiciones (11). El examen fractográfico de estas probetas revela la existencia de un considerable número de fisuras estrechas orientadas en el plano de laminación (figura 2). Un estudio fractográfico

más amplio de estas probetas se ofrece en la referencia (10) de la bibliografía. La resistencia frente a la corrosión bajo tensiones en presencia de  $\text{SH}_2$  de estas muestras también se ve seriamente disminuida, produciéndose su rotura en tiempos inferiores a 2 horas (7).

Debido a la forma de C que posee la curva temperatura-tiempo de precipitación de la fase sigma, la formación de esta fase a  $675^\circ\text{C}$  se retarda considerablemente. Sin embargo, sí se detecta la presencia de carburos del tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  después de un breve período de permanencia a esta temperatura, gracias a la elevada movilidad del carbono hacia las intercaras enriquecidas en elementos formadores de carburos (2,8). Esta precipitación de carburos induce una cierta fragilización del material si bien sensiblemente menor a la detectada en las probetas tratadas a  $825^\circ\text{C}$  (11). Las probetas de corrosión tratadas a  $675^\circ\text{C}$  durante tiempos relativamente breves superan el plazo establecido sin que se produzca su rotura apuntando hacia que esta precipitación de carburos resulta insuficiente para producir la fragilización del material frente a este fenómeno (7).

El incremento del tiempo de exposición más allá de las 20 horas produce una ulterior pérdida de tenacidad situándose los valores de COD a un nivel similar al registrado en las probetas tratadas a  $825^\circ\text{C}$ . Esta nueva merma en la tenacidad se ha atribuido a la aparición de compuestos intermetálicos en la microestructura (11), llevando asociado un cambio en la morfología de las fisuras presentes en las superficies de fractura de las probetas; anchas con paredes con práctica total ausencia de facetas en las tratadas durante cortos períodos de tiempo, frente a estrechas, profundas y con un carácter frágil en las correspondientes a períodos más prolongados de tratamiento -figuras 3 a 6- (10). Las probetas de corrosión correspondientes a estas muestras tratadas durante largo tiempo a  $675^\circ\text{C}$  no alcanzan el tiempo prefijado sin que se produzca su rotura reforzando la hipótesis formulada en el sentido de que la presencia de compuestos intermetálicos lleva aparejada la fragilización del material (7).

Las probetas tratadas a temperaturas comprendidas entre  $675$  y  $825^\circ\text{C}$  muestran, lógicamente, un comportamiento intermedio al reseñado en las correspondientes a ambas temperaturas extremas (11). Finalmente, las probetas tratadas a  $475^\circ\text{C}$  durante un corto período de tiempo experimentan un acusado endurecimiento acompañado de una ligera merma de la tenacidad, merma que se ve sensiblemente acentuada cuando el tiempo de tratamiento se eleva hasta las 24 horas. Una similar evolución de la tenacidad de este tipo de aceros cuando se tratan a  $475^\circ\text{C}$  aparece reseñada en trabajos publicados por otros investigadores (12,13) habiéndose atribuido a la formación de la denominada fase alfa prima a partir de la descomposición espinoidal de la ferrita. La presencia de esta fase en la microestructura no parece ejercer ningún efecto fragilizante en cuanto a la corrosión bajo tensiones en presencia de  $\text{SH}_2$  se refiere (7).

#### 4. CONCLUSIONES

- a) La descomposición isotérmica de la ferrita produce la formación de diferentes nuevas fases y una cierta disminución en la tenacidad del acero. Esta disminución es máxima en las probetas tratadas a  $825^\circ\text{C}$ , habiéndose atribuido a la precipitación de la fase sigma.
- b) La formación de esta fase también produce un efecto fragilizante desde el punto de vista del comportamiento frente a la corrosión bajo tensiones en presencia de  $\text{SH}_2$ .
- c) Las muestras tratadas a temperaturas más bajas durante cortos períodos de tiempo muestran una cierta merma en la tenacidad asociada a la precipitación de carburos. Desde el punto de vista del comportamiento frente a la corrosión bajo tensión en presencia de  $\text{SH}_2$  esta precipitación de carburos resulta insuficiente para fragilizar el material, rebasando las probetas el plazo marcado.
- d) Un incremento en el tiempo de tratamiento induce una ulterior merma en la tenacidad debida a la precipitación de compuestos intermetálicos. Asimismo, la aparición de estos compuestos induce una fragilización frente a la corrosión, pudiéndose asociar su presencia con un mal comportamiento frente a este fenómeno.
- e) Las probetas tratadas a  $475^\circ\text{C}$  presentan una pérdida de tenacidad, ligera cuando el tiempo de tratamiento es corto pero sensiblemente mayor cuando este tiempo se eleva hasta 24 horas, que se ha atribuido a la formación de la fase <sup>alfa</sup>sigma. Sin embargo, el tratamiento a esta temperatura no parece ejercer, al menos dentro de los tiempos analizados, ningún efecto sobre el comportamiento frente a la corrosión en presencia de  $\text{SH}_2$ .

#### REFERENCIAS

1. W.A.Baesslack y J.C.Lippold. Metal Construction. Vol.20 (1), 1988: 26R-31R.
2. A.Redjaimia, G.Metaner y M.Gantois. Isothermal Decomposition of Delta Ferrite in Fe-22 Cr- 5Ni-3Mo-0.003 C. Stainless Steel. Proc.8th.Int.Conf.on Offshore Mechanics and Arctic Engineering ASME. Nueva York, 1989, Vol.III: 179-185.
3. H.D.Solomon Age Hardening in a Duplex Stainless steel. Proc.Conf.on Duplex Stainless Steels. Ed.R.A.Lula ASM Metals Park, Ohio. 1983: 41-69.
4. ASTM A240-86 Standard Specification for Heat-Resisting Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plates, Sheet and Strip for Pressure Vessels. ASTM. Vol.01.04.
5. BS 5762. Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing. British Standard Institution. Londres 1979.
6. TM-01-77 Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking at Ambient Temperatures. National Association of Corrosion Engineers.

7. E.Erauzkin. Estudio del Comportamiento frente a las diferentes Formas de Corrosión de los Aceros Inoxidables Austenoferríticos. Tesis Doctoral E.T.S.I.I. Bilbao. U.P.V. (en fase de redacción).
8. J.L.Viviente, A.M.Irisarri y E.Erauzkin. Influence of the Heat-Treatment on the Isothermal Decomposition of Ferrite in a Duplex Stainless Steel (a ser publicado).
9. G.Herslab y P.Schwaab. Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF22 Duplex Steel and Their Influence on Corrosion Behaviour in Acids. Proc.Conf.on Duplex Stainless Steels. Ed. R.A.Lula. ASM. Metals Park, Ohio, 1983: 15-40.
10. E.Erauzkin y A.M.Irisarri. Influence of Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Topography of a Duplex Stainless Steel (pendiente de publicación).
11. A.M.Irisarri, E.Erauzkin, F.Santamaria y A.Gil-Negrete. Influence of the Heat Treatment on the Fracture Toughness of a Duplex Stainless Steel. Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures. Ed. D. Firrao. EMAS. Ltd. 1990. Vol I:373-376.
12. H.D.Solomon y T.D.Devine. Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Localized Corrosion of a Duplex Stainless Steel: MiCon 78. ASTM STP672, 1979: 430-461.
13. L.Iturgoyen y M.Anglada. Anales de la Mecánica de la Fractura. Vol.7, 1990: 53-62.

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su sincero agradecimiento a L.M.Plaza, A.Del Barrio y F.Marín por la ayuda prestada, a E.Alastruey por el mecanografiado del manuscrito y al Gobierno Vasco por el apoyo dado al Proyecto de Investigación y Desarrollo que ha dado origen al presente trabajo.

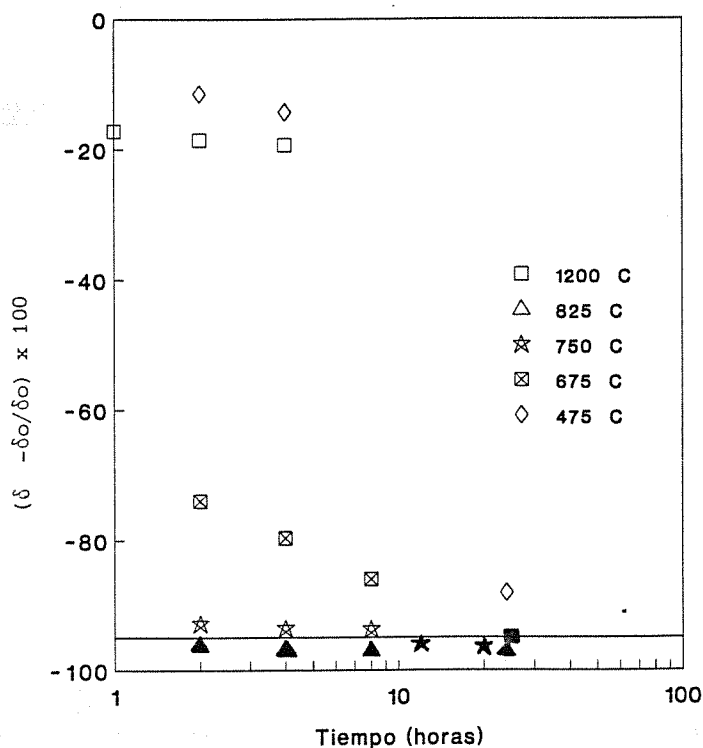


Figura 1.- Efecto de los tratamientos térmicos de sensibilización sobre la variación de la tenacidad del material con relación al estado de recepción ( $\delta_0 = 1.57$  mm). Los símbolos negros corresponden a aquellos estados en que las probetas de corrosión rompieron antes de las 720 horas.

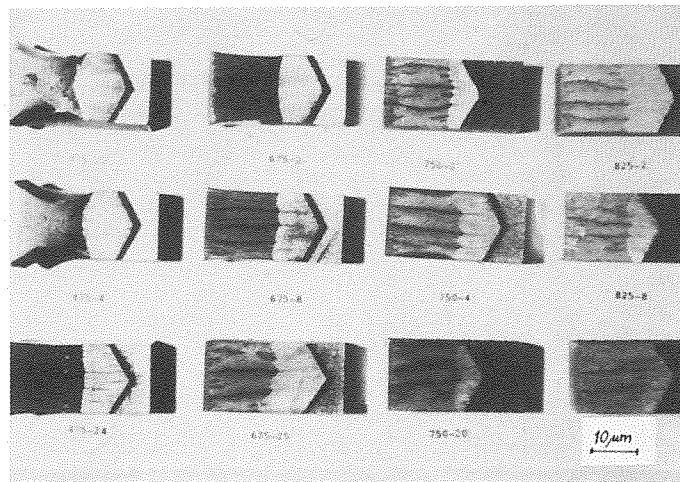


Figura 2.- Evolución en el aspecto fractográfico de las probetas de ensayo COD en función del estado de tratamiento.

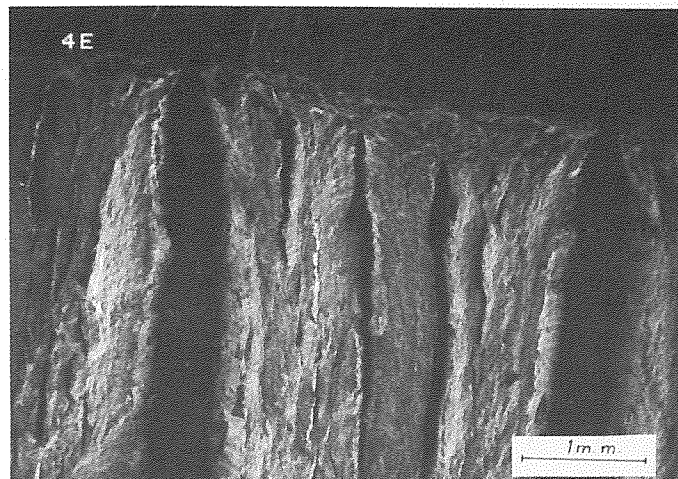


Figura 3. Macrografía SEM. Fisuras anchas en la superficie de fractura de una probeta tratada durante 2 horas a 675°C.

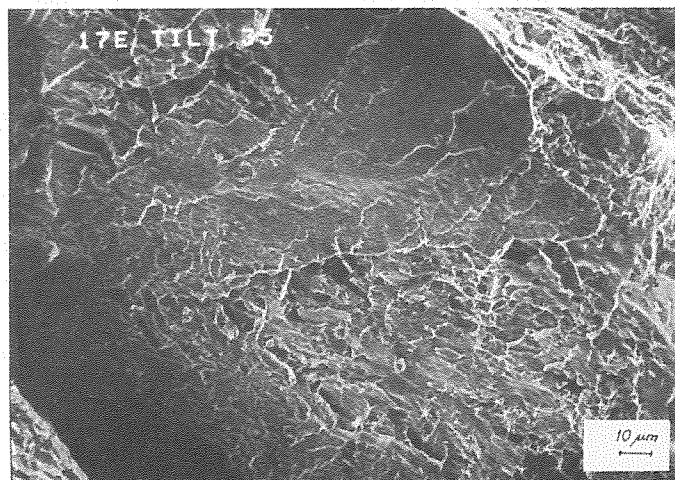


Figura 4. Micrografía SEM. Detalle de las paredes de las fisuras de la probeta tratada a 2 h. a 675°C.

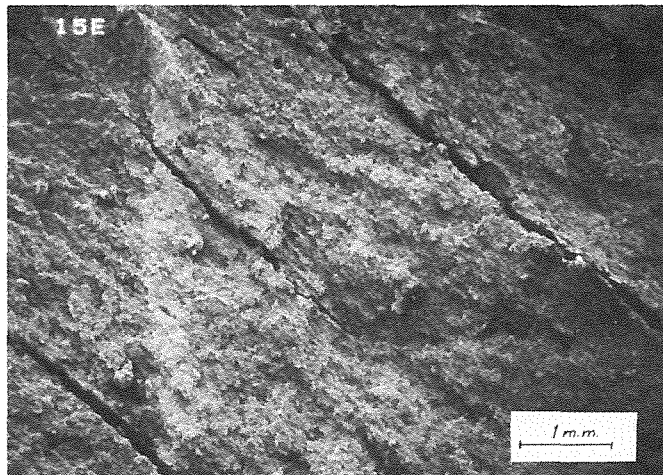


Figura 5. Macrografía SEM. Fisuras delgadas y alargadas en la superficie de fractura de una probeta tratada durante 24 horas a 675°C.

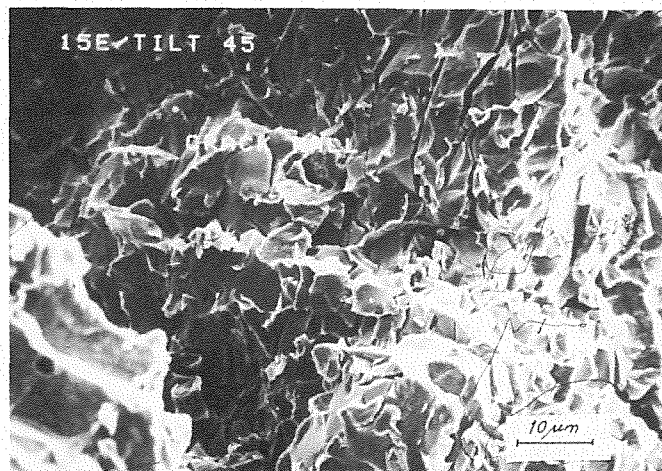


Figura 6. Micrografía SEM. Aspecto frágil de las paredes de la probeta tratada durante 24 horas a 675°C.



## ESTUDIO DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE DOS CHAPAS DE TITANIO DE PUREZA COMERCIAL

A.M.Irisarri (\*), H.Huré (\*\*), A.Rekondo (\*) y L.M.Plaza (\*)

\* INASMET. C.Portuetxe 12. 20009-SAN SEBASTIAN

\*\* Ecole de Mines d'Ales. 30107-Ales. Cedex (Francia)

RESUMEN.- Se ha estudiado el comportamiento a la fractura de dos chapas de titanio de pureza comercial de 6 y 12 mm de espesor. En los ensayos CTOD tanto en la chapa de 6 mm como en la de 12 mm de espesor los resultados obtenidos en las probetas T-L superan a los correspondientes a los L-T. Aunque no se efectuaron medidas de figuras depolos, la aplicación de un método indirecto de valoración de texturas parece apuntar hacia éstas como responsables de este comportamiento anómalo.

ABSTRACT.- The fracture behaviour of two commercialy pure titanium plates, 6 and 12 mm thick has been studied. CTOD tests results are higher in the T-L orientation compared to the L-T one in both 6 and 12 mm thick plates. Even if no pole figures were carried out the use of an indirect method for the determination of textures points towards these as responsables of this anomalous behaviour.

## 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 continua representando más del 75% del consumo de estos materiales, su uso se ha ido extendiendo a nuevos campos con una gran diversidad de aplicaciones (1). Esto ha supuesto un fuerte cambio puesto que de ser considerado poco menos que un material destinado a estudios de investigación básica ha pasado a ser un elemento esencial en diversos usos industriales en los que, además de la citada industria aeroespacial, destaca su empleo en equipos destinados a procesos químicos tales como obtención de ácido nítrico, producción de fertilizantes, síntesis de área, etc. (2).

No obstante, este incremento en el empleo de estos materiales no siempre se ha visto acom-

pañado por una ampliación en el conocimiento científico sino que, en numerosas ocasiones, el avance se ha producido de una forma totalmente empírica. Aún más, el carácter estratégico de muchas investigaciones llevadas a cabo ha ocasionado que la difusión de los resultados obtenidos, haya sido muy restringida, cuando no nula (3).

La obtención de titanio totalmente puro es una meta prácticamente imposible, al menos a un precio relativamente razonable, a causa de su alta reactividad. Por este motivo, el denominado titanio de pureza comercial tan solo posee entre aproximadamente un 99.5% de este elemento, estando asociado con pequeñas cantidades de hierro, carbono, hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en forma de elementos residuales, inevitablemente asociados a su proceso de fabricación (4).

El titanio de pureza comercial se suele clasi-



ficar en cuatro grados en función de su contenido en los citados elementos residuales. Un aumento de estos elementos incrementa la resistencia mecánica del material, tanto a temperatura ambiente como elevada, con la contrapartida de una merma en la ductilidad (5). Los grados de menor resistencia mecánica se usan en aquellas aplicaciones donde el buen comportamiento frente a la corrosión y la óptima capacidad de conformado deben primar sobre las características mecánicas. Por el contrario, si se prevén sollicitaciones más fuertes sobre el equipo y se puede aceptar un ligero sacrificio de ductilidad, se optará por aquellos otros grados que poseen una mayor resistencia (4).

En el presente trabajo se estudia el comportamiento frente a la fractura de dos chapas de titanio de pureza comercial de 6 y 12 mm de espesor en el margen de temperaturas comprendido entre -60 y +20°C.

## 2. TECNICA EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales estudiados

Los materiales seleccionados para este estudio fueron dos chapas de 6 y 12 mm de espesor de titanio de pureza comercial de calidad ASTM B265 grado 2 (6). La composición química de estas chapas se ofrecen en las Tablas 1 y 2, respectivamente.

Tabla 1. Composición química de la chapa de 6 mm.

Fe	C	O	N	H	Ti
0.051	0.012	0.13	0.009	0.0038	Balance

Tabla 2. Composición química de la chapa de 12 mm.

Fe	C	O	N	H	Ti
0.12	0.02	0.14	0.014	0.0020	Balance

### 2.2. Caracterización mecánica

De cada una de estas chapas se mecanizaron probetas de tracción tanto en dirección longitudinal como transversal, probetas que fueron ensayadas a temperatura ambiente determinándose los valores de límite elástico, resistencia a la rotura, alargamiento y módulo de Young.

La caracterización de la tenacidad a la fractura se basó en ensayos de medida del desplazamiento de apertura de la grieta (CTOD), utilizando probetas de doblado en tres puntos de acuerdo con las indicaciones de la norma BS 5762 (7). La orientación de estas probetas corresponde tanto a la L-T como a la T-L, creándose una grieta de fatiga en el fondo de la entalla por aplicación de una carga sinusoidal, reduciendo el valor de esta carga conforme la grieta se aproxima a la longitud deseada. Los ensayos de estas probetas se efectuaron en el margen de temperaturas comprendido entre -60 y 20°C, utilizando un juego de 3 probetas por temperatura.

### 2.3. Estudio metalográfico y fractográfico

La caracterización metalográfica del material se efectuó sobre probetas extraídas en las direcciones longitudinal, transversal y superficial de ambas chapas. Por otro lado, al menos una probeta de cada juego ensayado se destinó al estudio de su superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido, con el fin de determinar el mecanismo operante en cada una de las condiciones de ensayo y direccionalidad de la probeta.

## 3. RESULTADOS

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción se resumen en las Tablas 3 y 4 para las chapas de 6 y 12 mm respectivamente.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de la chapa de 6 mm de espesor.

Orientación	L.E. (MPa)	C.R. (MPa)	A (%)	E (GPa)
Longitudinal	356	495	28.0	100.5
Transversal	436	506	26.7	112

Tabla 4. Propiedades mecánicas de la chapa de 12 mm. de espesor

Orientación	L.E. (MPa)	C.R. (MPa)	A (%)	E (GPa)
Longitudinal	383	480	26.6	102.4
Transversal	480	529	26.9	108.8

La comparación entre los resultados obtenidos en una y otra chapa permite comprobar que los valores de los límites elásticos registrados en la chapa de 12 mm superan en aproximadamente un 10% a los medidos en las probetas extraídas de la chapa de 6 mm, tanto en una como en otra orientación. Una posible explicación a este hecho se halla en los mayores contenidos de elementos intersticiales y, principalmente, de hierro que como se ha indicado previamente incrementan esta propiedad. Asimismo, el menor tamaño de grano existente en la chapa de 12 mm -figuras 1 y 2- aporta una cierta contribución en este sentido. Desde el punto de vista de la direccionalidad de las propiedades -mayores límites elásticos y módulos de Young en las probetas transversales en ambas chapas- se ofrece una posible explicación más adelante al analizar los resultados de tenacidad a la fractura.

Los valores medios del desplazamiento de apertura de grieta (CTOD) frente a la temperatura de ensayo para las probetas extraídas de las chapas de 6 y 12 mm se muestran en las figuras 3 y 4, respectivamente. El análisis de estos datos revela algunos aspectos dignos de ser comentados. En primer lugar, la comparación de los valores registrados en una y otra chapa para una misma orientación de las probetas pone de manifiesto la mayor tenacidad de la chapa de 12 mm. Este resultado parece en principio sorprendente puesto que ni el mayor espesor de la probeta, ni el superior límite elástico de la chapa de 12 mm ni la presencia de mayores contenidos de hierro y elementos intersticiales de la misma parecen apuntar en este sentido.

Una posible explicación a este comportamiento pudiera hallarse en el tamaño de grano más fino que posee la chapa de 12 mm. Este menor tamaño de grano actúa a través de un aumento en el número de barreras que se oponen al avance de la grieta, oposición que es tanto mayor cuanto más elevada sea la desorientación entre dos granos contiguos. Sin embargo, tal y como ponen de manifiesto las figuras 5 a 8 las facetas presentes en la superficie de fractura de las probetas son sensiblemente mayores que el tamaño de grano de los materiales, tanto para una como otra chapa, en ambas orientaciones de la probeta y en todo el margen de temperaturas estudiado. Esto supone que las juntas de grano parecen jugar un papel secundario en el comportamiento a la fractura de estos materiales y difícilmente pueden llegar a justificar las diferencias encontradas.

Por otra parte, en ambas chapas, los valores del parámetro CTOD obtenidos en las probetas T-L resultan sensiblemente más elevadas que los registrados en las correspondientes L-T, ensayadas a la misma temperatura. Este comportamiento contrasta fuertemente con los observados en una amplia variedad de materiales que comprende los aceros al carbono y de baja aleación (8), aceros inoxidable austenoferríticos (9) y diversas aleaciones de aluminio (10). En todos estos materiales la tenacidad de las probetas L-T es apreciablemente mayor que la ofrecida por aquellas otras en que la fractura progresa en la dirección de laminación de la chapa (T-L).

Sin embargo, en otros estudios realizados en otras aleaciones de titanio (11,12) también se ha señalado la obtención de valores de tenacidad ( $K_{IC}$ ) más elevadas en las probetas T-L que en las L-T. Este comportamiento se ha atribuido a la existencia de una textura basal transversal que se desarrolla en el titanio alfa, que posee una red hexagonal compacta, cuando es sometido a un proceso de deformación unidireccional (11). Aunque en el presente trabajo no se han realizado medidas de figuras de polos para la medida de las texturas sí se ha acudido a su valoración indirecta por medio del método propuesto por Bowen (13). Este método propone la utilización de los valores de los módulos de Young obtenidos en los ensayos de tracción de las probetas extraídas en las direcciones longitudinal y transversal de la chapa para lograr una evaluación del tipo de textura que presenta el material. La aplicación de este método a los materiales estudiados en el presente trabajo, que conduce a los resultados de la figura 9, parece apuntar hacia la existencia de una cierta textura basal transversal (textura de borde), más acentuada en la chapa de 6 mm. de espesor. La futura realización de medidas de texturas por figuras de polos permitirá confirmar, o desmentir, este punto.

El análisis fractográfico también parece apoyar la existencia de textura en los materiales puesto que, en la gran mayoría de las superficies de fractura de las probetas, se observan, como se ha comentado previamente, unas facetas lisas de dimensiones sensiblemente mayores que el

tamaño de grano de los materiales y con unas marcas de deformación, agudas y apreciablemente definidas. En un trabajo previo se ofrece mayor detalle acerca del estudio fractográfico (14).

#### 4. CONCLUSIONES

- a) Ambos materiales exhiben una marcada anisotropía, resultando las características mecánicas en dirección transversal superiores.
- b) También la tenacidad de las probetas T-L es más elevada que la registrada en las L-T en contraste con el comportamiento mostrado por la mayoría de los materiales.
- c) Se considera que la existencia de una textura basal transversal es responsable de esta acusada anisotropía.

#### AGRADECIMIENTO

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda prestada al Proyecto MAT 486/89 del cual se ha extraído el presente trabajo. Asimismo al Gobierno Vasco por la colaboración prestada. H.Huré desea agradecer al Programa Comett de la C.E.E. por la subvención recibida para su estancia en INASMET.

#### REFERENCIAS

1. P.A.COULON. Development and Trends in Metallurgy of Titanium. Titanium and Aluminium. Ed.A.Niku-Lari. I.I.T.T.International. 1989: 13-22.
2. H.B.BOMBERGER. Titanium in the Chemical Industry. Titanium for Energy and Industrial Application. Ed.D.Eylon. T.M.S. AIME. Warrendale, 1981: 217-228.
3. L.M.PLAZA y A.M.IRISARRI. El Titanio y sus Aleaciones. INASMET, 1990:2.
4. Titanium and Titanium Alloys Source Book. ASM Metals Park, Ohio 1982: 10-19.
5. K.RUDINGER. The Use of Titanium in the Aerospace Industry DVS-Berichte Band 53. Krefeld. R.F.A. 1978.
6. ASTM B 265-75. Standard specification for Titanium and Titanium Alloys Sheet, Strip and Plate Annual Book of Standards. Vol. 02.04.
7. BS 5762: Methods for Crack Opening Displacement Testing. British Standard Ins.Londres 1979.
8. G.HENRY y D.HORSTMANN. De Ferri Metallographia. Verlag Stahlesisen m.b.H.Düsseldorf 1979. Vol. V: 122.
9. L.M.PLAZA, F.SANTAMARIA, E.ERAUZKIN, A.GIL-NEGRETTE y A.M.IRISARRI. Anales de Mecánica de la Fractura. Vol. VI. 1989: 72-78.
10. R.W.HERTZBERG. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. John Wiley & Sons. Nueva York 1976: 369-372.
11. R.W.SCHUTZ y J.A.HALL. Optimization of Mechanical and Corrosion Properties of Ti Code 12 Plate and Sheet Part II Thermomechanical Processing Effects Sand. 87-7171. Jan.1987.
12. H.W.ROSENBERG, J.C.CHESNUTT y H.MARGOLIN. Fracture Properties of Titanium Alloys. Application of Fracture Mechanics for Selection of Metallic Structural Materials. A.S.M Metals Park Ohio, 1982: 213-252.

- 13. A.W.BOWEN. Controlled Textured Titanium Alloys. Some Comments on Their Production and Indirect Assessment Titanium 80. TMS. AIME. Warrendale, 1980: Vol.2: 947-953.
- 14. H.HURE: Etude du Comportement du Titane Grade 2. INASMET. Sept. 1990.

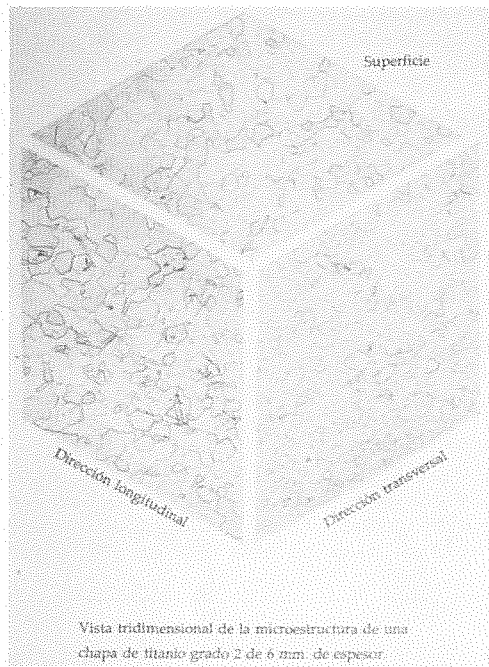


Figura 1. Vista tridimensional de la microestructura chapa 6 mm.

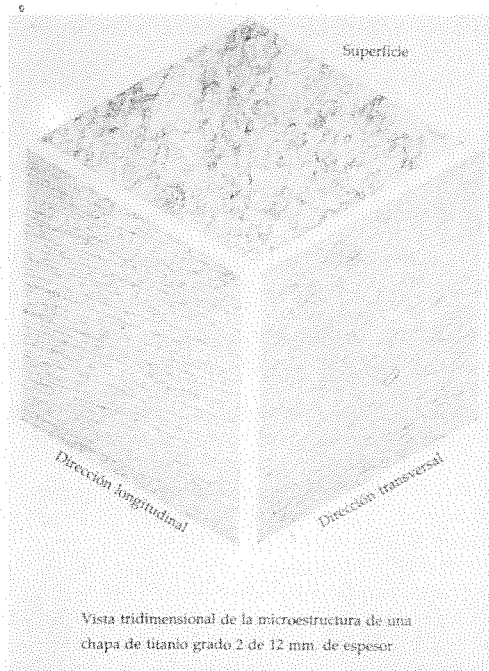


Figura 2. Vista tridimensional de la microestructura chapa 12 mm.

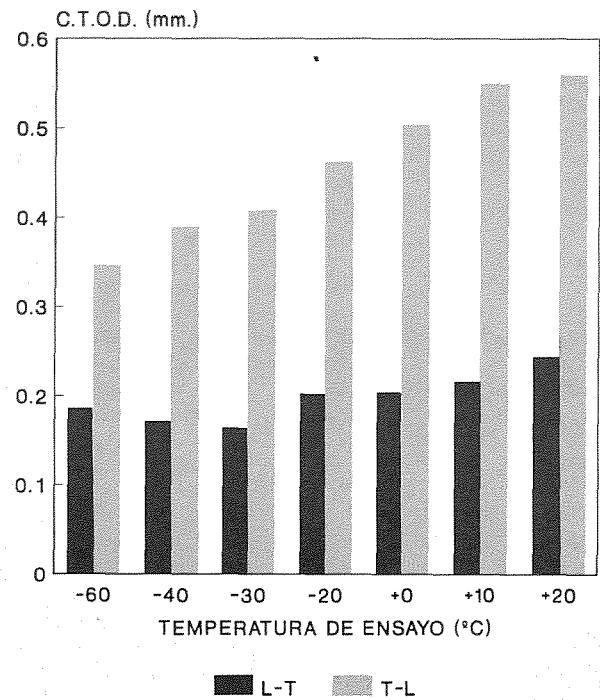
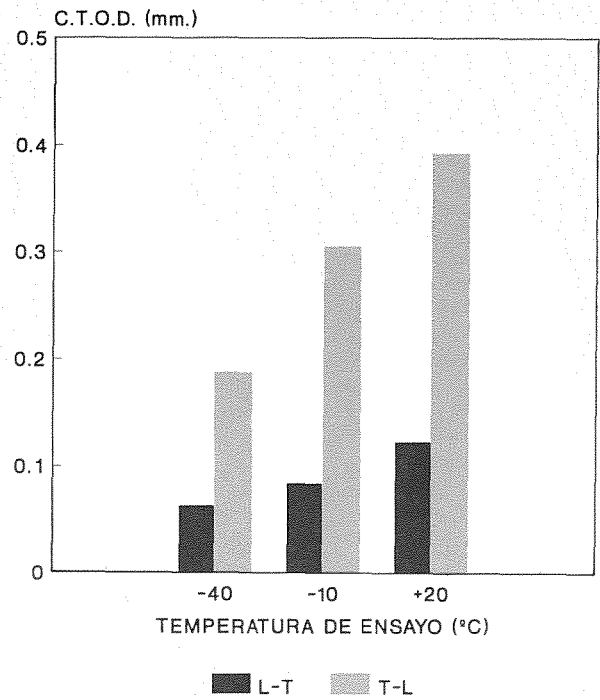


Figura 4. Variación CTOD con la orientación de la probeta y temperatura de ensayo (12 mm).

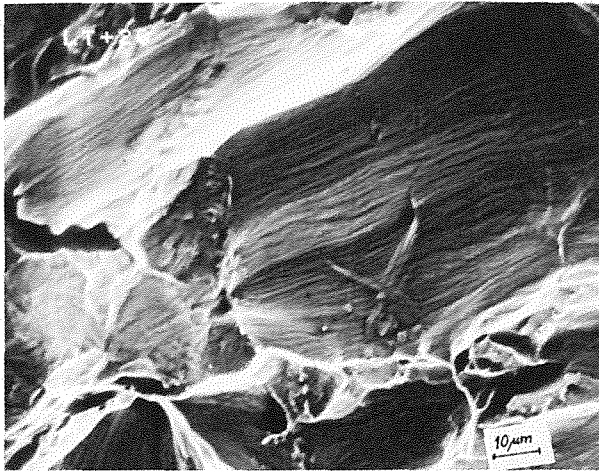


Figura 5. Micrografía SEM Chapa 6 mm probeta L-T ensayada a 20°C.

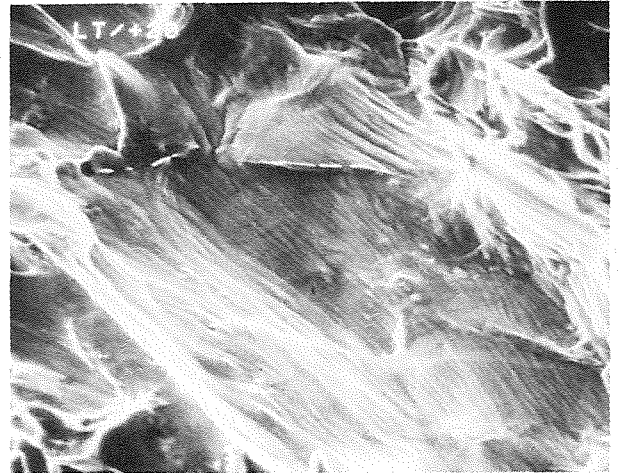


Figura 7. Micrografía SEM. Chapa 12 mm probeta L-T ensayada a 20°C.

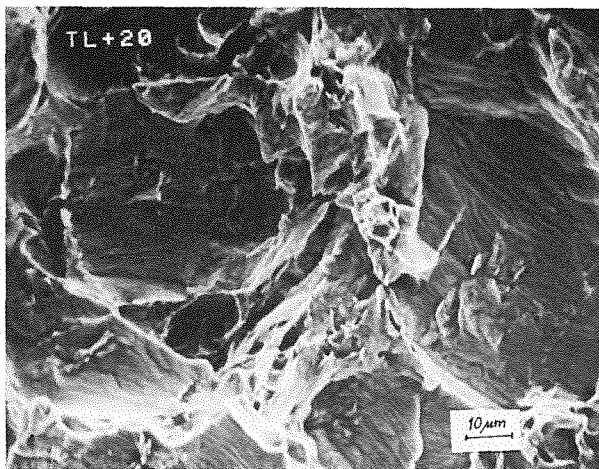


Figura 6. Micrografía SEM. Chapa 6 mm probeta T-L ensayada a 20°C.

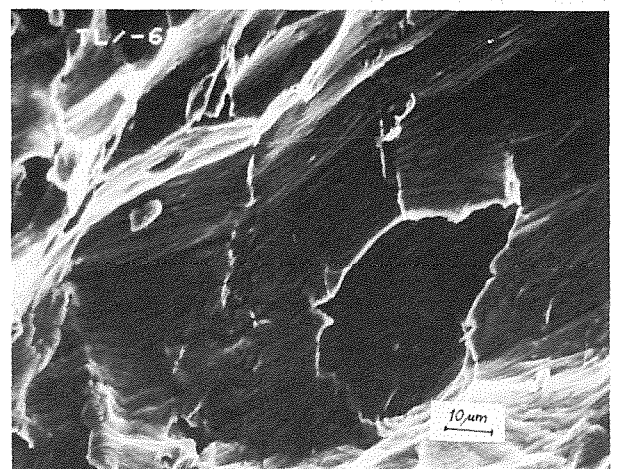


Figura 8. Micrografía SEM. Chapa 12 mm probeta T-L ensayada a -60°C.

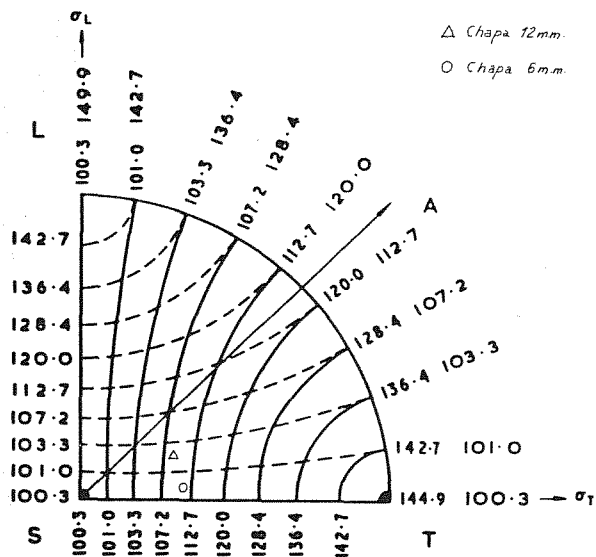


Figura 9. Representación esquemática de la determinación de la textura.

## FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE Mg REFORZADOS CON SiC

J. Ruiz, L. Caballero, J. LLorca y M. Elices

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

### RESUMEN

En este trabajo se estudian los mecanismos de deformación y fractura de materiales compuestos de matriz de Mg (AZ91C) reforzados con partículas cerámicas de SiC. Materiales con diferentes contenidos de SiC (0 - 20%), procesados por moldeo en arena y por inyección, y sometidos a diversos tratamientos térmicos fueron ensayados a tracción. Las superficies de fractura fueron examinadas con un microscopio electrónico de barrido. Los resultados muestran que el mecanismo de fractura dominante en estos materiales compuestos es la rotura prematura de las intercaras matriz-refuerzo. La ductilidad de estos materiales compuestos puede mejorarse mediante tratamientos térmicos de solubilización, mientras que los tratamientos de envejecimiento aumentan la capacidad de endurecimiento por deformación y reducen la ductilidad.

### ABSTRACT

The mechanisms of deformation and fracture in SiC particulate-reinforced Mg-matrix (AZ91C) composites have been studied. Composites with various SiC volume fractions (0 - 20%), processed by sand cast and die cast techniques, and with different heat treatments were tested in tension. Fracture surfaces were examined by scanning electron microscopy. The results point out that the main fracture mechanism is the interfacial decohesion between the matrix and the reinforcement. The ductility of these composite materials can be improved through solution heat treatments. Artificial aging gives rise to larger strain hardening but ductility decreases very rapidly with aging time.

### 1. INTRODUCCION

El estudio de las propiedades mecánicas de las aleaciones de Mg tuvo un fuerte desarrollo durante las décadas de 1950 y 1960. El interés de estas aleaciones radica en su baja densidad (aproximadamente un 30% inferior a las aleaciones de Al), con un claro potencial en la industria aeroespacial. Sin embargo, los graves problemas de corrosión encontrados llevaron a abandonar su aplicación como materiales estructurales. Durante los últimos diez años, estas propiedades han mejorado considerablemente mediante el uso de nuevas técnicas de fabricación, la eliminación de sustancias que facilitan la corrosión del Mg y la adición de nuevos elementos aleantes [1]. Estas nuevas aleaciones presentan unas propiedades muy interesantes para su uso en la industria espacial, donde el ahorro de peso es un factor de enorme importancia y los problemas de corrosión son reducidos.

Un modo de mejorar las propiedades mecánicas de estas nuevas aleaciones de Mg es reforzarlas con partículas

cerámicas. Los resultados disponibles en aleaciones de Al reforzadas con partículas cerámicas muestran una mejora considerable en el módulo de elasticidad, el límite elástico y la tensión de rotura en comparación con las matrices sin reforzar [2]. Su principal limitación se encuentra en los bajos valores de ductilidad y tenacidad de fractura, debidos a la introducción de partículas frágiles dentro de una matriz dúctil. El estudio de la rotura de estos materiales compuestos ha identificado tres mecanismos principales: rotura de las partículas cerámicas, decohesión entre la matriz y las partículas, y rotura dúctil en la matriz [3-5]. El mecanismo dominante puede variar en función de diversos factores tales como el tipo de sollicitación, el proceso de fabricación, los tratamientos térmicos, el tamaño medio de las partículas, la temperatura, etc.

Los escasos resultados experimentales disponibles sobre materiales compuestos de matriz de Mg reforzados con partículas cerámicas [6-7] muestran también una



mejora en el módulo de elasticidad, el límite elástico y la tensión de rotura, y una pronunciada reducción en la ductilidad. Sin embargo, las causas de la rotura no han sido analizadas. El objetivo de este trabajo es determinar cuales son los mecanismos dominantes y la influencia que tienen sobre ellos el proceso de fabricación, los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento, y el contenido de partículas cerámicas.

## 2. MATERIALES Y TECNICAS EXPERIMENTALES

Para el presente estudio se han utilizado materiales compuestos constituidos por una aleación de Mg AZ91C (9% Al, 0.5% Zn y 0.3% Mn) reforzada en un 13% y un 20% en volumen con partículas de SiC. Los materiales fueron fabricados y suministrados por Dow Chemical. El compuesto AZ91+13% SiC fue fabricado por un proceso de moldeado en arena, mientras que el material AZ91+20% SiC se fabricó mediante moldeado por inyección. Con objeto de estudiar la influencia de las propiedades de la matriz en el comportamiento mecánico de los compuestos, se ha estudiado también la aleación AZ91C sin reforzar y procesada mediante la técnica de moldéo por inyección.

Las probetas de sección circular suministradas por el fabricante fueron rectificadas ligeramente para eliminar los defectos y la capa de óxido superficial y sometidas a tratamientos térmicos en atmosfera de argon para evitar la oxidación. Las probetas, recibidas en la condición F, fueron solubilizadas a 410°C durante 18 horas (condición T4). Posteriormente, algunas probetas fueron envejecidas durante 8 y 16 horas (condiciones T6 - 8 horas y T6 - 16 horas) a 170°C, de acuerdo con la práctica habitual para la aleación AZ91C [8].

Las probetas fueron ensayadas a tracción de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM E-8M-89, y los valores de la carga y la deformación durante los ensayos se registraron mediante un sistema de adquisición de datos por ordenador. Las superficies de rotura fueron examinadas en un microscopio electrónico de barrido para determinar los mecanismos de fractura dominantes.

## 3. RESULTADOS

Las curvas tensión-deformación para la aleación AZ91C moldeada por inyección y los materiales compuestos moldeados por inyección y en arena se han dibujado en las Figs. 1, 2 y 3, respectivamente. El módulo de Young,  $E$ , el límite elástico,  $\sigma_y$ , la tensión de rotura,  $\sigma_u$  y la deformación de rotura,  $\epsilon_u$ , obtenidas a partir de dichas curvas pueden verse en las tablas 1, 2 y 3 para los mismos materiales.

Los resultados experimentales muestran un aumento significativo en el módulo de Young, el límite elástico y la tensión de rotura, en los materiales moldeados por inyección debido al refuerzo con partículas de SiC. El módulo de Young aumenta en un 50% mientras que los mayores incrementos relativos en  $\sigma_y$ , en relación con la

Tabla 1. AZ91C moldeado por inyección.

Condición	$E$ (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
F	39	143	196	2.9
T4	39	100	187	5.7
T6 (16 h.)	42	139	197	2.1

Tabla 2. AZ91C + 20% SiC moldeado por inyección.

Condición	$E$ (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
F	60	220	235	0.7
T4	56	197	250	1.3
T6 (8 h.)	60	215	252	1.1
T6 (16 h.)	60	233	244	0.7

Tabla 3. AZ91C + 13% SiC moldeado en arena.

Condición	$E$ (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)
T4	50 <sup>†</sup>	120 <sup>†</sup>	185 <sup>†</sup>	3.6 <sup>†</sup>
T6 (8 h.)	50	125	180	1.8
T6 (16 h.)	50	168	180	0.7

<sup>†</sup> Dato obtenido de [6].

aleación AZ91C, se obtienen para los materiales compuestos en la condición T4, lográndose una mejora del 97% con una fracción volumétrica de SiC del 20%. Las menores diferencias se dan para las condiciones F y T6 (16 horas) con un aumento del 50% en  $\sigma_y$ . Por otro lado, la ductilidad de los materiales compuestos es menor que la que presenta la aleación sin reforzar. Los tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento producen el mismo efecto en la aleación de Mg y en los materiales compuestos. La condición T4 presenta una reducción en  $\sigma_y$  y una mejora en  $\epsilon_u$  en comparación con la condición F. Los tratamientos térmicos de envejecimiento reducen progresivamente la ductilidad e incrementan el límite elástico. La tensión de rotura no se ve afectada por los tratamientos térmicos porque el mayor endurecimiento por deformación en las condiciones F y T6 es compensado por la reducción en ductilidad.

Las superficies de fractura de las probetas moldeadas en arena presentan defectos macroscópicos de pequeñas dimensiones y, probablemente, de poca trascendencia en cuanto a las propiedades mecánicas de las probetas (Fig. 4). Aunque no se conoce la naturaleza exacta de estos defectos, su aspecto brillante en el microscopio electrónico indica una baja conductividad eléctrica. En algunos casos, su morfología sugiere que podrían ser partículas de SiC insuficientemente fragmentadas. No parece que estos defectos guarden relación con los tratamientos térmicos, sino con el procedimiento de moldeado y probablemente con el control granulométrico

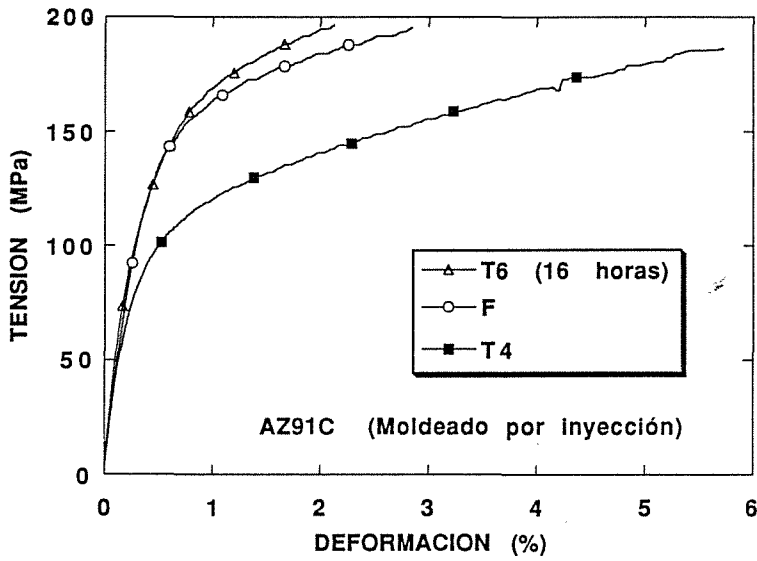


Fig. 1. Curvas  $\sigma - \epsilon$  para AZ91C moldeado por inyección.

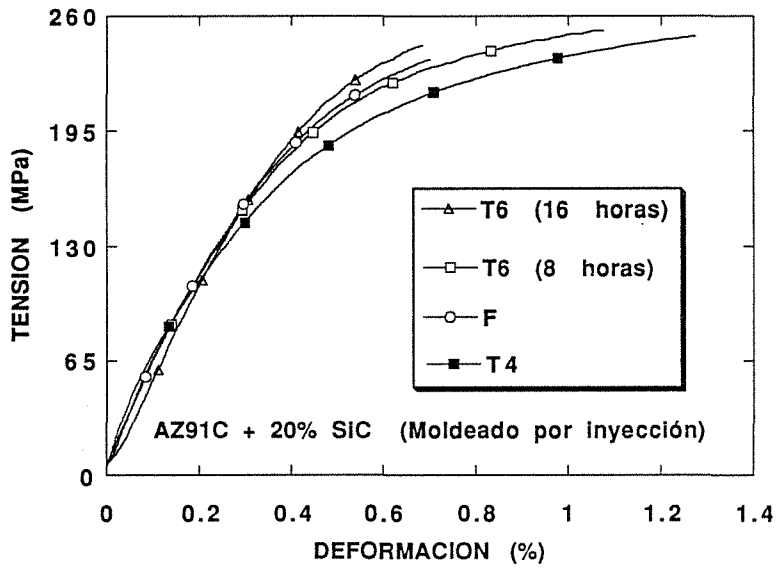


Fig. 2. Curvas  $\sigma - \epsilon$  para AZ91C + 20%SiC moldeado por inyección.

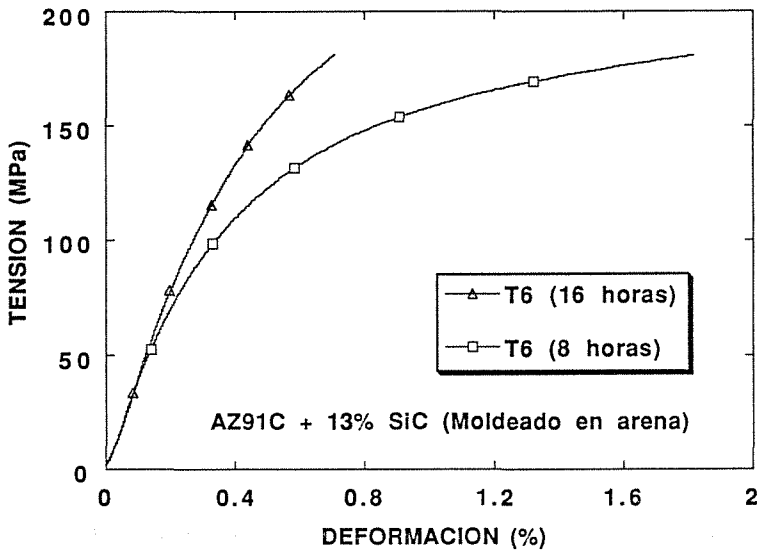


Fig. 3. Curvas  $\sigma - \epsilon$  para AZ91C + 13%SiC moldeado en arena.

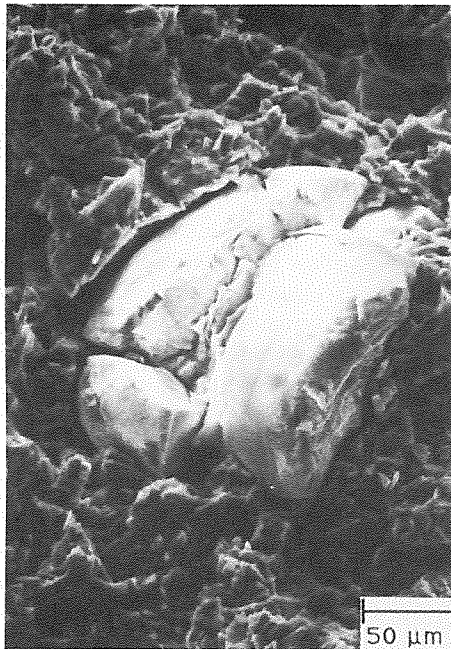


Fig. 4. Defecto en la superficie de fractura de AZ91C + 13%SiC (T6 - 8 horas).

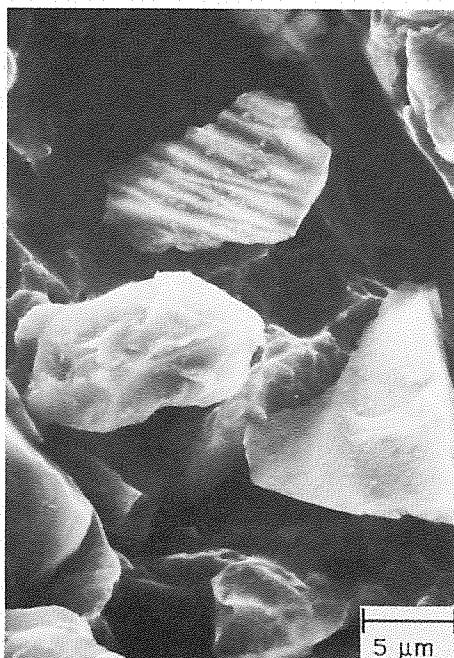


Fig. 5. Partículas de SiC en la superficie de fractura de AZ91C + 13%SiC (T6 - 8 horas). Obsérvese la decohesión entre las partículas y la matriz.

del SiC. En el aspecto microscópico, se observa que la fractura se produce con separación en la intercara matriz-partícula y rotura dúctil en la matriz, independientemente del tratamiento térmico (Fig. 5). La separación de las partículas respecto a la matriz ocurre fundamentalmente en las intercaras con orientación normal a la tensión macroscópica, mientras que las orientadas en la dirección de la tensión parecen separarse más o menos según el tratamiento térmico: tendencia menor en el estado T6 (16 horas) que en el T4 y en el T6 (8 horas).

En el material compuesto moldeado por inyección destaca la menor presencia de defectos macroscópicos en las superficies de fractura. Como excepción aparece un defecto extenso en el borde de la superficie de fractura en la probeta en condición F, que podría haber provocado su rotura prematura. Defectos menos importantes aparecen en el interior de la superficie de la probeta en la condición T4. Desde el punto de vista microscópico, se observa que la fractura del material compuesto tiene lugar por la separación de la intercara matriz-partícula (Fig. 6), acompañada de rotura dúctil de la matriz entre las partículas (Fig. 7). Localmente aparecen zonas de aspecto globular atribuibles a la presencia de microporosidad, que es un defecto frecuente en las aleaciones de base Mg. Aunque parece, al igual que en el material colado en arena, que la separación entre la matriz y las partículas decrece con la severidad del envejecimiento, esta posible tendencia necesita ser confirmada cuantitativamente.

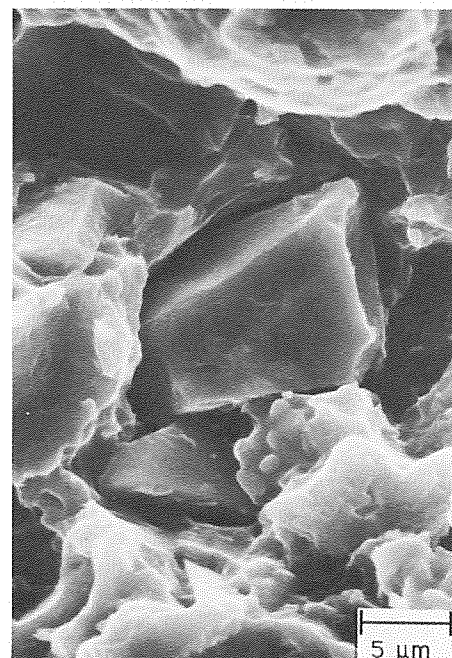


Fig. 6. Detalle de la superficie de fractura de AZ91C + 20%SiC (F). La partícula de SiC se encuentra separada de la matriz.



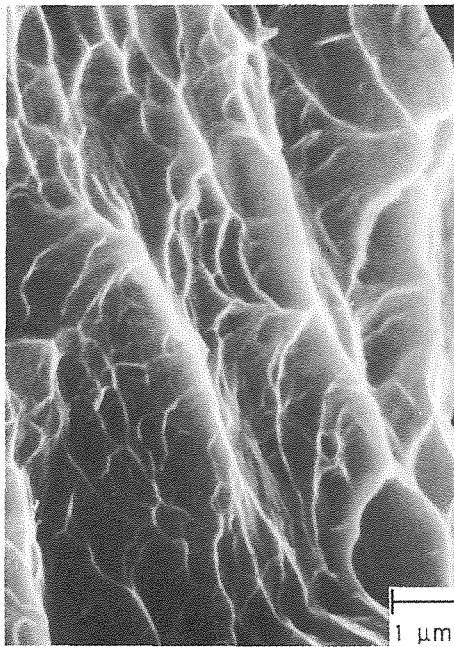


Fig. 7. Rotura dúctil en la matriz de AZ91C + 20%SiC (T4).

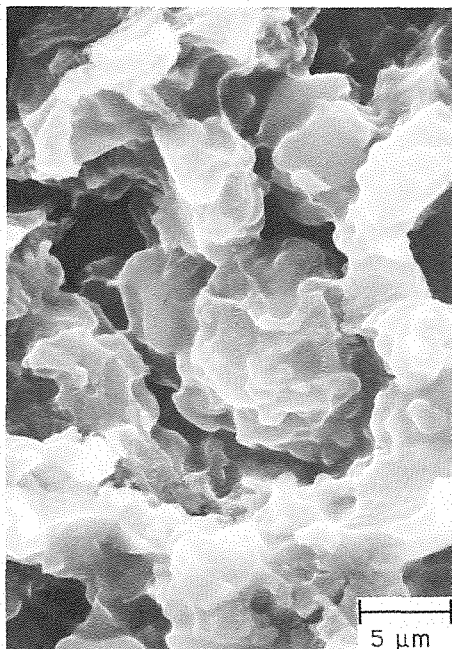


Fig. 8. Superficie de fractura de la aleación AZ91C (F).

En la aleación sin reforzar, la característica fractográfica más destacable es la generalización de la topografía globular (Fig. 8). La microporosidad desarrollada en el proceso de moldeado debe ser muy extensa a juzgar por el aspecto de las superficies de fractura. La fractura es de tipo dúctil, sin apreciarse ninguna influencia de los tratamientos térmicos.

#### 4. DISCUSION

Los incrementos en  $E$ ,  $\sigma_y$  y  $\sigma_u$  obtenidas con la adición de SiC a la aleación AZ91C están de acuerdo con los resultados conocidos para otros materiales compuestos con matrices de Al y Mg [2, 6-7]. Los materiales compuestos moldeados por inyección presentan propiedades superiores a los moldeados en arena, pudiéndose atribuir este comportamiento al mayor contenido en SiC y a las mejores propiedades mecánicas de la matriz. Más interesante es el estudio del efecto de los tratamientos térmicos sobre los mecanismos de endurecimiento y rotura. Análisis por difracción de rayos X [6, 9] han mostrado que la matriz del material compuesto, así como la de la aleación sin reforzar, está compuesta en la condición F por una fase de  $\alpha$ -Mg con precipitados de  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ . Los precipitados intermetálicos de  $Mg_{17}Al_{12}$  dan lugar a un endurecimiento del material por dispersión [8] y tienden a concentrarse alrededor de las partículas cerámicas durante la solidificación del material compuesto debido a la menor conductividad térmica de estas últimas [6]. Durante la deformación, el material de la matriz situado junto a las partículas cerámicas se ve sometido a grandes deformaciones plásticas y a elevadas tensiones hidrostáticas, debido a la diferencia entre las propiedades de la matriz y del refuerzo y a las limitaciones geométricas para la deformación de la matriz impuestas por la presencia de partículas cerámicas [5]. Los precipitados presentes en esas zonas reducen la ductilidad de la matriz y dan lugar a la rotura prematura de la interfase, disminuyendo la ductilidad del material compuesto. El tratamiento térmico de 18 horas a  $410^\circ\text{C}$  disuelve completamente estos precipitados y los materiales en la condición T4 presentan una menor resistencia y un incremento en la ductilidad debido a la ausencia de compuestos intermetálicos frágiles en las intercaras matriz-refuerzo. Estos precipitados vuelven a aparecer con los tratamientos de envejecimiento, recuperándose las propiedades mecánicas y disminuyendo  $\epsilon_u$  con el tiempo de envejecido.

La morfología de las partículas de SiC en las superficies de fractura indica que no se han fracturado durante el proceso de deformación y que, de existir una mejor adhesión con la matriz, serían capaces de soportar mayores tensiones, con la consiguiente mejora en la tensión de rotura del material compuesto.

#### 5. CONCLUSIONES

El refuerzo de una aleación comercial de Mg AZ91C con partículas de SiC da lugar a notables mejoras en las propiedades mecánicas, a excepción de la ductili-

dad que experimenta una drástica reducción. El incremento en  $E$  y  $\sigma_y$  es debido a la transferencia de carga de la matriz a las partículas. Las propiedades mecánicas de los materiales compuestos pueden modificarse mediante tratamientos térmicos de solubilización y envejecimiento, al igual que ocurre con la aleación comercial.

Las superficies de fractura muestran que el mecanismo de fractura dominante es la rotura de las intercaras matriz-refuerzo, posiblemente debido a la presencia de precipitados de  $Mg_{17}Al_{12}$ . Cuando se eliminan estos precipitados por un tratamiento térmico de solubilización, la ductilidad de los materiales compuestos aumenta, sin disminuir la tensión de rotura. Los tratamientos térmicos de envejecimiento no parecen deseables porque, aunque aumentan la capacidad de endurecimiento por deformación, reducen mucho la ductilidad.

## 6. Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a los Drs. B. A. Mikucki y W. E. Mercer, de Dow Chemical (Freeport, TX), que proporcionaron los materiales utilizados en la presente investigación.

## 7. REFERENCIAS

- [1] Bray, D. J. (1990) Cast and Rapidly Solidified Magnesium Alloys, en *New Light Alloys*, AGARD Lecture Series 174, pp. 7.1-7.29.
- [2] McDanel, D. L. (1985) Analysis of Stress-Strain, Fracture and Ductility of Aluminum Matrix Composites Containing Discontinuous Silicon Carbide Reinforcement. *Metall. Trans.*, 16A, pp. 1105-1115.
- [3] You, C. P., Thompson, A. W. y Bernstein, I. M. (1987) Proposed Failure Mechanism in a Discontinuously Reinforced Aluminum Alloy. *Script. Metall.* 21, pp. 181-187.
- [4] Lewandowski, J. J., Liu, C. y Hunt, W. H., (1989) Effect of Matrix Microstructure and Particle Distribution on Fracture of an Aluminum Metal-Matrix Composite. *Mater. Sci. Engng.*, A107, pp. 241-255.
- [5] LLorca, J., Suresh, S. y Needleman, A. (1991) An Analysis of the Effects of Matrix Void Growth on Deformation and Ductility in Metal-Ceramic Composites. *Acta Metall. Mater.*, 39. En imprenta.
- [6] Mikucki, B. A., Shook, S. O., Mercer, W. E. y Green, W. G. (1986) Magnesium Matrix Composites at Dow: Status Update, en *The 43rd Annual World Magnesium Conference*, Los Angeles, California, pp. 13-23.
- [7] Whalen, R. T., González G., Robinson, S. L. y Sherby, O.D. (1989) Mechanical Properties of Particulate Composites Based on Body-Centered Cubic Mg-Li Alloy Containing Boron. *Script. Metall.* 23, pp. 137-140.
- [8] Roberts, C. S. (1960) *Magnesium and its Alloys*, John Wiley, Nueva York.

- [9] Nussbaum, G., Sainfort, P. y Regazzoni, G. (1989) Strengthening Mechanisms in the Rapidly Solidified AZ91 Magnesium Alloy, *Script. Metall. Mater.*, 23, pp. 1079-1084.

DETERMINACION DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DEL ACERO INOXIDABLE  
SUPERFERRITICO Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0.4Nb ENVEJECIDO A 475 °C.

J. Alcalá y M. Anglada

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.  
Universidad Politécnica de Cataluña.  
Avda. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

RESUMEN.

Se analiza la fragilización a 475 °C del acero inoxidable superferrítico Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0.4Nb en función del tiempo de envejecimiento en un intervalo comprendido entre 0.25 y 160 horas. La resistencia a fractura del acero ha sido obtenida por medio de ensayos normalizados para la determinación de  $K_{Ic}$  y  $J_{0.2}$ . La integral J ha sido determinada por el método de la medida de la flexibilidad a partir de descargas parciales sucesivas en una sola probeta siguiendo la norma ASTM 813-87 así como las recomendaciones del EGF. Las superficies de rotura han sido examinadas por microscopía electrónica de barrido y los cambios estructurales han sido analizados por difracción de neutrones a ángulos pequeños.

ABSTRACT

The 475 °C embrittlement of a superferritic stainless steel (Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0.4Nb) has been determined as a function of ageing time in a range between 0.25 and 160 hours. The toughness of the material has been measured by the standard tests for the determination of  $K_{Ic}$  and  $J_{0.2}$ . This last parameter has been obtained by the single specimen unloading compliance technique according to the ASTM 813-87 standard and to the recommendations of the EGF. The fracture surfaces have been examined by scanning electron microscopy and the structural changes which take place during ageing have been analyzed by small angle neutron diffraction.

1. INTRODUCCION.

Uno de los principales problemas asociados a la utilización de los aceros inoxidables ferríticos a temperaturas en el intervalo comprendido entre 300 y 520 °C, es la inestabilidad de la solución sólida Fe-Cr la cual se descompone espinodalmente en zonas ricas en Cr y zonas ricas en Fe. Esto conlleva un aumento en la dureza y una dramática fragilización del material. Este problema es todavía más grave en los aceros inoxidables ferríticos de alto contenido en cromo, los cuales normalmente poseen un contenido intersticial muy bajo y están aleados con molibdeno y níquel (aceros inoxidables superferríticos). Tradicionalmente, la fragilización se pone en relieve de forma espectacular por la fuerte caída en la energía absorbida en el ensayo de resiliencia

incluso después de tiempos de exposición relativamente cortos [1-4]. La descomposición espinodal también ocurre en la fase ferrítica de los aceros inoxidables austeno-ferríticos lo cual limita también su utilización, aunque su efecto sobre la fragilización del material no es tan pronunciado debido a la presencia de austenita.

Puesto que el Fe y el Cr poseen radios atómicos y poderes de dispersión de los electrones muy similares es muy difícil la detección del inicio de la descomposición espinodal por microscopía electrónica de transmisión, siendo necesario recurrir a técnicas más específicas como, por ejemplo, difusión de neutrones a ángulos pequeños, debido al diferente poder dispersor del núcleo de estos dos elementos.

Por otra parte, la medida de la fragilización se ha basado casi siempre

en el ensayo de resiliencia, el cual, como es bien sabido, presenta importantes limitaciones en vista a la obtención de valores de tenacidad válidos de cara al diseño, al igual que representa exclusivamente el comportamiento a impacto del material. En el presente trabajo se ha determinado la variación de la tenacidad con el tiempo de exposición a 475 °C en el acero inoxidable superferrítico Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0.4Nb utilizando las técnicas habituales de la mecánica de la fractura.

En el material recocido o envejecido durante tiempos de exposición inferiores a 7 horas, el parámetro determinado ha sido el valor de la integral J correspondiente a 0.2 mm. de propagación estable de grieta. En el material envejecido durante tiempos iguales o superiores a 7 horas, la propagación se hace inestable, determinándose en este caso el valor crítico del factor de intensidad de tensiones.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

El acero inoxidable superferrítico estudiado fue suministrado por la empresa Thyssen en estado recocido en forma de placas de 11 mm de espesor. La composición química del acero, en tanto por ciento en peso, es: Cr, 28,3; Ni, 3,88; Mo, 2,40; Nb, 0,43; C, 0,005; N, 0,04; P, 0,019; Si, 0,36. El material tiene una estructura monofásica con pequeños precipitados de carbonitruros de niobio. La presencia de niobio en este acero tiene como principal objetivo la estabilización del carbono y del nitrógeno de manera que no se formen carbonitruros de cromo y además disminuya el contenido intersticial en solución sólida. El tamaño del grano es más bien heterogéneo con granos de dimensiones cercanas al milímetro en forma de pancake en la mitad del espesor de las planchas y granos de tamaño mucho menor en las regiones próximas a la superficie.

Para la determinación de la tenacidad se mecanizaron probetas de flexión con orientación L-T respecto a la dirección de laminación de acuerdo con la norma ASTM E 399-83 para la determinación de  $K_{Ic}$ , y siguiendo la norma ASTM E 813-87 y las recomendaciones del EGF para la determinación de la integral J. Las dimensiones de las probetas utilizadas fueron las siguientes: anchura, 20 mm., espesor, 10 mm., longitud entre puntos de apoyo, 80 mm. La entalla se realizó con una tronzadora de disco de

diamante produciendo un corte de alrededor de 8 mm. de profundidad y 0,3 mm. de espesor. La grieta de fatiga en el extremo de la entalla se originó sometiendo la probeta a una carga sinusoidal en una máquina servohidráulica de fatiga controlada mediante bucle cerrado. La amplitud de la carga aplicada fue reducida paulatinamente a medida que la grieta se propagaba de manera que se cumplieran los requisitos exigidos por las normas mencionadas. La relación entre la longitud de la grieta propagada por fatiga y el espesor de las probetas fue de 0.50. Previamente a la formación y propagación de la grieta por fatiga, las probetas fueron envejecidas a 475 °C durante diferentes intervalos de tiempo: entre 0.25 y 160 horas. La abertura de la grieta se midió mediante un extensómetro colocado a ambos lados de la entalla. La celda de carga utilizada para la medida de las fuerzas aplicadas sobre la probeta fue de 10 kN de capacidad dinámica, lo cual permitió una medida muy sensible de la carga.

Las curvas R de integral J fueron realizadas mediante el método de descargas parciales en una sola probeta, contándose con tres curvas R por cada condición de fragilización. La longitud de la grieta se calculó a partir de descargas parciales midiendo la pendiente de la recta que resulta de representar la abertura de la grieta (COD) en función de la carga aplicada.

Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica de fatiga Instron modelo 1341 controlada mediante ordenador a través de un convertidor analógico-digital. Para la medida de las descargas parciales se utilizó un extensómetro de 4 mm de recorrido situado en la boca de la entalla. El ensayo se llevó a cabo generando una rampa en control de posición a una velocidad de 0.5 mm/minuto hasta alcanzar un valor predefinido de la carga dentro del régimen elástico, y al mismo tiempo almacenando la carga, el desplazamiento del punto de aplicación de la carga y el COD. Entonces se realizaron tres descargas "primarias" para determinar la longitud inicial de la grieta. Acto seguido, la rampa se continuó hasta alcanzar un valor predefinido del desplazamiento del punto de aplicación de la carga, a partir del cual, y a intervalos regulares se realizaron alrededor de 50 descargas parciales hasta que la grieta se extendió aproximadamente 2 mm. Antes de iniciar cualquier descarga parcial, el desplazamiento se mantuvo constante para que la carga se relajara. La descarga se inició una vez la carga se mantuvo constante

dentro de una tolerancia predefinida e igual a 0.02 kN por minuto. El valor de la descarga se mantuvo dentro del 20% de la carga inicial.

Las superficies de fractura de todas las probetas ensayadas para la determinación de la tenacidad a la fractura fueron examinadas por microscopía electrónica de barrido.

La evolución de la descomposición espinodal con el tiempo de envejecimiento se ha determinado a partir de experimentos de difusión de neutrones a ángulos pequeños. Los experimentos de difusión de neutrones fueron realizados en el instrumento D-17 en el Instituto Laue-Langevin de Grenoble.

### 3. RESULTADOS.

El acero estudiado sufre una rápida fragilización al ser expuesto a 475 °C, lo cual ha sido descrito en [5] mediante la determinación de la energía absorbida a impacto en el ensayo de resiliencia.

La distribución de la intensidad difundida,  $I(q)$ , en los experimentos de difusión de neutrones a ángulos pequeños (Fig.1) presenta máximos de intensidad ( $I_{máx}$ ) a determinados valores del módulo del vector de dispersión,  $q_{máx}$ ; ambos parámetros tienen una dependencia temporal que obedece a la siguiente relación:

$$q_{máx}(t) \propto t^{-a} \quad (1)$$

$$I_{máx}(t) \propto t^{a'} \quad (2)$$

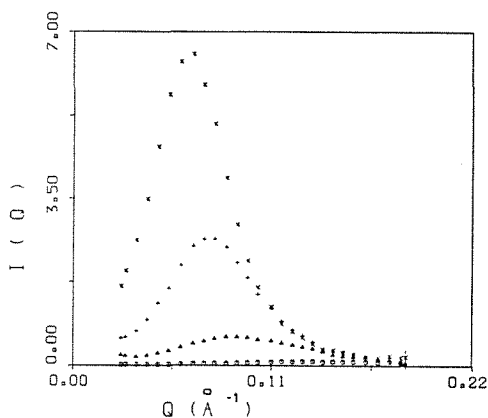


Fig.1: Intensidad difundida para distintos tiempos de envejecimiento: (0) 4h, (▲) 22h, (+) 50h, (x) 135h.

con  $a = 0,19$  y  $a' = 1,1$ . Estos parámetros también han sido determinados por otros autores en una aleación Fe-32Cr y los valores obtenidos están comprendidos entre 0,12 y 0,2 para  $a$  y entre 0,48 y 1,0 para  $a'$ . Esto indica que en el acero estudiado la descomposición de la fase ferrítica ocurre más rápidamente que en la aleación Fe-32Cr.

En el caso de las probetas envejecidas durante tiempos superiores a 7 horas, para evaluar la tenacidad de fractura se realizó el ensayo de determinación de  $K_{Ic}$ , debido a que la energía absorbida en el ensayo de resiliencia fue muy pequeña (alrededor de 5 J). Los valores determinados se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Variación de  $K_{Ic}$  con el tiempo de envejecimiento a 475 °C para tiempos superiores a 7 horas.

Tiempo (horas)	Tenacidad (MPam <sup>1/2</sup> )
8	49
100	36
161	30

En el caso de las probetas no envejecidas o bien tratadas durante tiempos cortos a 475 °C, el espesor de la plancha no fue suficiente para poder cumplir las condiciones que establece la norma ASTM E399 para la determinación de la tenacidad de rotura en deformaciones planas. Por consiguiente, se procedió a la determinación de la integral  $J$  ya que en este caso el espesor de las probetas puede ser menor. En la Fig. 2 se presenta un ejemplo de las curvas obtenidas al graficar la carga aplicada durante el ensayo en función del COD, para el acero fragilizado durante media hora.

Las curvas  $R$  de integral  $J$  para probetas envejecidas a 475 °C durante tiempos distintos se muestran en la Fig.3. En estos ensayos fueron tomadas en cuenta las recomendaciones del grupo europeo de fractura (EGF) [6] para la evaluación de la tenacidad de fractura. Conforme a lo expuesto en ese procedimiento se optó por calcular la resistencia a fractura correspondiente a 0.2 mm de crecimiento total de grieta como criterio de evaluación del valor crítico de la integral  $J$ . Estos resultados se

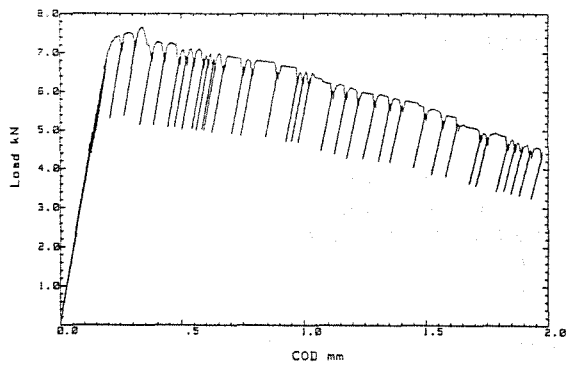


Fig.2: Curva de carga aplicada en función del COD para el acero fragilizado durante media hora.

muestran en la Fig. 4 en función del tiempo de envejecimiento. Para el cálculo de la integral J y para la evaluación de la validez de los ensayos realizados se siguió la norma ASTM E813-87.

En la Fig. 5, se muestran micrografías representativas del tipo de fractura que se observa en la zona justo por delante del frente de la grieta de fatiga después de diferentes tiempos de envejecimiento. Nótese la presencia de fractura dúctil en la probeta no tratada térmicamente, mientras que después de 3.5 horas de envejecimiento a 475 °C, la superficie de fractura es básicamente frágil con sólo unas pequeñas zonas dúctiles rodeadas completamente de granos descohesionados.

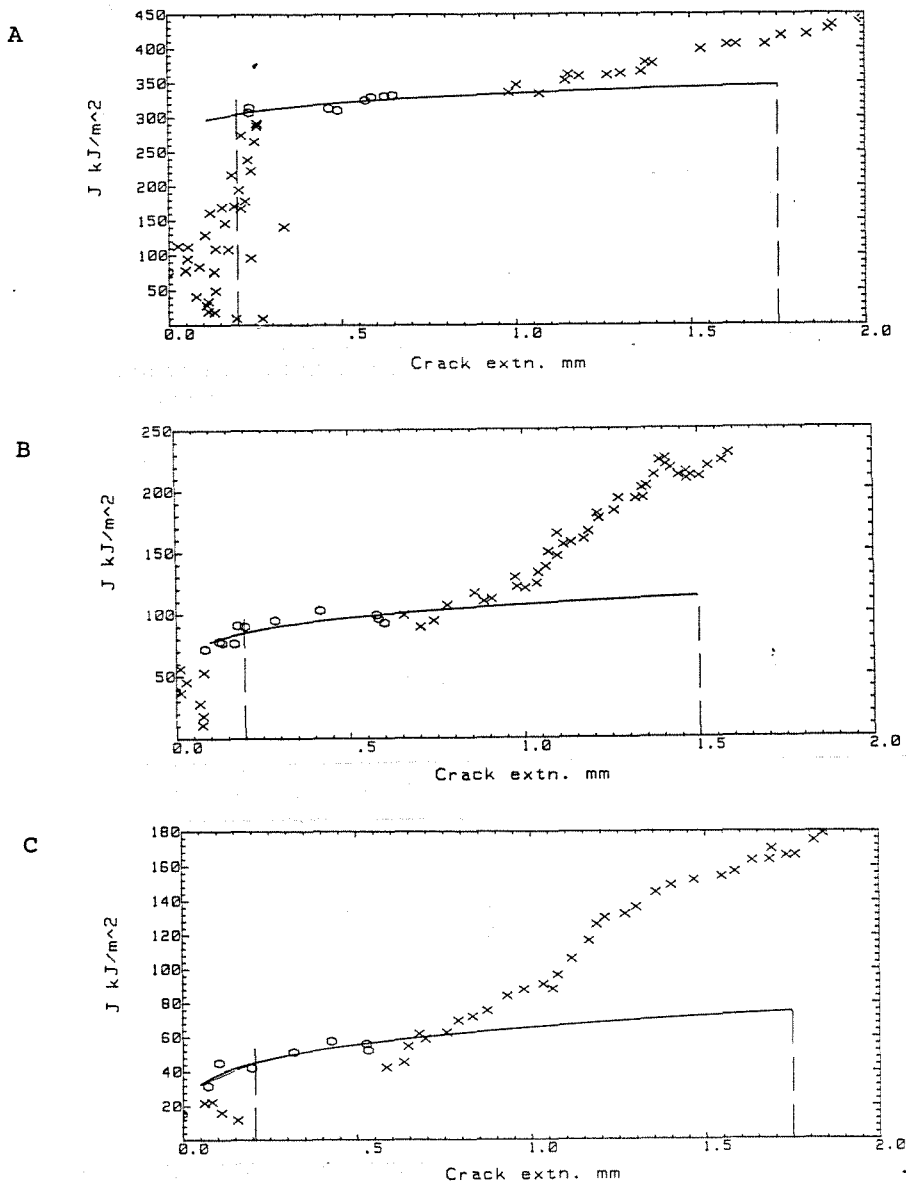


Fig. 3: Curvas R de integral J del acero estudiado, para distintos tiempos de fragilización: a) 0.25 h; b) 1.75 h; c) 5.5 h.

Es importante resaltar que la transición del aspecto de la superficie de rotura dúctil a frágil ocurre rápidamente tal como queda también reflejado en la curva de energía absorbida en el ensayo de resiliencia o en la rápida caída en el valor de la tenacidad obtenida por medio de la integral  $J$ .

En las facies de clivaje se encuentran los detalles característicos de este tipo de rotura como son los ríos y las lenguetas. Estas últimas aparecen con bastante frecuencia, probablemente debido a la tendencia al maclado del acero estudiado [7] ya que, como es bien sabido, se originan por la intersección del plano de la grieta con las maclas.

#### 4. DISCUSION.

En la literatura consultada no se han encontrado valores de  $K_{Ic}$  o  $J_{Ic}$  para el acero estudiado u otro de la misma familia de aceros inoxidable super-ferríticos de alto contenido en cromo. Con respecto a otros materiales similares, parece ser que únicamente se ha determinado la tenacidad a la fractura del acero inoxidable ferrítico 18Cr-2Mo de bajo contenido intersticial entre  $-73$  °C y  $100$  °C después de haber sido fragilizado por tratamiento térmico a  $475$  °C [8].

Los valores obtenidos para  $K_{Ic}$  a  $-73$  °C en este último acero después de ser mantenido a  $475$  °C son similares a los encontrados en el presente trabajo. Sin embargo, en el acero 18Cr-2Mo no se detectaron cambios sustanciales en la

tenacidad a la fractura al aumentar el tiempo de envejecimiento, a pesar de que la energía absorbida en el impacto disminuye apreciablemente y aumenta el límite elástico.

Por otra parte, en el 18Cr-2Mo no se producen variaciones importantes en la energía absorbida en el ensayo de impacto hasta después de 10 horas de envejecimiento, mientras que en el caso presente es suficiente un tiempo menor de 15 minutos para que se manifiesten cambios significativos tanto en la energía absorbida en el impacto como en la tenacidad de fractura.

Es oportuno recordar que la tenacidad es una medida de la resistencia del material al inicio y propagación de grietas. Por consiguiente, el hecho de que  $K_{Ic}$  apenas varíe con el tiempo de envejecimiento para tiempos superiores a aproximadamente 7 horas, parece indicar que una vez el mecanismo de fractura cambia de fractura dúctil a prácticamente 100 % fractura frágil, la resistencia al inicio de la propagación de la grieta varía mucho más lentamente con el tiempo de envejecimiento. En cambio, para tiempos de envejecimiento cortos, la tenacidad disminuye rápidamente con el tiempo de envejecimiento, lo cual está de acuerdo con las observaciones fractográficas.

Obviamente, la fragilización observada está relacionada con los cambios microestructurales que ocurren a  $475$  °C. Sin embargo, la razón del rápido descenso en la tenacidad de fractura producido por la descomposición de la aleación es todavía desconocida [9]. La fragilización observada en el acero estudiado es mucho más rápida que en el acero 18Cr-2Mo. La causa de esta diferencia reside probablemente en la distinta cantidad de Cr, la cual es bien sabido que acelera la descomposición espinodal de la aleación.

En el caso del material no envejecido, se tuvo en cuenta que el EGF recomienda para la geometría de probeta empleada, un máximo de crecimiento de grieta de  $0.54$  mm, y un valor máximo de  $J$  de  $260$  kJ/m<sup>2</sup>. Por ello, puede considerarse que el proceso de fractura en el material no envejecido no se encuentra bajo control de la integral  $J$  debido a excesiva plasticidad en la punta de la grieta.

No obstante, en todas las curvas  $R$ , el bajo límite de crecimiento de grieta de  $0.54$  mm fijado por el EGF para la geometría empleada, no supuso ningún inconveniente para la determinación de la curva  $R$ , dado que para su trazado se contó con una distribución conveniente de puntos cercanos a la iniciación del

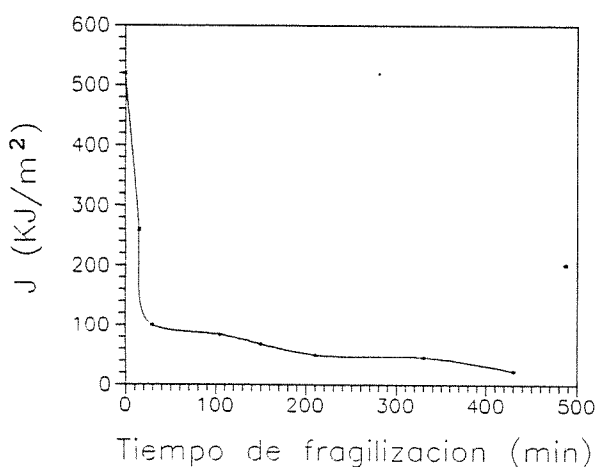


Fig. 4: Valor de  $J_{8.2}$  para distintos tiempos de envejecimiento.



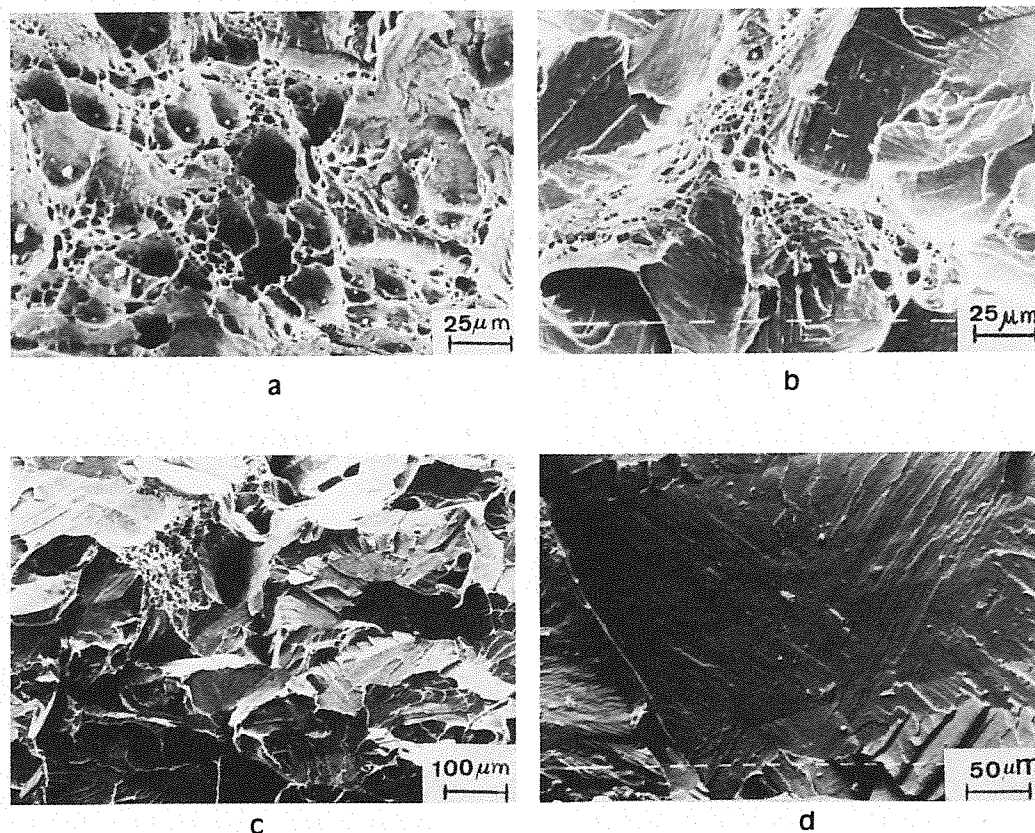


Fig. 5: Superficies de fractura representativas de la fractura observada justo delante del frente de grieta de fatiga después de diferentes tiempos de envejecimiento: a) 0 h; b) 0.5 h; c) 3.5 h; d) 7.2 h.

crecimiento de grieta, tal como puede observarse en la Fig. 3.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

1. J.J. Demo, "Structure, Constitution and General Characteristics of Wrought Ferritic Stainless Steels", ASTM STP 619, American Society for Testing and Materials, 1977.
2. T.J. Nichol, A. Datta y G. Aggen, Met. Trans. 11A, 1980: 573.
3. T.J. Nichol, Met. Trans., 8A, 1977: 229.
4. H. Kiesheyer y H. Brandis, Z. Metallkunde, 67, 1976: 258.
5. A. Isalgué, M. Anglada, J. Rodriguez-Carvajal, A. de Geyer, J. Mat. Sci. 25, 1990: 4977.
6. EGF Recommendations for the fracture resistance of ductile materials, EGF P1-90, 1990.
7. M. Anglada, M. Nasarre y J. A. Planell, Scripta Metallurgica, 21, 1987: 931-936.
8. J. Agren y H. Johansson, Mater. Sci. and Technol., 34, 1978: 285-289.
9. P.H. Pumphrey, G.D.W. Smith, M. Prager, "International workshop on intermediate temperature embrittlement processes in duplex stainless steels", Editorial Overview, Mater. Sci. and Technol., 6, 1990: 209.



## Estudio Fractomecánico Comparativo de Fundición Nodular con Matriz Bainítica

Yvan Houbaert y Jozef Dilewijns

Laboratorium voor Algemene Metallurgie, Siderurgie en Fysische Metaalkunde  
Universidad del Estado en Gante, St.-Pietersnieuwstraat 41 B-9000 Gent, Bélgica

### Resumen

Se presenta una revisión de características mecánicas de fundición nodular con matriz bainítica en comparación con otros tipos de fundición, poniendo énfasis en las propiedades fractomecánicas ( $K_{IC}$ , CTOD, J-integrada, leyes de propagación de las fisuras). Se comparan resultados propios con datos de literatura, explicando la correlación con la microestructura. Se discute el mecanismo de propagación de fisuras en las muestras experimentales, basándose sobre el estudio fractográfico. Se describen experiencias propias relativas a la determinación de la J-integrada con muestra única.

### Abstract

Mechanical properties of austempered ductile iron are compared with those of other types of cast iron, specially concerning fracture mechanical data ( $K_{IC}$ , CTOD and J-integral) and crack-propagation data. Own results are compared with literature and discussed in terms of microstructure. The mechanism of crack propagation in the studied samples is discussed and experiences with the determination of J-integral for cast iron using the single specimen method are presented.

### 1. Introducción

En 1985, el Gobierno Alemán autorizó la utilización de fundición nodular para la construcción de contenedores de transporte de gases radioactivos. La aceptación de la fundición nodular para una aplicación tan crítica es el punto culminante de decenas de años de investigación científica con el fin de producir un material "nuevo" con propiedades mecánicas dignas de confianza, sobre todo desde el punto de vista de la tenacidad y de la ductilidad.

Sin embargo, la presencia de grafito como fase separada en la fundición causa una serie de problemas mecánicos, en principio debido a su falta de resistencia a la tracción, de modo que puede considerarse como microcavidades en el material. Existen modelos para llevar a cabo una corrección sobre la resistencia a la fatiga de la pura matriz, tomando en consideración la presencia de microfisuras en forma de grafito y teorías referente a la propagación estática de fisuras en fundición.

Durante los últimos años, creció mucho el interés para la fundición nodular con matriz bainítica (ADI : austempered ductile iron) y la literatura menciona cada vez mayor número de aplicaciones logradas. La gran ventaja de la fundición nodular con matriz bainítica es su excelente combinación de propiedades de alta resistencia mecánica y de buena ductilidad, conservando una maquinabilidad satisfactoria. Se logran fácilmente resistencias a la tracción de 1000 MPa con un alargamiento de 10 %.

A pesar de su aplicación creciente en elementos sujetos a esfuerzos mecánicos elevados y a fenómenos de fatiga, se encuentran hasta la fecha muy pocas publicaciones referente a datos fractomecánicos y a la propagación de fisuras en este material.

### 2. Propiedades mecánicas de la fundición nodular

#### 2.1 Generalidades

No hay mucha necesidad de estudios fractomecánicos de fundición gris de matriz ferrítica, ya que tiene muy alta ductilidad. Por otro lado, la fundición nodular de matriz perlítica tiene una ductilidad muy reducida.

La influencia perjudicial de las láminas de grafito en la fundición gris es atenuada si el grafito se forma en nódulos. Como también en la fundición gris, la fundición nodular puede tener diferentes tipos de matriz : ferrítica, perlítica, mixta, acicular, bainítica, martensítica, austenítica. Es evidente que la combinación de grafito nodular con una matriz ferrítica proporciona a la fundición una alta ductilidad, mientras que una matriz martensítica combina alta resistencia mecánica con una ductilidad muy reducida.

El término de "material compuesto" es aplicable para fundición de hierro : una matriz variable y nódulos (microcavidades) de grafito. El tipo de matriz obtenido es función de la composición de la fundición y de su historia térmica, el tamaño y la distribución de los nódulos es en gran parte función del espesor de la piezas coladas (o sea de la velocidad de enfriamiento después de la colada).

Para velocidades bajas y medianas de crecimiento de fisuras en fundición nodular, la resistencia a la propagación de fisuras de fatiga depende en gran parte del diámetro de los nódulos de grafito : el efecto de nódulos de mayor tamaño es un aumento de la resistencia a

la propagación de fisuras, debido a la extensión de la matriz sin fallas y a la geometría en la punta de una fisura que encontró un nódulo. También mencionan los autores citados que a mayor resistencia mecánica de la matriz corresponde mayor resistencia a la propagación de fisuras de fatiga.

## 2.2 Fundición nodular con matriz bainítica

Es una variedad de fundición nodular, en la cual la matriz se compone del constituyente "bainita", intermedio entre la perlita y la martensita. Este tipo de fundición tiene propiedades mecánicas marcadas: la figura 1 muestra la resistencia a la tracción de este material comparado con otros tipos de fundición nodular<sup>[1]</sup>.

A pesar de las atractivas características de la fundición nodular con matriz bainítica, su aplicación todavía no ha alcanzado el nivel de producción que merece. Sin embargo, se supone que a corto plazo empezará a aumentar mucho la fabricación y el uso de elementos de máquina fabricados en fundición nodular con matriz bainítica, sobre todo en los casos de posible alternativa para una pieza en acero forjado, con precio mucho más alto.

## 2.3 Tratamiento térmico de la fundición nodular

Mientras en el tratamiento isotérmico de los aceros se trata de conseguir una transformación completa, para la fundición nodular con matriz bainítica, se trata de conservar una determinada cantidad de austenita residual, interrumpiendo el proceso de transformación (fig. 2).

Debido a la composición química de la fundición nodular y al mecanismo de formación de la bainita, la temperatura  $M_s$  (principio de la transformación martensítica) de la austenita residual se encuentra muy por debajo de la temperatura ambiente: varios autores mencionan temperaturas de  $-100^\circ$  hasta  $-120^\circ\text{C}$ . La estructura de la matriz que se trata de lograr para fundición nodular con matriz bainítica es una mezcla bifásica de ferrita acicular y de austenita residual. Durante la permanencia del material a la temperatura de transformación, se nuclea y crece una ferrita bainítica  $\alpha$ , prácticamente libre de carbono, a partir de una austenita original.

La relación entre las propiedades mecánicas iniciales y finales, la composición química de la fundición y los parámetros de los tratamientos térmicos es muy compleja. Los parámetros más importantes que hay que controlar para lograr la estructura bainítica-austenítica de la matriz son: la temperatura de transformación isotérmica  $\Theta_{i50}$ , el tiempo de transformación  $\tau_{i50}$  y el estado de la austenita al iniciarse la transformación isotérmica. Se logra la mejor combinación de resistencia a la tracción y de tenacidad con una fundición de fina estructura duplex, compuesta de ferrita bainítica y de austenita, sin presencia de fases frágiles, como p.ej. carburos. Es evidente que la manera de producción de este tipo de fundición es el factor primordial para aprovechar su

potencial de alta resistencia mecánica y tenacidad. Hay que utilizar parámetros de producción muy controlados y seleccionados con conocimiento de los fenómenos metalúrgicos.

## 3. Necesidades y limitaciones del estudio fractomecánico sobre los tipos de fundición nodular, en especial con matriz bainítica

La necesidad específica de un estudio fractomecánico sobre fundición nodular con matriz bainítica se debe al rango de aplicaciones dinámicas y de alta resistencia previstas para este tipo de material. La fundición nodular presenta en comparación con la fundición gris una ductilidad mucho mayor y debido a la posibilidad de utilizar una matriz de alta resistencia, el campo de posibles aplicaciones aumenta y se requieren datos de mecánica de fractura, especialmente para la variedad descrita en el presente trabajo, con resistencias de 1000 MPa y alargamientos de 10 %.

Encontramos en la literatura varios trabajos referente a la mecánica de fractura de fundición nodular, como por ejemplo determinaciones sobre piezas de gran espesor por Motz et al<sup>[2]</sup>. Sin embargo, se trata en general de materiales con alta ductilidad, examinados a baja temperatura. Datos sobre el comportamiento de fundición nodular con matriz bainítica con combinaciones 1000 MPa y 10 % son muy escasos en la literatura. La figura 3 representa datos típicos de mecánica de fractura para materiales con un límite elástico máximo de 700 MPa<sup>[3]</sup>.

La mecánica de fractura es sobre todo conveniente para el estudio de fundiciones nodulares con matrices de alta dureza. La figura 4<sup>[3]</sup> representa unas curvas carga/desplazamiento para ensayos tipo  $K_{IC}$  sobre fundición nodular perlítica y fundición nodular con matriz bainítica. Según los criterios de la norma ASTM E-399, ambos materiales presentarían valores casi idénticos de  $K_{IC} = 1300 \text{ Nmm}^{-3/2} = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Sin embargo, se observan unas irregularidades en la curva del material perlítico, el cual se rompe después de un breve deslizamiento, dando un valor  $K_{max} = 1715 \text{ Nmm}^{-3/2} = 54 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . El material bainítico, por su lado, presenta un amplio rango de deformación plástica con endurecimiento, finalizando en un valor de  $K_{max} = 2320 \text{ Nmm}^{-3/2} = 73 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Las diferencias entre el comportamiento de las dos fundiciones son importantes.

Volviendo a la figura 3, observamos que para las fundiciones ferríticas la diferencia entre  $K_Q$  y  $K_{max}$  es marcada, debido a una cierta reserva de deformabilidad antes de la fractura. Esta diferencia disminuye para la fundición perlítica, pero vuelve a aumentar marcadamente para la fundición nodular con matriz bainítica. Este último tipo de fundición presenta entonces la mayor reserva de deformabilidad, lo que se debe a la presencia de austenita en la estructura duplex del material.

#### 4. Ensayos de laboratorio sobre fundición nodular con matriz bainítica

##### 4.1 Elaboración de las muestras

Todos los tipos de fundición nodular pueden contener imperfecciones debido a fallas en el método de fabricación, tales como microporosidades, nódulos imperfectos, inclusiones, carburos residuales, etc... Estos defectos son particularmente perjudiciales en la fundición nodular con matriz bainítica, por lo que tuvimos que controlar estrictamente nuestro método de fabricación, especialmente el grado de microporosidades encontrado en las piezas<sup>[4]</sup>.

Produjimos en el laboratorio varias series de coladas alrededor de la composición de base : C : 3,5 a 3,6 %; Si : 2,2 a 2,5 %; Mn mínimo; Mg-residual 0,5 %. La tabla 1 da la composición química de cinco coladas diferentes, algunas con adiciones de Cu o de Cu+Mo. Se colaron bloques en Y con espesor de base de 25 mm y de 75 mm. El tamaño de los nódulos obtenidos en estas piezas variaba siempre entre 5 y 6 (según la norma ASTM A 247).

Con el fin de evitar una solidificación pastosa del material, con la consecuencia que los brazos de las dendritas encierran zonas con falta de material líquido, se aumentó la velocidad de solidificación, colocando una placa gruesa de metal en el fondo del molde. De esta manera se obtuvieron muestras con resistencias de 850 MPa y 6 a 7 % de alargamiento sin recocido isotérmico. Después de un recocido isotérmico de 75 minutos a 340°C, logramos un límite elástico de 850 MPa, resistencia a la tracción de 1135 MPa con un alargamiento de 12 % (fundición con 1,09 %Cu + 0,23 %Mo).

##### 4.2 Estudio fractomecánico de las muestras de laboratorio

**Determinación de los factores K<sub>Q</sub>, K<sub>Ic</sub> y K<sub>max</sub> :** Para las coladas del grupo T, los tratamientos térmicos fueron una austenitización de 120 min a 880°C y un recocido isotérmico de 75 min a 350°C. Los resultados obtenidos sobre muestras en flexión (dimensiones 36x18mm<sup>2</sup>, distancia entre apoyos 144 mm) fueron de 69,7 hasta 77,7 MPa $\sqrt{m}$ , con un promedio de 72.5 MPa $\sqrt{m}$ <sup>[5]</sup>. En la mayoría de los casos se cumplieron todas las condiciones de ensayo, incluso la relación P<sub>max</sub>/P<sub>Q</sub> que varió entre 1.096 y 1.107. De acuerdo con lo que discutimos antes, esto significa que la fundición nodular con matriz bainítica de alta resistencia no conserva la reserva de deformabilidad que tenía con un límite elástico de 600 MPa (figura 3).

Se determinó también el valor K<sub>Ic</sub> por medio de muestras compactas C(T)-25, utilizando una máquina con control servohidráulico. Obtuvimos valores entre 63,6 y 72,9 MPa $\sqrt{m}$ , con un promedio de 66.8 MPa $\sqrt{m}$ , o sea inferior a los resultados en flexión. Sin embargo, las restricciones impuestas por la norma E-399 no fueron respetadas : P<sub>max</sub>/P<sub>Q</sub> varió entre 1.119 y 1.167, a pesar del espesor superior de la muestra, siendo 25 mm par los C(T) y 18 mm para los SE(B). Este resultado queda algo sorprendente.

En una segunda serie de coladas (A y B en la tabla 1), se obtuvieron valores de 67.1 MPa $\sqrt{m}$  para un material con UTS = 649 MPa, YS =

537 MPa, A = 2.5 % (calidad deficiente!) y un valor de 79.2 MPa $\sqrt{m}$  para un material con UTS = 1091 MPa, YS = 876 MPa y A = 8.3 %.

Conclusión : se obtuvieron datos de K<sub>Ic</sub> entre 66.8 y 79.2 MPa $\sqrt{m}$ , variando esto en función de la resistencia mecánica de la fundición. Se observó que se perdió gran parte de la reserva de deformabilidad en las fundiciones de alta resistencia.

**Determinación del factor CTOD :** El ensayo K<sub>Ic</sub> sólo es válido en el rango linear-elástico, mientras que los ensayos CTOD y de J-integrada se diseñaron para el rango elasto-plástico. El valor CTOD se determinó de acuerdo con la norma BS-5762 sobre muestras en flexión, tipo SE(B) con sección 25 x 50 mm<sup>2</sup>, de las coladas A y B. Los resultados obtenidos se dan en la tabla 2<sup>[6]</sup>, en donde V<sub>p</sub> es la abertura externa de la fisura,  $\delta_e$  la deformación elástica en la punta de la fisura,  $\delta_p$  la deformación plástica y  $\delta_c$  la deformación crítica total.

Los valores obtenidos corresponden prácticamente con valores de K<sub>max</sub>, ya que se determinaron en el punto máximo de la curva. La conversión de un valor  $\delta_c$  a un valor K<sub>Ic</sub> se hace por medio de la expresión siguiente :

$$K_{Ic}^2 = \delta_c \cdot E \cdot \sigma_Y$$

El promedio para la serie A ( $\delta_c=0,1031$  mm) da 98,4 MPa $\sqrt{m}$ , para la serie B ( $\delta_c = 0,0851$  mm) 114,2 MPa $\sqrt{m}$ . Estos valores nos parecen demasiado altos, incluso para K<sub>max</sub>. Es probable que la exactitud de la determinación del valor crítico de V<sub>p</sub> no es suficiente.

**Determinación de la J-integrada :** También el valor de la J-integrada corresponde a un comportamiento elastoplástico. Se determinó la JIc con la técnica de las muestras múltiples sobre el material de la colada T5/6, con una resistencia de 1120 MPa, límite elástico de 817 MPa y un alargamiento de 9,7 %, por medio de probetas en flexión con sección 18 x 36 mm<sup>2</sup>, llevando al valor de 17,3 kJ/m<sup>2</sup><sup>[5]</sup>. Convertiendo este valor en K<sub>Ic</sub> obtenemos un valor de 52,6 MPa $\sqrt{m}$ . Este valor es relativamente bajo en comparación con nuestros datos anteriores, porque el K<sub>Ic</sub> se determina de acuerdo a la norma E 399 con una fisura de 2 %. Un nuevo cálculo con una fisura de 102 % da el valor aceptable de 74,1 MPa $\sqrt{m}$ .

Con el fin de determinar un valor JIc con la técnica de la muestra única, escribimos un programa de computadora para llevar a cabo este tipo de ensayo sobre la máquina servohidráulica del laboratorio. Los ensayos se hicieron sobre muestras de tipo C(T)-25 de las coladas A y B<sup>[6]</sup>. Sin embargo, los cálculos no dieron valores aceptables de J=f(a). La razón para este fiasco reside probablemente en una falta de resolución del sistema de adquisición de datos durante las descargas.

Conclusión : observamos en los resultados anteriores que la determinación de datos fractomecánicos en el rango elasto-plástico es más difícil que en el rango elástico, especialmente en cuanto a la exactitud y reproducibilidad de las mediciones. Sin embargo, los datos obtenidos en el presente estudio son comparables.

## 5. Resistencia a la fatiga de fundiciones

### 5.1 Aproximación teórica

En el estudio de la resistencia a esfuerzos-deformaciones cíclicos de materiales colados (acero colado y los diferentes tipos de fundición), se les considera como estructuras con defectos internos, de modo que la resistencia del material de base (el acero o la matriz de la fundición) no representa la capacidad del material para resistir a la fatiga.

Mitchell<sup>[7]</sup> considera este tipo de material como una matriz homogénea de acero, pero con la presencia de microfisuras, con el fin de aplicar las teorías de análisis de fisuras sobre el comportamiento en fatiga de tales materiales.

Puesto que las fisuras de fatiga se originan generalmente en aquellas zonas donde la concentración de esfuerzos debido a las microfisuras es mayor, se justifica la suposición que la resistencia a la fatiga de fundiciones es determinada por la mayor discontinuidad de superficie. En el caso de la fundición gris con láminas de tipo A (ASTM A247), las colonias de grafito se extienden en un espacio tridimensional hasta los límites de las celdas eutécticas. El examen metalográfico de áreas críticas de un componente estructural puede revelar el diámetro de la máxima celda eutéctica,  $t$ , lo que permite calcular la siguiente relación para la concentración de esfuerzos en condiciones de fatiga :

$$K_f = 1 + 0,1 t + 0,5 HB^{0,9}$$

en donde HB es la dureza Brinell del material de base (la matriz ferrítica, perlítica, etc...).

### 5.2 Determinación experimental de la velocidad de propagación de fisuras en condiciones de fatiga

Se determinó la velocidad de propagación de una fisura en condiciones de fatiga por medio de un programa de computadora, en el cual se trabaja en niveles constantes de  $K$ , empezando con  $1000 \text{ Nmm}^{-3/2}$  y reduciendo este nivel con 10 % después de un avance de fisura pre-establecido de p.ej. 0,5 mm. La figura 5 da el resultado de estas pruebas sobre una serie de 5 muestras. Se establece una ley de Paris-Erdogan según :

$$da/dN = 1,20 \cdot 10^{-12} \cdot (\Delta K)^{2,67}$$

$$\text{con } \Delta K \text{ en } \text{Nmm}^{-3/2} \text{ y } da/dN \text{ en mm/ciclo.}$$

Además, observamos una desviación de la línea recta, llevando a un valor límite  $\Delta K = 6,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , por debajo del cual no hay propagación de fisura (threshold value).

## 6. Estudio fractográfico

La figura 6 muestra la transición de fractura de fatiga (arriba) a fractura brusca (abajo) : se nota un cambio de liso hacia rugoso y en el número de nódulos aparentes en la

superficie. Durante el crecimiento en fatiga, la fisura no cambia su orientación (detalle en la figura 7). Parece que no experimenta influencia notable de la presencia de los nódulos, mientras que en la fractura rápida, la fisura se propaga de nódulo a nódulo ( y a veces hacia porosidades), provocando una alta rugosidad y mayor número aparente de nódulos en la superficie (detalle en la figura 8).

## 7. Conclusiones

Se estudiaron muestras de fundición nodular con matriz bainítica con resistencia mecánica de 1000 MPa y alargamiento de 10 %. Los valores de tenacidad se sitúan entre 70 y 75  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , independientemente del procedimiento utilizado. Estos valores están de acuerdo con la escasa literatura. La tenacidad a la fractura de fundición nodular depende en primera instancia de la tenacidad de la matriz. Los nódulos de grafito tienen una cierta influencia, sobre todo la distancia entre los nódulos : fundición nodular con gran distancia internodular presenta la mayor tenacidad. La relación es contraria si la matriz es de tipo muy frágil. En el caso de la fundición nodular con matriz bainítica, la presencia de austenita, como segunda fase al lado de la bainita, es responsable para la excelente relación resistencia/tenacidad del material estudiado. En condiciones de fatiga, la fisura se propaga en un plano independiente de los nódulos, mientras que en el caso de la propagación metaestable de la fisura, finalizando el ensayo fractomecánico, la propagación se hace de nódulo a nódulo.

## Referencias

1. Janowak, J.F. y R.B. Gundlach : "Entwicklung eines für das Zwischenstufenvergüten geeigneten Gußeisens mit Kugelgraphit"; Gießerei-Praxis (19), pp. 317-330, 1984
2. Motz, J.M. et al. : "Bruchmechanische Eigenschaften in großen Wanddicken von Gußstücken aus Gußeisen mit Kugelgraphit". VDI-Z 122(1980)Nr.20, pp.883-898
3. Motz J.M. y E. Kress : "Bainitisch-austenitisches Gußeisen mit Kugelgraphit - hochfest und verschleißbeständig"; konstruieren + gießen 10 (1985), pp. 4-11
4. Van Hecke, P. : "Studie van Isotherm Veredelde Nodulaire Gietijzers", Tesis Profesional, Universidad de Gante, 1985
5. Curé, S. : "Breukmechanisch Onderzoek van Isothermisch Veredeld Bainitisch Nodulaire Gietijzer", Tesis Profesional, Universidad de Gante, 1986
6. Mast, T. : "Vergelijkend breukmechanisch onderzoek van bainitisch nodulaire gietijzer", Tesis Profesional, Universidad de Gante, 1988
7. Mitchell, M.R. : "Fundamentals of Modern Fatigue Analysis for Design", pp. 385-437 en "Fatigue and Microstructure", 1978, American Society for Metals

Tablas y figuras

Tabla 1 : Composiciones logradas en laboratorio

	C	Si	P	S	Mn	Cu	Ni	Mo	Mg
T1/2	3.475	2.61	0.029	0.007	0.09	1.02	0.63	0.29	0.047
T3/4	3.525	2.75	0.019	0.006	0.09	1.02	0.63	0.3	0.047
T5/6	3.63	2.89	0.017	0.01	0.05	1.02	0.65	0.31	0.05
A	3.47	3.06	0.023	0.006	0.04	0.45	0.71	0.27	0.05
B	3.41	2.99	0.025	0.006	0.05	0.45	0.73	0.25	0.034

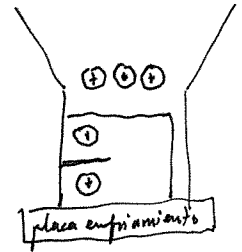


Tabla 2 : Determinación del valor CTOD

Muestra	a/W	Vp [mm]	δe [mm]	δp [mm]	δc [mm]
A3	0.480	0.25	0.0364	0.0714	0.1078
A4	0.501	0.24	0.0360	0.0647	0.1007
A5	0.492	0.24	0.0343	0.0664	0.1007
B3	0.447	0.18	0.0272	0.0562	0.0834
B4	0.485	0.22	0.0249	0.0619	0.0868

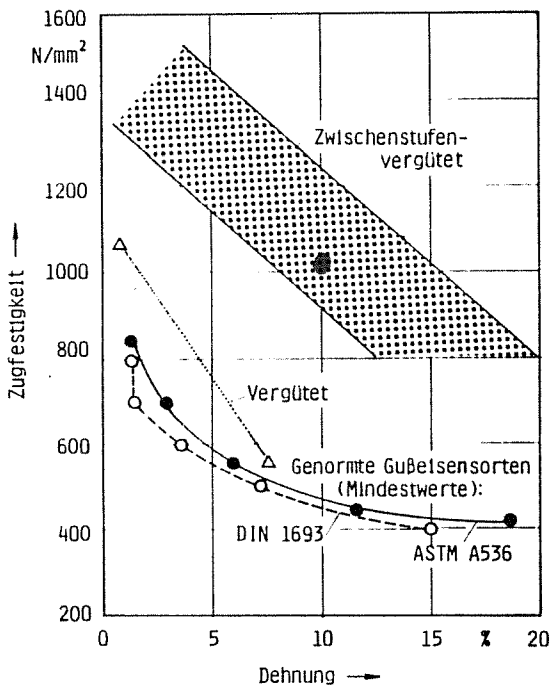


Figura 1 : Propiedades mecánicas de varios tipos de fundición nodular (ref. 1) (Zwischenstufen-  
vergütet = tratamiento isotérmico bainítico)

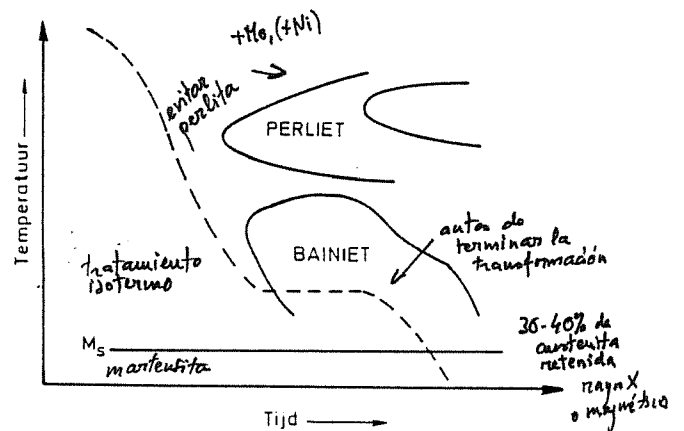
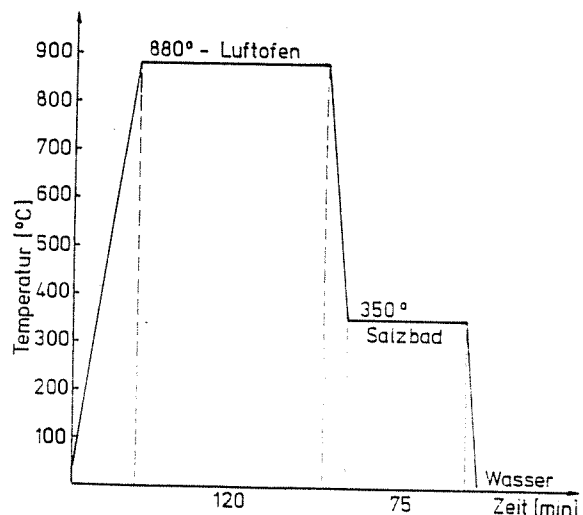


Figura 2a : Representación esquemática del tratamiento térmico, sobrepuesto a un diagrama TTT típico para fundición nodular bainítica

Figura 2b : Tratamiento térmico utilizado para el presente trabajo (Luftofen = horno al aire, Salzbad = baño de sal)



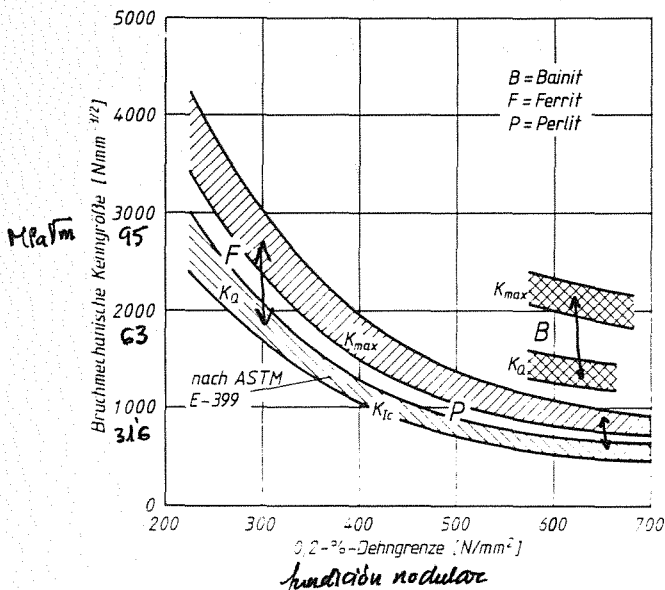


Figura 3 : Datos fractomecánicos para diferentes tipos de fundición nodular en función de su límite elástico ( ref. 3)

Crecimiento de fisura en fatiga

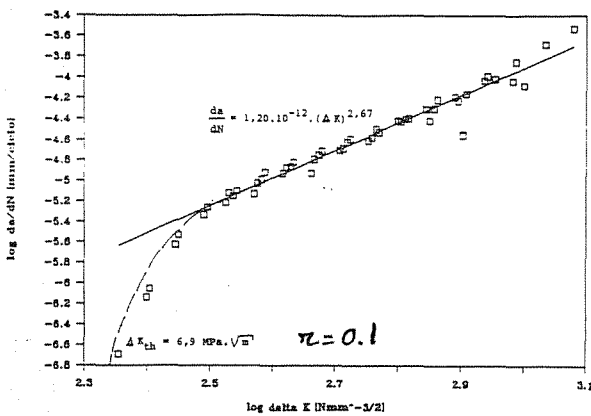


Figura 5 : Crecimiento de fisura en fatiga, mediciones propias

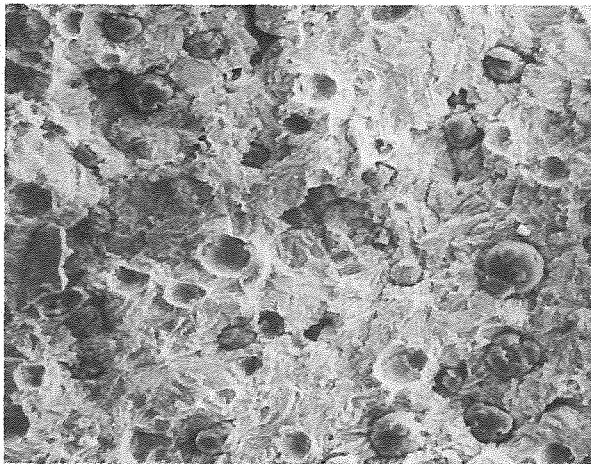


Figura 7 : MEB, aumento 300 x, detalle de la zona de fisura de fatiga

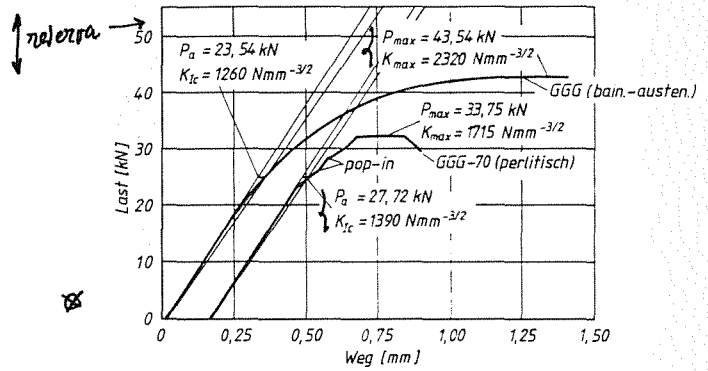


Figura 4 : Diagrama esfuerzo-deformación en muestras CT 1 para fundición nodular con matriz bainítica/austenítica y con matriz perlítica (ref.3)

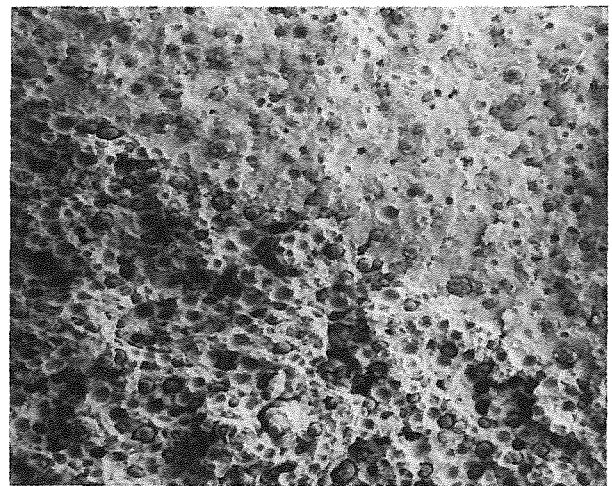


Figura 6 : Microscopio electrónico de barrido, aumento 100 x, límite entre fisura de fatiga (arriba) y fisura brusca (abajo)

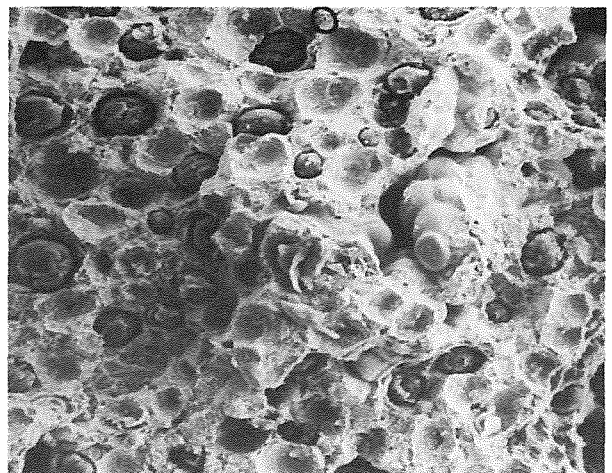


Figura 8 : MEB, aumento 300 x, detalle de la zona de fisura brusca (incluye una microporosidad)

## INFLUENCIA DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION EN MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA

Navarro, A.

Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales  
E.T.S. Ingenieros Industriales  
Avda. Reina Mercedes s/n  
41012-SEVILLA

### Resumen

El crecimiento de grietas por fatiga es modelado en términos de los sucesivos bloqueos de la zona plástica en barreras de deslizamiento tales como bordes de grano. La implementación matemática de tales modelos se realiza mediante la teoría de distribuciones de dislocaciones. Los parámetros relevantes que intervienen son la tensión aplicada, el tamaño del grano (o la distancia típica entre barreras), la tensión crítica de activación de fuentes de dislocaciones y la tensión de fricción o resistencia experimentada por las dislocaciones en su movimiento a través de los granos. Esta tensión de fricción depende de la densidad de dislocaciones y, por tanto, del grado de endurecimiento por deformación. Este trabajo describe esquemáticamente los modelos aludidos, y discute brevemente los diferentes comportamientos que aparecen en cuanto al ritmo de crecimiento de grietas, dependiendo del ritmo de endurecimiento experimentado en la zona plástica a medida que la grieta se extiende.

### Abstract

Fatigue crack growth is modelled in terms of the successive blocking of the plastic zone in slip barriers such as grain boundaries. The mathematical implementation of such models is done through the theory of distribution of dislocations. The relevant parameters are the applied stress, the grain size (or the typical distance between barriers), the critical stress to operate dislocation sources and the friction stress or the resistance experienced by the dislocations in their progression across the grain. This friction stress depends on dislocations density and, therefore, on the degree of strain hardening. This work briefly describes the abovementioned models and discusses the different behaviours in crack growth rate depending on the rate of hardening experienced in the plastic zone as the crack progresses.

## 1. INTRODUCCION

Una definición de Fatiga que puede considerarse como satisfactoria es la siguiente [1]: 'fallo de un metal sometido a carga repetitiva o variable de cualquier otra forma, pero cuyo valor máximo no es lo suficientemente alto como para causar el fallo si se aplica individualmente'.

A pesar de la enorme literatura que ha generado – más de 20.000 artículos desde 1838 [2] - la fatiga de metales sigue siendo en la actualidad un campo experimental, donde las ecuaciones son esencialmente representaciones fenomenológicas que describen con mayor o menor fortuna los resultados obtenidos en el laboratorio. De hecho, puede afirmarse que el diseño y desarrollo de componentes sometidos a fatiga es gran parte un ejercicio de extrapolación de esos datos, que necesariamente debe

acompañarse de ensayos de prototipos bajo condiciones de carga lo más realista posible.

El término 'fatiga' se acuñó hacia la mitad del siglo pasado, cuando empezó a tener una importancia grande en los ferrocarriles. Pook [3] recoge la siguiente cita: "Many accidents on railways are to be ascribed to that progressive action which may be termed 'the fatigue of metals'", F. Braithwaite, Proceedings of the Institution of Civil Engineers, 1854, xiii, 463.

Alrededor de 1920 [4,5] ya era conocido que el fallo por fatiga es un proceso progresivo y localizado que involucra la iniciación de una grieta y su posterior crecimiento, y anteriormente ya se habían apreciado algunos casos de grietas extendiéndose lentamente en servicio [6]. Desgraciadamente, esta idea, básica en fatiga, ha tardado mucho tiempo en ser conocida generalmente y todavía hoy en



día se encuentran manuales que describen vagamente el fenómeno como un deterioro gradual del material sometido a carga repetitiva.

El término Nucleación o Iniciación de grieta se maneja en la literatura de fatiga con dos significados bien distintos: nucleación física y nucleación ingenieril.

La nucleación de grieta estrictamente hablando consiste en una rotura de vínculos a nivel microestructural que da lugar a la aparición de una falla en el material. Las dimensiones de esta falla son típicamente del orden del tamaño de las partículas de segunda fase en los metales, únicamente detectables mediante microscopio electrónico. Existe constancia de que este proceso tiene lugar prácticamente en el primer ciclo de carga.

Desde un punto de vista de ingeniería práctica, por ejemplo en el mantenimiento y revisión de elementos susceptibles de agrietamiento, se considera que la grieta permanece en el período de Nucleación hasta que alcanza un tamaño suficientemente grande como para ser detectable con las técnicas usuales de inspección empleadas en la industria (longitudes del orden del milímetro típicamente).

De cara al diseño a fatiga de componentes, para los cálculos de la duración de la nucleación en sentido ingenieril se emplean el Método de las Deformaciones Locales o los Métodos Clásicos, dependiendo de si se esperan deformaciones plásticas o no. Para el período de propagación se utilizan las técnicas derivadas de la Mecánica de Fractura.

Existe una indefinición grande en cuanto al tamaño de grieta en que debe considerarse a efectos de cálculo que termina la nucleación y comienza la fase de crecimiento. Esto es debido a que por una parte el Método de las Deformaciones Locales representa sólo una aproximación fenomenológica que predice la nucleación de grietas en componentes a partir de datos de fractura de probetas de pequeño diámetro (5 a 8 mm). Y, por otra parte, a que los métodos de la Mecánica de Fractura no pueden usarse cuando la longitud de grieta es pequeña o del orden de los parámetros microestructurales del material (v.g. el tamaño de grano de los metales). Esto es debido a que ese rango de longitudes la hipótesis de medio continuo e isótropo en que se apoya la Mecánica de Fractura no puede considerarse válida.

Esa fase de indefinición que media entre la nucleación en sentido físico de la grieta y la nucleación en sentido ingenieril corresponde al crecimiento de lo que actualmente se suele designar como grietas pequeñas (short cracks). Por el contrario, se habla de grietas grandes o, simplemente, de grietas, en aquellos casos en que la longitud de las mismas es mucho mayor que el tamaño medio de grano

(long cracks). Ejemplos típicos de éstas son las producidas en soldaduras defectuosas en estructuras metálicas. El defecto inicial es considerado como una grieta de un cierto tamaño y la atención se centra en el período de propagación.

Sin embargo, en piezas con buenos acabados superficiales y libres de defectos iniciales, como pueden ser, en general, los componentes de máquinas, la fase de nucleación ingenieril de grieta, es decir, la fase de grieta pequeña, es de suma importancia.

## 2. CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS

Se ha realizado una gran cantidad de trabajo experimental sobre la nucleación y el subsecuente crecimiento de grietas pequeñas superficiales en aleaciones de aluminio de las series 7000 y 2000, aceros de alta resistencia y aceros de contenido medio en carbono [7,8,9,10,11,12]. La mayoría de estos trabajos muestran un patrón característico de nucleación de grieta en inclusiones o en partículas de una fase secundaria más dura que la matriz del metal, siendo este proceso seguido por crecimiento de grieta en modo I o II.

Se sabe que este crecimiento subsecuente está influenciado por la presencia de obstáculos microestructurales que pueden modificar la plasticidad asociada con la propagación de grietas (v.g. bordes de grano). En particular se ha descrito ampliamente [13,14,15,16,17] que unos ritmos altos de crecimiento inicial (mayores que los predichos mediante la Mecánica de Fractura), y una posterior deceleración con una posible parada temporal o permanente son características típicas del crecimiento de grietas pequeñas.

Más precisamente, se ha observado que el crecimiento de grietas en esta etapa sigue un patrón intermitente de deceleraciones y aceleraciones sucesivas, con los mínimos en el ritmo de crecimiento correspondiendo a valores de la longitud de grieta igual a entre uno y tres diámetros de grano. Este patrón intermitente de crecimiento desaparece al hacerse mayor la grieta, resultando un ritmo de crecimiento que aumenta gradualmente, hasta que se produce la unión con la curva de crecimiento típica de grietas grandes o grietas propiamente dichas [18,19,20,21,22,23,24].

En estas etapas iniciales de crecimiento no hay similitud física cuando se representa el ritmo de crecimiento de grieta  $da/dN$  en función del factor de intensidad de tensiones  $K$ , obteniéndose diferentes valores de  $da/dN$  para diferentes grietas con el mismo  $K$ . En particular y muy significativamente se encuentra que las grietas pequeñas son capaces de crecer a valores del factor de intensidad



de tensiones por debajo del umbral. Sin embargo, en el período de crecimiento de grieta grande, la similitud física prevalece y, siempre que se cumplan las hipótesis de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal, los resultados se agrupan en una sola curva (Ley de Paris).

También se han descrito en las etapas iniciales de crecimiento, tamaños de la zona plástica que no se ajustan a las predicciones basadas en la teoría continua de la Mecánica de la Fractura [25,26].

Morris [27] y Lankford [13] han presentado evidencias, aunque indirectas, de que la zona plástica está confinada por los bordes de grano. Morris [27] también ha encontrado que la distancia entre el pico de la grieta y el borde de grano es un parámetro importante con respecto al ritmo de crecimiento.

Como resumen de la evidencia experimental descrita, dos puntos denotan claramente la inhabilidad de las herramientas básicas en los estudios de crecimiento de grietas grandes, i.e., la Mecánica de Fractura Elástica Lineal y la ley de Paris o sus modificaciones para describir el crecimiento de grietas pequeñas:

1. La M.F.E.L. predice ritmos de crecimiento que aumentan con la longitud de grieta y por tanto no puede modelar situaciones de deceleración en que el ritmo de crecimiento disminuye cuando la longitud de la grieta crece, y, menos aún, un comportamiento oscilante.
2. Las grietas pequeñas crecen por debajo del valor umbral del factor de intensidad de tensiones.

Se han propuesto diversos modelos para describir el comportamiento de las grietas pequeñas. En general las explicaciones presentadas se basan o bien en las diferencias que aparecen en el fenómeno del cierre entre grietas grandes y grietas pequeñas o en modelizaciones más o menos afortunadas de la interacción entre la grieta y la microestructura o en combinaciones de ambos efectos.

En cuanto al cierre de grieta, se argumenta que la magnitud de su efecto depende de la extensión de las zonas en posible contacto y por tanto es de esperar que el efecto del cierre en grietas pequeñas sea menor que en las grandes. Diversos autores han comprobado experimentalmente esta tendencia [21,26,27]. En general los modelos de crecimiento de microgrieta que incorporan el fenómeno de cierre utilizan, al igual que en el caso de grietas grandes, una ecuación del tipo Paris pero basada en el rango efectivo del factor de intensidad de tensiones  $\Delta K_{ef} = (\sigma_{max} - \sigma_{ci})\sqrt{\pi a}$ , donde la tensión de cierre  $\sigma_{ci}$

se determina con expresiones derivadas ad hoc, como por ejemplo, en los trabajos de Zurek [20] y Tanaka [28]. La aplicabilidad práctica de este tipo de modelos es cuestionable debido a lo particular de las expresiones para  $\sigma_{ci}$  y al hecho de utilizar un parámetro continuo como es el factor de intensidad de tensiones en una región donde la influencia de la microestructura es predominante.

El papel de la microestructura se ha intentado cuantificar de diversas formas. Chang et al. [29] y luego Zurek et al. [20] utilizaron la idea de que la propagación de grieta requería la superación de un cierto nivel de energía de deformación, resultando en un más o menos prolongado período de incubación cuando la grieta alcanzaba el borde de grano. Estos modelos explican el retardo de la grieta cuando ésta alcanza el borde de grano pero no pueden explicar el rápido crecimiento inicial de la grieta antes de alcanzar el borde de grano.

Chan y Lankford [30] presentaron un modelo para el crecimiento de grieta pequeña que empleaba la ecuación de Paris modificada para tener en cuenta, en el proceso de expansión de la zona plástica, la diferente orientación en los sistemas de deslizamiento entre granos adyacentes de metal. Aunque el uso del factor de intensidad de tensiones no está justificado, como se mencionó más arriba, este modelo consideró por primera vez la dificultad relativa en la transmisión de la deformación plástica como posible característica diferencial entre grietas pequeñas y grandes e incorporó el tamaño de zona plástica como una variable importante.

En una línea similar se encuentra el modelo de la deflexión o desviación de grieta desarrollado por Suresh [31]. Cuando el vértice de grieta alcanza el borde de grano tiende a reorientarse y a seguir la dirección más favorable de avance. El grado de desviación que sufre depende de la orientación relativa de los sistemas de deslizamiento de los dos cristales. La deflexión de la grieta en el borde de grano puede producir una reducción importante en el factor de intensidad efectivo que se traduciría en una reducción importante en el ritmo de crecimiento vía ley de Paris. Si la deflexión fuera suficientemente grande, el factor de intensidad podría descender por debajo del valor umbral, produciéndose por consiguiente la parada de la grieta y convirtiéndose ésta en una grieta no propagante.

En una aproximación diferente, reconociendo el carácter localizado de la deformación plástica, de los Rios et al. [32], utilizaron explícitamente el hecho de que la deformación plástica está asociada a nivel microscópico con la formación de bandas de deslizamiento y consideraron el ritmo de crecimiento como proporcional a la intensidad (número de dislocaciones) de las bandas de deslizamiento que constituyen las zonas plásticas en los vértices de la

grieta y que se extienden desde dichos vértices hasta el borde de grano en que la grieta está creciendo.

Los modelos citados hasta ahora reflejan más o menos satisfactoriamente el crecimiento de la grieta en el primer grano. Sin embargo, ninguno de los mismos estudia la transición entre grieta pequeña y grande, ninguno da una explicación global del proceso de crecimiento que permita ver la transformación lógica de uno a otro.

En este sentido, en una revisión de numerosos trabajos experimentales sobre crecimiento de grietas pequeñas en materiales como aceros, aleaciones de aluminio, de níquel y de titanio, Lankford [13] ha establecido que las grietas pequeñas crecen más rápidamente que las grandes cuando la zona plástica es menor que el elemento microestructural característico (tamaño de grano) y que la convergencia entre grieta pequeña y grieta grande se produce cuando el tamaño de la zona plástica es igual al tamaño de grano.

Existen modelos [33,34] basados en la teoría de distribución de dislocaciones que analizan el crecimiento en términos de los sucesivos bloqueos de la zona plástica en bordes sucesivos de grano. Estos modelos predicen esencialmente todas las características distintivas del crecimiento de grietas pequeñas, como son la propagación por debajo del umbral, el comportamiento oscilante de la velocidad de crecimiento que se va atenuando gradualmente y finalmente la convergencia con el período de grieta grande. Es necesario señalar, sin embargo, las ecuaciones de estos modelos sólo han sido obtenidas para geometrías y cargas muy simples, por lo que su uso es aún restringido.

Se presenta a continuación una descripción esquemática de este tipo de modelos y se discute la influencia del endurecimiento por deformación en el patrón del ritmo de crecimiento de grieta.

### 3. DESCRIPCION DEL MODELO

Las ecuaciones que determinan la distribución de dislocaciones son del mismo tipo independientemente de si se consideran dislocaciones de tornillo bajo una tensión  $\sigma_{yz} = \tau$  (deformación antiplana) o dislocaciones de borde bajo una tensión  $\sigma_{xy} = \tau$  (deformación plana). En ambos casos la distribución es antisimétrica con respecto a  $x$ , pero el último caso la superficie  $x = 0$  está libre de tracciones y, por lo tanto, la misma solución para  $x > 0$  representa el estado de un cuerpo semi-infinito con una superficie libre en  $x = 0$ . En ambos casos los vectores de Burgers de las dislocaciones son paralelos al plano de la grieta.

Una grieta abierta en modo I por una tensión  $\sigma_{xx} = \sigma$  puede representarse mediante la misma ecuación con-

siderando una distribución de dislocaciones de borde con los vectores de Burgers perpendiculares al plano de la grieta.

Para mantener los modelos dentro de la deseable simplicidad, 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.

Cada una de las dislocaciones perteneciente al plano de deslizamiento considerado experimenta fuerzas debidas a las tensiones aplicadas, a la interacción con el resto de las dislocaciones en ese plano y a la interacción con las dislocaciones situadas en los planos paralelos, precipitados, etc. (tensión de fricción).

La representación de una grieta y las zonas plásticas asociadas con la misma se lleva a cabo matemáticamente estableciendo que la tensión de fricción es nula en la zona correspondiente a la propia grieta, mientras que tiene un cierto valor  $\sigma_2$  (ver Figura 1) en la zona plástica.

La ecuación que representa el equilibrio mecánico de cada una de las dislocaciones es una ecuación integral singular del tipo Cauchy cuya función incógnita es precisamente la función de distribución de dislocaciones.

En las primeras etapas del crecimiento de la grieta, el valor de la tensión de fricción es pequeño comparado con las tensiones normalmente aplicadas ( $\tau/\sigma_2 \gg 1$ , entre 5 y 20). En estas condiciones las dislocaciones tenderían a alejarse hacia infinito, pero la presencia de barreras de deslizamiento, como son los bordes de grano, impiden ese alejamiento, bloqueando la primera dislocación del conjunto o dislocación guía. La propagación de la grieta más allá de los bordes requiere la creación de nuevas bandas de deslizamiento en los sucesivos granos (transferencia de deformación plástica). Este proceso está controlado por la activación de fuentes de dislocaciones en el nuevo grano, situadas en las proximidades del borde, o por la inyección de dislocaciones a través del propio borde, de acuerdo con la conocida interpretación Hall-Petch [36], [37] de las tensiones de límite elástico, flujo y fractura de materiales policristalinos.

La distancia entre el borde de grano y las nuevas fuentes o la propia anchura de la frontera de grano se considera en el modelo mediante una pequeña zona en la cual la tensión de fricción  $\sigma_3$  (ver Figura 1) representa la tensión necesaria para activar la fuente de dislocaciones o para inyectar las dislocaciones a través del borde. Esta repre-

sentación del bloqueo de dislocaciones permite eliminar las singularidades tensionales que aparecen en la modelización tradicional de los bloqueos mediante funciones Delta de Dirac [35].

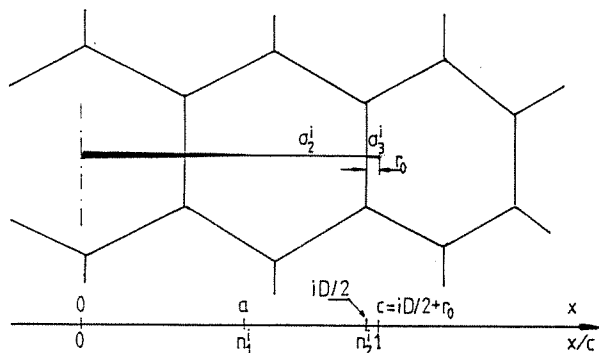


Fig. 1. Esquema de la Grieta, Zona Plástica y Zona de Bloqueo

En general se considera que el ritmo de crecimiento de grieta por fatiga  $da/dN$  es proporcional al deslizamiento plástico  $\phi$ , que puede calcularse como el número de dislocaciones que integran la zona plástica multiplicado por el vector de Burgers:

$$\phi = \frac{2\kappa \sqrt{1-n^2}}{G} \tau a \quad (1)$$

donde  $G$  es el módulo de torsión y  $\kappa = 1$  o  $\kappa = 1 - \nu$  ( $\nu$  es el módulo de Poisson) dependiendo de si se trata de dislocaciones de de tornillo o de borde. El parámetro adimensional  $n = a/c$ , donde  $a$  es la semilongitud de grieta y  $c$  la semilongitud de grieta más la zona plástica, describe la posición del vértice de la grieta en relación al borde de grano en que la dislocación guía de la zona plástica se encuentra bloqueada.

Puede comprobarse que la tensión de fricción  $\sigma_3$  en la zona del borde necesaria para contener al resto de las dislocaciones, o, de otra manera, la presión que éstas ejercen sobre las de la zona frontera, depende exclusivamente (para tensión aplicada constante), del parámetro  $n$ . Por tanto, conforme la grieta crece, estando bloqueada la zona plástica (es decir,  $n$  se incrementa hacia 1), la tensión  $\sigma_3$  aumenta rápidamente. En un cierto punto, marcado por un valor  $n = n_c$  se alcanza la tensión de activación de las fuentes y las dislocaciones viajan hasta el siguiente borde de grano. El valor de la tensión de fricción en la nueva zona frontera es mucho menor que el que existía en la zona que acaba de ser dejada atrás, como consecuencia de

que el nuevo valor de  $n$  ( $n_s$ ) es también menor, al haberse extendido la zona plástica hasta cubrir otro grano,

$$n_s = n_c \frac{i}{i+2} \quad i = 1, 3, 5, \dots \quad (2)$$

que se obtiene relacionando la longitud de grieta a los dos valores sucesivos de  $c$ , esto es  $c = iD/2$  antes de la activación y  $c = (i+2)D/2$  después;  $i$  representa el número de semigranos ( $D/2$ ) a través de los cuales se extienden las dislocaciones.

Esta transferencia discontinua (saltos) del deslizamiento se repite grano tras grano y es la responsable del patrón de crecimiento oscilante que se observa en la fase de grieta pequeña, que es en la que se manifiestan las mayores variaciones en  $n$  tras cada salto.

Las máximas tensiones posibles sobre las fuentes se obtienen cuando  $n = 1$ , es decir, cuando el vértice de grano alcanza el borde en que se encuentra bloqueada la zona plástica. Pudiera ocurrir que, incluso a este nivel máximo, dichas tensiones fueran todavía insuficientes para activar las fuentes; sobre todo para tensiones aplicadas bajas. Esto se traduciría en un ritmo de crecimiento nulo de acuerdo con (1), y por tanto la grieta se convierte en no-propagante a ese nivel de tensiones aplicadas, al ser incapaz de activar deslizamiento plástico más allá de la barrera. La interpretación actual del límite de fatiga se basa precisamente en eso: el límite de fatiga  $\tau_{FL}$  se identifica con la tensión aplicada sobre el material por debajo de la cual una grieta que ha crecido a lo largo de un grano es incapaz de propagarse más allá de la primera barrera.

Cuando se considera la condición de no-propagación para grietas que se extiende a través de un número arbitrario de granos, se obtiene una tensión límite  $\tau_{Li}$  para cada longitud de grieta, relacionada con el límite de fatiga mediante sencilla relación

$$\tau_{Li} = \frac{\tau_{FL}}{\sqrt{i}} \quad (3)$$

Puede comprobarse que la relación anterior permite la construcción del conocido diagrama de Kitagawa [38] y que para grietas grandes lleva a una relación entre el valor umbral del factor de intensidad de tensiones y el límite de fatiga que toma la forma

$$K_{th} = \tau_{FL} \sqrt{\pi D/2} \quad (4)$$

La Figura 2 recoge las oscilaciones en el ritmo de crecimiento y su progresivo amortiguamiento predicho por el modelo, en base a la ecuación (1). El Factor de Intensidad de Tensiones se ha calculado simplemente como

$$K = \tau\sqrt{\pi a} \tag{5}$$

Puede observarse que la línea obtenida con  $n = n_c$ , lugar geométrico de los mínimos corresponde a la curva manejada en la M.F.E.L.. Esto implica que el uso de la misma para diseño en la zona de grietas pequeñas está del lado de la inseguridad.

### 3. CONSIDERACION DEL ENDURECIMIENTO

La condición de propagación del deslizamiento plástico a los sucesivos granos permite escribir la ecuación que determina el valor crítico del parámetro  $n$  cuando esto ocurre,

$$n_c = \cos\left(\frac{\pi}{2}\left(\frac{\tau - \tau_{Li}}{\sigma_2}\right)\right) \tag{6}$$

En realidad esta ecuación representa algo más, pues integra los factores que controlan el crecimiento de la grieta. El término  $\tau_{Li}$  representa la resistencia de las sucesivas barreras. Decece conforme la grieta va extendiéndose; como consecuencia de ello, se produce un aumento en la fuerza "impulsora" de la grieta (crack driving force) representada por la diferencia  $\tau - \tau_{Li}$ . El término restante,  $\sigma_2$ , es la resistencia por fricción, que depende fundamentalmente de la densidad de dislocaciones.

Los procesos de activación sucesivos en cada borde de grano necesarios para la propagación de la grieta tienen como consecuencia un aumento gradual en la densidad de dislocaciones en la zona plástica y en las bandas de deslizamiento paralelas a la grieta. Esto se ha observado experimentalmente. Por ejemplo, de los Rios et al. [39] 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.

El máximo endurecimiento posible viene determinado por la condición de que las dislocaciones no viajen desde el borde de grano hacia atrás, lo que implica,

$$\frac{\sigma_2}{\tau} \leq \frac{\pi/2}{\cos^{-1} n} \tag{7}$$

Es interesante notar que lo anterior supone una reinterpretación de la conocida ecuación de Bilby-Cottrell-Swinden. Por debajo de este máximo se ofrecen dos posibilidades. El caso  $\sigma_2 > \tau$  lleva a un crecimiento de grieta que es completamente estable. Los modelos en que esto ocurre describen adecuadamente el crecimiento en la fase de microgrieta y la posterior convergencia con la fase de grieta grande. Sin embargo son incapaces de predecir la separación de la curva de crecimiento de la característica ley lineal (Paris).

Sin embargo, el caso  $\sigma_2 < \tau$  abre la posibilidad de existencia de inestabilidades en el crecimiento: cuando el ritmo de endurecimiento no es capaz de compensar el aumento en el término impulsor,  $\tau - \tau_{Li}$ , el tamaño de la zona plástica crece muy rápidamente y el ritmo de crecimiento tiende hacia infinito. Esto se aprecia fácilmente en la ecuación que determina  $n_c$ : si el numerador llegara a hacerse mayor que el denominador sería imposible encontrar soluciones.

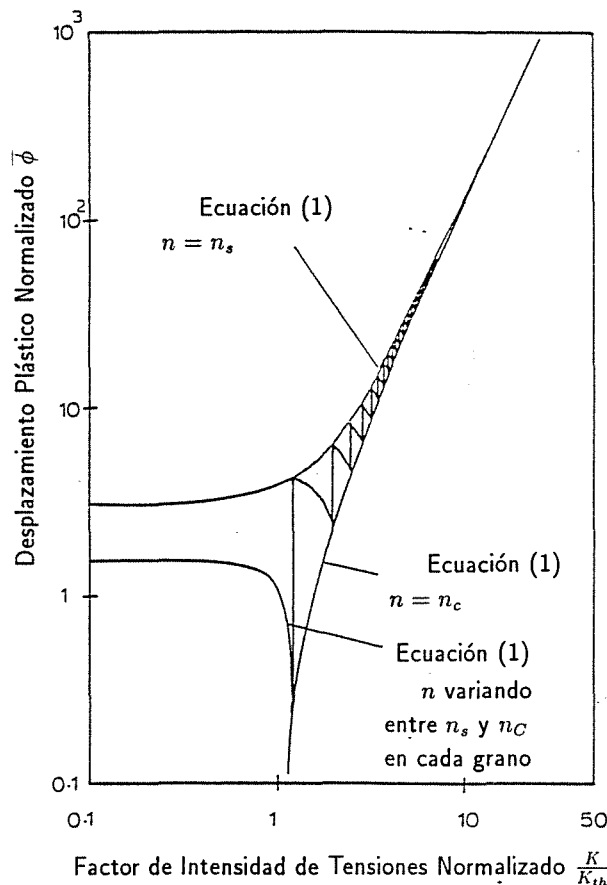


Fig. 2. Oscilación en el Ritmo de Crecimiento de Grieta

La condición que marca la aparición de inestabilidad puede estudiarse de la manera siguiente. Considérese una situación en la que el valor de  $n$  inmediatamente después de la activación del deslizamiento fuera mayor que el valor necesario para activar el deslizamiento en el grano siguiente,

$$n_s^{i+2} > n_c^{i+2} \quad (8)$$

donde los superíndices hacen referencia al número de grano. Claramente si eso ocurriera, la zona plástica y por tanto el ritmo de crecimiento tenderían a infinito y por tanto la grieta se propagaría hasta la fractura de una manera inestable.

La condición anterior puede expresarse mediante la ecuación (2) como

$$i n_c^i > (i+2) n_c^{i+2} \quad (9)$$

indicando que la inestabilidad viene dada por la condición de máximo en la serie de longitudes críticas de la grieta en los instantes de activación de cada nueva fuente,

$$\frac{da_c}{di} = 0 \quad (10)$$

A partir de esta condición puede establecerse la existencia de un ritmo de endurecimiento crítico,

$$\frac{d\sigma_2}{di} = \frac{\tau_{FL}}{2i\sqrt{i}} \frac{\sigma_2}{(\tau - \tau_{FL})} \quad (11)$$

por debajo del cual siempre se produce inestabilidad. Además puede también comprobarse que la condición de inestabilidad puede expresarse en términos del Factor de Intensidad de Tensiones, de acuerdo con la representación usual en los gráficos del tipo Paris.

#### 4. REFERENCIAS

- [1] Pook, L.P. (1983) "The Role of Crack Growth in Metal Fatigue" The Metals Society, London.
- [2] Yokobori, T. (1981) "On the Critical Problems in Physico-Mechano-Structural Foundations of Fracture" en 'Advances in Fracture Research, Vol. 3' (Ed. D. Francois), pp 1145-1166, Pergamon Press, Oxford.
- [3] Pook, L.P. (1976) J. Soc. Environ. Eng., 15-4, (71), pp 3-10.
- [4] Gough, H.J. (1924) "The Fatigue of Metals" Scott, Greenwood & Son, London.
- [5] Moore, H.F. y Kommers, J.B. (1927) "The Fatigue of Metals", McGraw-Hill, New York.
- [6] Parsons, R.H. (1947) "History of the Institution of Mechanical Engineers 1847-1947", Institution of Mechanical Engineers, London.
- [7] Morris, W.L. (1978) "The Effect of Intermetallics Composition and Microstructure on Fatigue Crack Initiation in Al 2219-T851" Met. Trans. A, 9A, pp 1345.
- [8] Lankford, J. (1982) "The Growth of Small Fatigue Cracks in 7075-T6 Aluminium" Fatigue Engng. Mater. Struct., 5, pp 233.
- [9] Lankford, J. (1983) "The Effect of Environment on the Growth of Small Fatigue Cracks" Fatigue Engng. Mater. Struct., 6(1), pp 15.
- [10] Lankford, J. (1977) "Initiation and Early Growth of Fatigue Cracks in High Strength Steel" Engng. Fract. Mech., 9, pp 617.
- [11] 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.
- [12] Pearson, S. (1975) "Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminium Alloys and the Subsequent Propagation of Very Short Cracks" Engng. Fract. Mech., 7, pp 235.
- [13] Lankford, J. (1985) "The Influence of Microstructure on the Growth of Small Fatigue Cracks" Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 8(2), pp 161.
- [14] Brown, C.W. y Taylor, D. (1984) "The Effect of Texture and Grain Size on Short Fatigue Crack Growth Rates in Ti-6Al-4Va" Fatigue Crack Growth Threshold Concepts, Ed. D. Davidson y S. Suresh, pp 433-446, TMS AIME, Warrendale, Pennsylvania.
- [15] Taylor, D. y Knott, J.F. (1981) "Fatigue Crack Propagation of Short Cracks: The Effect of Microstructure" Fatigue Engng. Mater. Struct., 4, pp 147.
- [16] 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.
- [17] 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.
- [18] Taylor, D. (1982) "Euromech Colloquium on Short Fatigue Cracks" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 5(4), pp 305.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] 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.
- [23] Blom, A.F., Hedlund, A., Fathulla, A., Weiss, B. y Stickler, R. "Short Fatigue Crack Growth Behaviour in Al 2024 and Al 7475" *idem* [22].
- [24] 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.
- [25] Lankford, J. y Davidson, D. (1978) "Fatigue Crack Tip Plastic Zone Sizes in Aluminum, Alloys" *Int. J. Fract.*, 14, R87.
- [26] Morris, W.L. (1979) "Microcrack Closure Phenomena for Al 2219-T851" *Met. Trans.*, 10A, pp 5.
- [27] Morris, W.L. (1980) "Noncontinuous Crack Tip Deformation Behaviour of Surface Microcracks" *Met. Trans.*, 11A, pp 1117.
- [28] Tanaka, K. y Nakai, Y. (1983) "Propagation and Non-Propagation of Short Fatigue Cracks at a Sharp Notch" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 6, pp 315.
- [29] Chang, R., Morris, W.L. y Buck, O. (1979) "Fatigue Crack Nucleation at Intermetallic Particles in Alloys - A Dislocation Pile-up Model" *Scripta. Metall.*, 13, pp 191.
- [30] Chan, K.S. y Lankford, J. (1983) "A Crack Tip Model for the Growth of Small Fatigue Cracks" *Scripta Metall.*, 17, pp 529.
- [31] Suresh, S. (1983) "Crack Deflection: Implications for the Growth of Short Fatigue Cracks" *Metall. Trans.*, 14A, pp 2375.
- [32] de los Rios, E.R., Tang, Z. y Miller, K.J. (1984) "Short Crack Fatigue Behaviour in a Medium Carbon Steel" *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 7(2), pp 97.
- [33] 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.*, 10(2), pp 169.
- [34] Navarro, A. y de los Rios, E.R. (1988) "Short and Long Fatigue Crack Growth: a Unified Model", *Phil. Mag.*, 57(1), pp 15-36.
- [35] Navarro, A. y de los Rios E.R. (1988) "An Alternative Model of the Blocking of Dislocations at Grain Boundaries" *Phil. Mag.* 57(1), 37-42.
- [36] Hall, E.O. (1951) "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results" *Proc. Phys. Soc. London B64*, 747-753.
- [37] Petch, N.J. (1953) "The Cleavage Strength of Polycrystals" *J. Iron Steel Inst.*, 174, 25-28.
- [38] Kitagawa H. y Takahashi S. (1976) "Applicability of Fracture Mechanics to very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage" 2nd Int. Conf. on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM2), Boston, U.S.A., pp. 627-631. *Am. Soc. Metals, Metals Park, Ohio.*
- [39] 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 I, ASTM STP 924, Eds. J.T. Fong and R.J. Fields, pp 194-213.*

**FISURACION EN RECUBRIMIENTOS MULTICAPA SOBRE ACEROS ESTRUCTURALES REALIZADOS POR TECNICAS DE PLASMA****Sánchez, L.; Gutiérrez-Solana, F.; González, J.J. y Alvarez, J.A.**

Departamento de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. UNIVERSIDAD DE CANTABRIA. Avda. de los Castros s/n 39005, Santander. España.

Resumen.- En este trabajo se hace un estudio del efecto del número de capas sobre la adherencia y sobre la fisuración por deformación en un recubrimiento metálico multicapa, realizado mediante proyección térmica por plasma, en un acero estructural. El trabajo establece conclusiones sobre la influencia de la composición del recubrimiento en la susceptibilidad a la fisuración por deformación y su relación con la pérdida de adherencia entre las capas y el material base. El análisis realizado señala alguna de las variables con un alto efecto sobre dicha pérdida de adherencia, tales como el tratamiento superficial del material base y las altas temperaturas alcanzadas en la deposición por plasma.

Abstract.- This work covers the effect of number of layers, in a multilayer metallic coating by plasma deposition in a plain carbon steel, on the adherence and cracking by deformation. The work established conclusions on the influence of coating composition on cracking susceptibility by deformation, and its relationship with lost of bonding among layers and steel. The analysis done pointed out some of the variables with a higher effect on this relationship as surface treatment on base material and high temperatures obtained at plasma deposition.

**1. INTRODUCCION Y OBJETIVOS**

Para evitar la erosión-corrosión en tuberías de acero al carbono, se ha recurrido a un método de metalizado interno por plasma [1] de las mismas mediante tres capas de diferente naturaleza; en concreto, la primera se trata de una aleación 95%Ni-Al-Mn, de unos 70  $\mu\text{m}$  de espesor, cuya misión es evitar la corrosión dada la capacidad del Ni para formar capas cerradas [2]; la segunda capa es una aleación férrea con 11%Cr-6%Ni y un espesor del orden de 120  $\mu\text{m}$  y por último una capa de una aleación también base Fe con 16%Cr-5%Ni-6%Mn de unos 120  $\mu\text{m}$  de espesor; estas dos últimas capas serán las que den mejores propiedades mecánicas al sistema.

Previamente a la deposición de las capas la superficie se prepara con un chorreado de granalla de acero de 0.7 mm de diámetro que aporte un acabado adecuado, cuyo objetivo es la obtención de una buena adherencia.

En el marco de un estudio sobre este material, que pretende analizar la adherencia de las capas, y estudiar el efecto del proceso de proyección térmica por plasma sobre el material base, se han realizado ensayos de doblado [3] y observación y análisis de las superficies laterales y frontales mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido y sonda de microanálisis [4] tanto antes como después de los ensayos mecánicos.

También se han realizado ensayos de microdureza para estudiar la evolución de la misma a lo largo del espesor de la muestra y una serie de microanálisis con el objeto de determinar la interdifusión.

El resultado de estos ensayos pone en evidencia la susceptibilidad del material recubierto a procesos de fisuración asociados a estados de deformación, cuyo alcance e incidencia sobre el comportamiento global del mismo es analizado en este trabajo.

## 2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### 2.1. Material

El material recibido se concreta en tres muestras P1, P2 y P3 las cuales representan la primera, segunda y tercera fase del proceso de recubrimiento respectivamente. Así la muestra P1 sólo contiene la primera capa, la P2 la primera y segunda capa y la P3 el recubrimiento completo con las tres capas.

### 2.2. Corte

Se ha realizado un despiece de las muestras extrayendo de cada una de ellas una probeta de 100x20 y espesor 5 mm para realizar ensayos de doblado, y observar la adherencia de las capas, y una probeta para hacer microanálisis, metalografía, ver el espesor de las diferentes capas y estudiar la microdureza.

### 2.3. Microscopía electrónica y microanálisis sobre material según recepción

Inicialmente se ha realizado un estudio del acabado superficial que proporciona el metalizado, mostrándose como ejemplo significativo la superficie frontal de la muestra P1 (FOTO 1).

Posteriormente se ha estudiado la superficie, una vez pulida y atacada con Nital, de un corte realizado sobre las muestras para observar y analizar las diferentes capas de metalizado (FOTOS 2 a 4).

Paralelamente a ello se han realizado microanálisis globales del material de cada capa de metalizado, así como del material base, los cuales se recogen en la TABLA 1.

### 2.4. Ensayos de Doblado

Sobre las probetas preparadas para este ensayo se realizaron plegados hasta que se observó la aparición de grietas

superficiales. En el caso de la muestra P1 el ángulo final fue de casi 180° no apareciendo grietas observables a simple vista. En cambio en los casos de las muestras P2 y P3 las grietas aparecen a simple vista al realizar doblados de ángulo muy pequeño, menores en el caso de P3. Las macrografías de las FOTOS 5 y 6 muestran la posición final de doblado en las tres muestras ensayadas y las grietas superficiales aparecidas en la muestra P3, a modo de ejemplo.

### 2.5. Microscopía electrónica y microanálisis sobre el material tras los ensayos de doblado

Inicialmente se analizó el estado superficial de la muestra P1 que aparentemente no presentaba fisuración. Sin embargo la microscopía electrónica puso en evidencia la existencia de fisuras transversales separadas 0,5 mm entre sí. La FOTO 7 presenta una de estas grietas. En la zona interior de ellas se hizo un microanálisis cuyo resultado, alto contenido en Fe, justifica que la penetración de la grieta alcanza el material base.

La FOTO 8 corresponde a una micrografía obtenida de la superficie lateral de la pieza doblada observándose la profundidad de penetración de las grietas.

En las muestras P2 y P3 se observó la superficie lateral, apreciándose que la deformación debida al doblado en ocasiones hacía saltar las capas exteriores (FOTO 9 muestra P2) o presentaba separación de capas (FOTO 10 muestra P3). En todos los casos se aprecian fisuras que penetran perpendicularmente en el material base.

### 2.6. Ensayos de Microdureza

Para tratar de determinar el origen de las fisuras observadas en el material base se ha procedido a realizar de forma sistemática medidas de microdureza sobre las muestras P1 y P2, tanto en las capas metalizadas como en el material base, en función de la distancia a la superficie de separación. La TABLA 2 aporta los resultados obtenidos, apreciándose que la segunda capa no altera la situación establecida previamente en la intercara entre la primera y el material base.

Paralelamente se hizo un exhaustivo proceso de microanálisis para establecer la interdifusión existente entre capas y material base, y sus efectos sobre procesos de transformaciones térmicas no deseadas. La TABLA 3 recoge los resultados correspondientes.



### 3. ANALISIS DE RESULTADOS

El análisis de los datos de microdureza pone de manifiesto que las fisuraciones observadas no son debidas a un proceso de formación de zonas duras, afectadas térmicamente por el metalizado, en la superficie de contacto material base-capas 1, lo que es consistente con la escasa interdifusión observada en la zona por técnicas de microanálisis (TABLA 3). Los resultados de estos análisis muestran que la concentración de Níquel sólo alcanza el 0,8% a 5  $\mu\text{m}$  de distancia de la intercara con la capa 1 en el material-base lo que no justifica una alteración sustancial en el comportamiento térmico y consecuentemente microestructural y mecánico de este acero al carbono.

Sin embargo los resultados de dureza ponen de manifiesto la existencia de un descenso importante en el comportamiento mecánico local del material base, en una banda próxima ( $\approx 30 \mu\text{m}$ ) al borde, observándose una dureza de 80 Unidades Vickers en ella. Esto se puede asociar fundamentalmente a una falta de continuidad en el material, es decir, a presencia de macrodefectos originados en el tratamiento de acabado superficial del material base, por granallado, tal vez acentuado por el efecto de las altas temperaturas alcanzadas en el proceso de metalizado de la capa 1, lo cual concuerda con lo observado sistemáticamente en la microscopía realizada; la FOTO 11 es un ejemplo de ello.

Esta profundidad afectada de modo notorio por el proceso de granallado puede ser cuantificada en unas 30  $\mu\text{m}$  en la observación SEM, y se caracteriza por presentar un aspecto de material totalmente fisurado y sin continuidad, de bajas propiedades mecánicas y descrita en la literatura previa como capa de Beilby [5].

Por debajo de esta banda se encuentra otra, cuya penetración alcanza al menos de 100 a 200  $\mu\text{m}$ , en la que el comportamiento mecánico es inferior al del material base en su origen (160-170 frente a 230 Vickers), lo que puede ser debido a un recocado no deseado o a una descarburación local, o ambos procesos conjuntamente, como consecuencia del calentamiento producido sobre la superficie en el metalizado.

Las pequeñas grietas superficiales producidas en el doblado de casi 180° de la pieza P1 tienen una penetración media en el material base de unas 200  $\mu\text{m}$ , lo cual las sitúa totalmente en las bandas descritas, afectadas por el granallado y por el proceso térmico. La detención de estas grietas en el material base sano, revela un excelente comportamiento del

mismo frente al doblado con entalladuras, desarrollando una plasticidad en el fondo de las mismas que se aprecia en la FOTO 8. Por otro lado se confirman las deficientes propiedades mecánicas de las zonas superficiales del mismo en cuanto a su poca ductilidad, además de la ya mencionada baja dureza. La excelente ductilidad y deformabilidad de la capa de níquel depositada en primer lugar hace que no haya despegue de ella sobre el material base a pesar de las deficientes condiciones superficiales del mismo tras el granallado.

Los fuertes agrietamientos observados tras ligeros doblados en las piezas P2 y P3 en que ya han sido depositadas las últimas capas del recubrimiento, pueden ser atribuidos en primera instancia a la baja deformabilidad de las citadas capas, formadas por aleaciones duras de cromo y hierro, cuya homogeneidad no es muy buena, tal como se observa en la FOTO 4, con una porosidad notoria pero con buena adherencia entre sí y con la capa 1 de níquel. El fenómeno de separación de capas observado en la FOTO 10 puede así explicarse por un problema de compatibilidad de deformaciones entre material base y recubrimiento, el cual al tener sus capas muy bien adheridas entre sí forman un solo cuerpo. Por el contrario, se observa una adherencia deficiente con el material base cuya preparación superficial perjudica notoriamente aquella. En los niveles de doblado poco severo, aparecen así grandes grietas en el recubrimiento, que inician su penetración en el material base y que provocan la rotura en forma de lascas o escamas del recubrimiento sobre la superficie de la pieza base. Esta tipología de rotura justifica la separación observada, fundamentalmente en el comportamiento general frente a problemas de adherencia de estos componentes.

### 4. CONCLUSIONES

El estudio efectuado permite establecer las siguientes conclusiones:

- La observación y experimentación a escala microscópica evidencian una falta de homogeneidad en una banda superficial del material base tras la realización de la primera metalización. Ello establece una zona local de discontinuidades, origen de las fisuras más acusadas tras la sollicitación mecánica, y de la separación final del recubrimiento.

- El tipo de tratamiento superficial rugoso y las altas temperaturas asociadas al proceso, son el origen de la situación local creada sobre la superficie del material base y las alteraciones más suaves encontradas en

zonas más profundas del mismo. El tratamiento superficial previo al proceso de recubrimiento cobra por tanto una importancia decisiva en el aprovechamiento adecuado del elemento.

- El recubrimiento establecido presenta una falta de ductilidad, observada a escala macroscópica para los recubrimientos de dos y tres capas y sólo a escala microscópica para el recubrimiento de una capa.

- Esta falta de ductilidad provoca pérdidas de recubrimiento y está asociada a fisuraciones tanto perpendiculares a las capas con penetración en el material base, como paralelas en las zonas de interfase o unión entre capas que evidencian falta de adherencia. Este último proceso cobra una gran importancia en los recubrimientos multicapa.

- La presencia de estas fisuras predice un comportamiento frágil del sistema y una pérdida de su capacidad protectora, lo que va a hacerlo susceptible a problemas de fisuración subcrítica.

5. REFERENCIAS

[1]. J.H.Clare and D.E.Crawmer, "Thermal Spray Coatings", ASM Metals Handbook, Ninth Edition, American Society for Metals, Metals Park (Ohio), 1982, Vol 5 pp. 361-374.

[2]. E.J. Kubel Jr., Advanced Materials & Processes, Vol 138, 6, 1990, pp. 24-32.

[3]. F.N.Mandigo, "Bending Ductility Test", ASM Metals Handbook, Ninth Edition, American Society for Metals, Metals Park (Ohio), 1985, Vol 8 pp. 125-131.

[4]. G.A.Blann, D.J.Diaz and J.A.Nelson, Advanced Materials & Processes, Vol 136, 6, 1989, pp. 31-36.

[5]. E.Julvé, "Control de Calidad en la Electrodeposición de Metales", Ed. Cedel, Barcelona, 1982.

TABLA 1: Microanálisis general del material base y de las capas 1, 2, 3 (% en peso)

	Fe	Cr	Ni	Al	Mn	Si
MATERIAL BASE	98.86	-	-	0.04	1.06	0.04
CAPA 1	1.37	-	96.21	0.52	1.73	0.17
CAPA 2	80.76	10.86	6.38	-	1.98	0.02
CAPA 3	74.15	15.87	4.54	0.02	5.41	0.01

TABLA 2: Resultados de microdurezas

	MUESTRA P1		MUESTRA P2	
	d (µm)*	Dureza Vickers	d (µm)*	Dureza Vickers
CAPA 1	-30	126	-40	130
BORDE	0	111	-	-
M. BASE	+30	81	-	-
M. BASE	+100	171	+100	185
M. BASE	-	-	+210	161
M. BASE	+270	231	+250	196
M. BASE	-	-	+460	233
M. BASE	+670	231	-	-

\* d es la distancia medida desde la superficie de separación entre la capa 1 y el material base

TABLA 3: Resultados de los microanálisis realizados de forma sistemática sobre la muestra P2, para determinar la interdifusión de elementos entre capas y material base

DISTANCIA BORDE (µm)	MATERIAL	Fe	NI	Cr	Al	Mn	Si
0	CAPA 2	87.67	0.42	11.81	0.02	0.08	0.01
10	CAPA 2	86.85	0.46	12.62	0.00	0.06	0.00
30	CAPA 2	86.86	0.31	12.70	0.05	0.03	0.05
50	CAPA 2	87.01	0.63	12.06	0.02	0.14	0.13
70	CAPA 2	88.20	0.34	11.37	0.03	0.00	0.05
90	CAPA 2	91.79	1.19	6.92	0.04	0.00	0.06
100	CAPA 1	2.10	95.72	0.11	0.11	1.59	0.37
120	CAPA 1	1.31	96.94	0.07	0.10	1.30	0.29
140	CAPA 1	1.27	96.21	0.08	0.23	1.73	0.48
160	CAPA 1	1.76	96.79	0.00	0.04	1.16	0.25
180	CAPA 1	6.63	91.68	0.09	0.02	1.27	0.30
190	CAPA 1	23.01	75.20	0.00	0.49	1.05	0.25
200	CAPA 1	46.64	37.02	0.17	9.38	1.37	5.43
205	CAPA 1	14.75	77.58	0.06	6.19	1.14	0.29
210	BASE	97.92	0.85	0.02	0.20	1.02	0.06
215	BASE	98.41	0.34	0.06	0.05	1.10	0.06
220	BASE	97.56	0.38	0.14	0.67	1.11	0.14
250	BASE	98.59	0.25	0.00	0.06	1.07	0.05
300	BASE	98.75	0.25	0.04	0.00	0.99	0.00
350	BASE	98.62	0.17	0.09	0.03	1.06	0.04
500	BASE	98.79	0.08	0.03	0.01	1.09	0.02
650	BASE	98.84	0.14	0.02	0.00	0.99	0.03
1000	BASE	98.55	0.18	0.00	0.38	1.21	0.05
1500	BASE	98.77	0.14	0.05	0.06	0.95	0.04

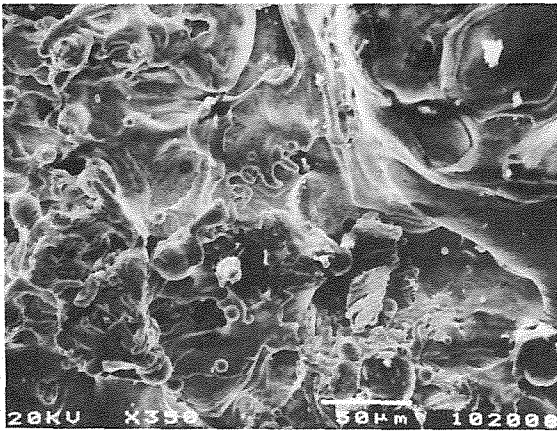


FOTO 1: Detalle de la superficie frontal de P1. (x350)

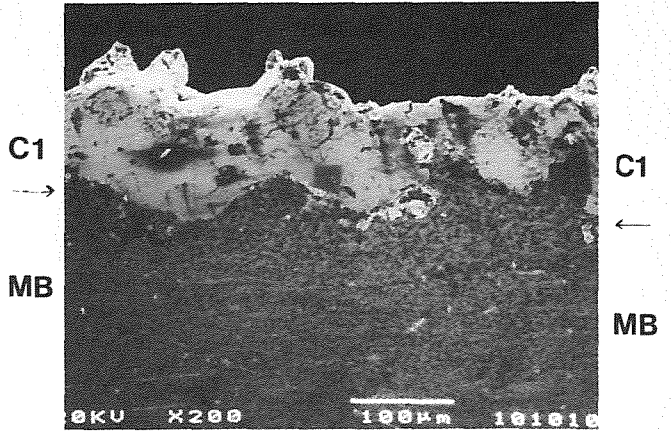


FOTO 2: Vista general de la superficie lateral de P1 donde se observa claramente la línea de separación entre la capa 1 y el material base. (x200)

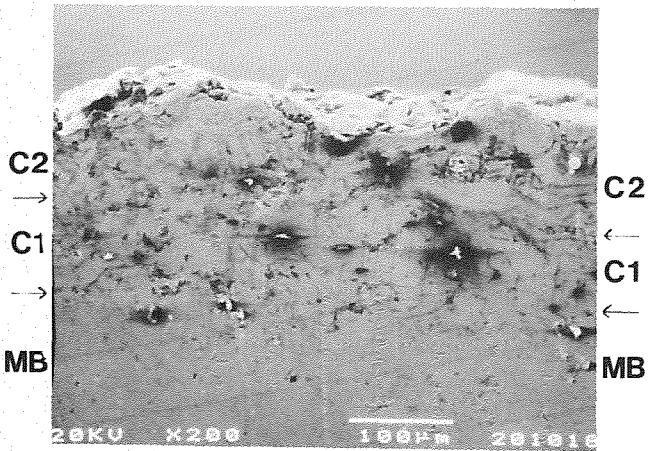


FOTO 3: Vista general de la superficie lateral de P2 donde se han señalado las superficies de separación de capas. (x200)

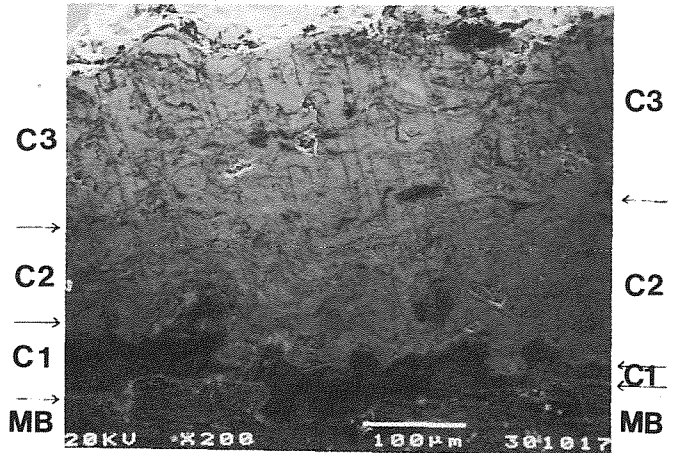


FOTO 4: Vista general de la superficie lateral de P3. Las líneas de separación entre capas aparecen señaladas en la foto. (x200)

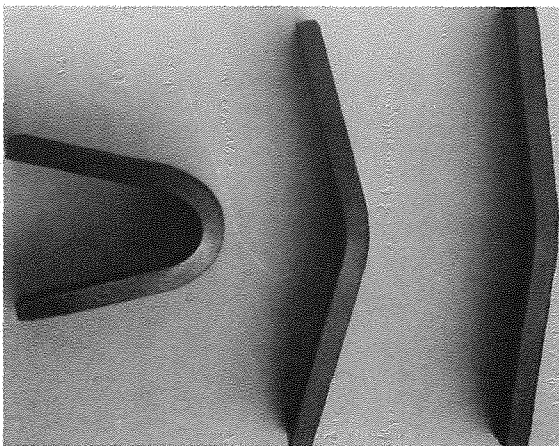


FOTO 5: Angulos de doblado de P1, P2 y P3, respectivamente, para su observación comparativa.

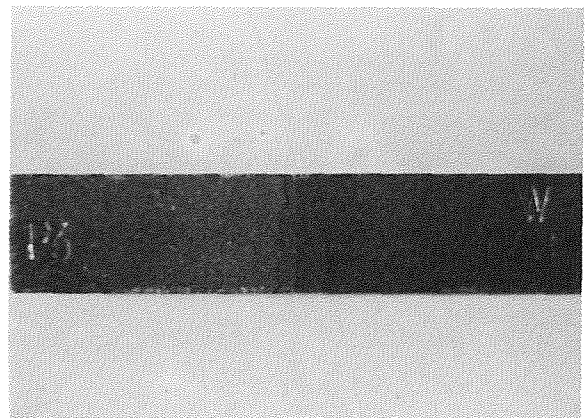


FOTO 6: Vista frontal de P3, tras un doblado de ángulo pequeño aparecen grietas acentuadas.

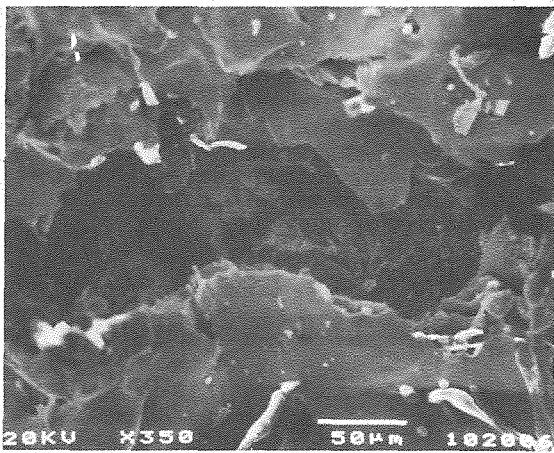


FOTO 7: Detalle de grieta en la superficie frontal de P1. (x50)

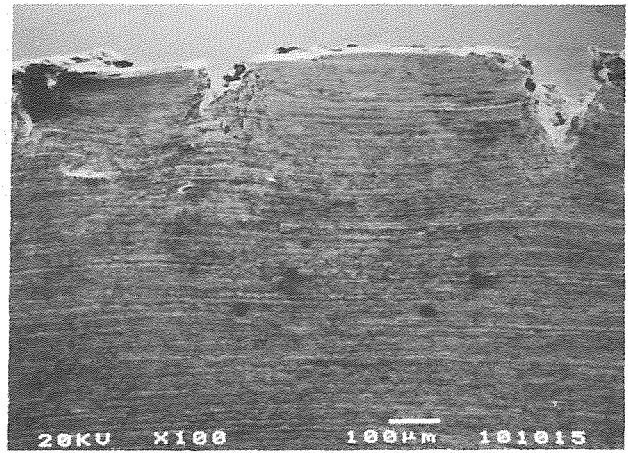


FOTO 8: Vista general de las grietas en la superficie lateral de P1. (x100)

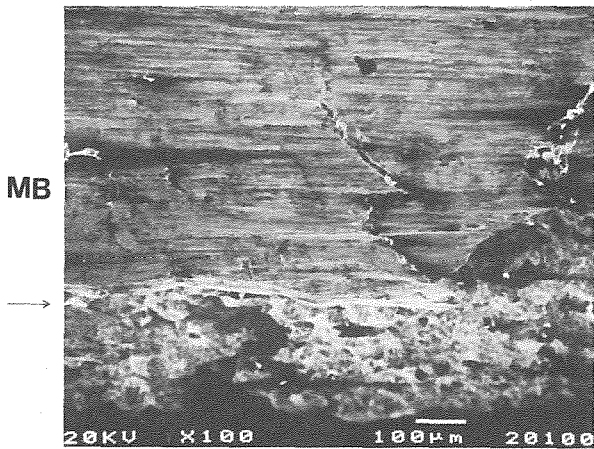


FOTO 9: Zona con grietas perpendiculares entrando en el material base en la superficie lateral de P2. (x100)

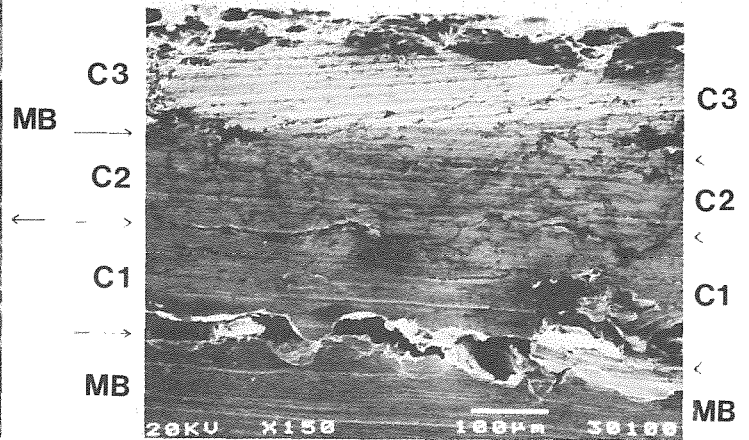


FOTO 10: Zona de grietas con las tres capas separadas en la superficie lateral de P3. (x150)



FOTO 11: Zona de discontinuidades en el límite de la primera capa y el material base en la superficie lateral de P1. (x1000)



**EFFECTOS DEL CALCIO, FOSFORO Y AZUFRE EN LA CORROSION BAJO TENSION DE ACEROS DE BAJA ALEACION**

**Biezma, M.V.; González, J.J.; Gutiérrez-Solana, F. y Varona, J.M.**

Departamento de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. UNIVERSIDAD DE CANTABRIA. Avda. de los Castros s/n 39005, Santander. España.

Resumen.-La presencia de impurezas en la composición química de distintos materiales metálicos condiciona, en gran medida su resistencia a Corrosión Bajo Tensión. En el presente trabajo, se estudia la posible influencia del contenido en calcio, fósforo y azufre en el comportamiento en CBT de un acero de baja aleación, AISI 4140, ensayado en ambiente marino.

{ Corrosión  
Bajo  
Tensión

Abstract.-The susceptibility to Stress Corrosion Cracking of the most metallic materials is influenced by chemical composition, in special metalloids and segregants. In this report, the influence of Ca, P and S on SCC behaviour of low alloy steel, type AISI 4140, is checked. 3.5% wt NaCl in water solution was used.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros estructurales de baja aleación se suelen emplear en situaciones en que permanecen en contacto con medios agresivos, hecho que desencadena en ellos procesos de Corrosión Bajo Tensión, siempre y cuando el material se encuentre sometido a la acción de esfuerzos internos y/o externos. La aplicación común de estos aceros se encuentra en la construcción de elementos de especial responsabilidad, plataformas petrolíferas, perforaciones, estaciones de energía, plantas desalinizadoras, etc., lo que favorece el contacto con agua de mar y/o ambientes ácidos ricos en  $H_2S$ .

Estudios recientes relacionados con el comportamiento en CBT de aceros de baja aleación tipo AISI 41XX, han mostrado el papel perjudicial que ejercen ciertas impurezas o metaloides, tales como P, S, Sb, Sn, en su composición; éstos tienden a segregarse en el límite de grano bajando su energía cohesiva y facilitando la decohesión por hidrógeno (1-5).

En el presente trabajo se ha analizado el efecto de una presencia superior a lo usual de los elementos Ca, P y S en el acero AISI 4140, con referencia a los resultados obtenidos en un acero del mismo tipo, cuyas impurezas fueron reducidas a los niveles habitualmente usados en el material comercial, en relación al comportamiento en Corrosión Bajo Tensión.

2. PROCESO EXPERIMENTAL

A partir del acero laminado se prepararon probetas DCB (double cantilever beam) con las que se caracterizó el comportamiento en CBT de cada material, determinándose las curvas de velocidad de propagación frente al factor de intensidad de tensiones,  $da/dt-K_I$ , usando como medio agresivo una disolución al 3,5% en peso de NaCl en agua destilada, que simula el ambiente marino, y cuyo pH durante la experimentación se mantuvo en  $5.6 \pm 0.2$ .

En cada caso, como caracterización general, se realizaron análisis metalográficos por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM), y de transmisión (TEM) para caracterizar la microestructura. La dureza fue medida con ayuda de un microdurómetro Vickers para determinar su variación, y así la de la resistencia mecánica, con la temperatura de austenitización y la temperatura de revenido.

Una vez terminado el ensayo de fisuración en CBT, se hizo un análisis fractográfico para establecer el modo de fisuración, intergranular IG, transgranular TG o mixta por microscopía electrónica de barrido (SEM).

La Tabla 1 recoge la composición química de los aceros de este estudio.

3. RESULTADOS Y ANALISIS

A continuación se presentan y analizan los resultados de caracterización mecánica y fractográfica de la serie de aceros AISI 4140. Los tratamientos térmicos que se realizaron sobre cada serie fueron de temple, temple y revenido, y normalizado.

3.1 Tratamientos de temple

En la Tabla 2 aparecen los resultados de caracterización mecánica y fractográfica del acero 4140, Tabla 9, con variaciones de composición y tamaño de grano en un tratamiento térmico de temple en aceite. Este acero, debido a su alto contenido en carbono, 0.41%, presenta buena templeabilidad y por lo tanto alta resistencia mecánica.

Con los ensayos de CBT de las probetas 4A1, 4A2 y 4A3 se ha estudiado el efecto del tamaño de grano en situaciones IG, por lo que se ha ensayado el material para distintas temperaturas de Austenitización, 830, 900 y 1000°C respectivamente. El comportamiento observado se ajusta a la modelización previamente propuesta [6]. Todas las probetas presentan una velocidad de propagación análoga, característica del comportamiento intergranular, aunque es el acero 4140P el que presenta mayor susceptibilidad a CBT en cuanto al bajo valor observado de  $K_{ISCC}$ .

En la Figura 1 se representan los valores de  $K_{ISCC}$  frente a dureza Vickers para los aceros de la serie 4140 mencionados con tratamiento de temple. Se observa una importante disminución de la resistencia a CBT de los aceros con variaciones de composición respecto al acero base, para valores análogos de resistencia mecánica. La influencia perjudicial de la presencia de Ca, P y S en el comportamiento en CBT no es drástica para este tipo de estructuras, pero da una idea cualitativa del efecto esperado en otros tratamientos, como los de temple y revenido, donde su presencia puede ser fundamental para obtener una adecuada resistencia a la CBT.

TABLA 2: RESULTADOS DE CARACTERIZACION MECANICA Y FRACTOGRAFICA EN CBT DEL ACERO AISI 4140 CON VARIACIONES DE COMPOSICION Y TAMAÑO DE GRANO Y CON TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE EN ACEITE

PROBETA	$K_{ISCC}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dt (m.s <sup>-1</sup> )	HV	r <sub>p</sub> (µm)	d/r <sub>p</sub>	TIPO DE ROTURA
4A1	8.0	3.0x10 <sup>-6</sup>	689	0.6	50.0	IG
4A2	9.3	2.1x10 <sup>-6</sup>	680	0.8	52.5	IG
4A3	11.7	2.1x10 <sup>-6</sup>	674	1.2	60.0	IG
4A1Ca	8.0	2.0x10 <sup>-6</sup>	613	0.7	21.4	IG
4A1P	6.7	2.0x10 <sup>-6</sup>	666	0.4	30.8	IG
4A1S	11.0	2.0x10 <sup>-6</sup>	640	1.3	19.2	IG

TABLA 1: COMPOSICION QUIMICA DE LOS ACEROS AISI 4140, 4140 Ca, 4140 P Y 4140 S (% EN PESO)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Sn	Al	Ti	As	Ca	O	N
AISI4140	0.41	0.81	0.22	0.013	0.028	0.97	0.14	0.17	0.27	0.017	0.006	0.031	0.017	-	-	-
AISI4140 Ca	0.39	0.88	0.25	0.010	0.010	1.20	0.13	0.23	0.19	0.014	0.011	0.025	0.014	0.0017	?	?
AISI4140 P	0.40	0.86	0.22	0.041	0.023	1.14	0.13	0.16	0.29	0.025	0.002	0.007	0.029	-	?	?
AISI4140 S	0.36	0.86	0.23	0.016	0.087	1.04	0.14	0.22	0.19	0.023	0.003	0.004	0.012	-	-	- (Te 0.012)

### 3.2 Tratamientos de temple y revenido

Trabajos previos (7-10) han puesto de manifiesto el drástico cambio de comportamiento frente a la CBT de las estructuras de estos aceros obtenidas en tratamientos térmicos de temple y revenido, asociado al cambio de modo de rotura, IG-TG, producido a una temperatura de revenido crítica, dependiente, según el modelo propuesto, de aspectos microestructurales y ambientales. Ese análisis se completa aquí con el estudio del comportamiento del acero 4140, 0.41% de carbono, bajo tratamientos de temple y revenido a temperaturas variables de 475, 500, 575 y 625°C (Probetas 4A1, 4A2, 4A3 y 4A4 respectivamente), y de 575 y 625°C para los otros aceros de la serie. **Tabla 3**

Comparativamente, en la **Figura 2** se representan los valores del factor umbral de intensidad de tensiones,  $K_{Isc}$ , frente a la dureza Vickers, HV, de los aceros 4140 con tratamiento térmico de temple y revenido.

En estos niveles de revenido, el acero 4140 sigue mostrando una alta susceptibilidad a procesos de CBT, extendiendo la zona de roturas mixtas IG-TG hasta una temperatura de revenido de transición en torno a 575-600°C para tamaño de grano de 25  $\mu\text{m}$ .

**TABLA 3: RESULTADOS DE CARACTERIZACION MECANICA Y FRACTOGRAFICA EN CBT DEL ACERO AISI 4140 CON VARIACIONES DE COMPOSICION Y TRATAMIENTO TERMICO DE TEMPLE Y REVENIDO**

PROBETA	$K_{Isc}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	da/dt (m.s <sup>-1</sup> )	HV	$r_p$ ( $\mu\text{m}$ )	d/r <sub>p</sub>	TIPO DE ROTURA
4B1	25	8.0x10 <sup>-7</sup>	400	17.8	1.5	IG
4B2	34	4.0x10 <sup>-7</sup>	387	35.2	0.76	IG-TG x
4B3	40	2.2x10 <sup>-7</sup>	331	68.0	0.39	IG-TG x
4B4	57	8.0x10 <sup>-8</sup>	308	156.3	0.19	TG x
4B1 Ca	62	1.0x10 <sup>-7</sup>	350	146.0	0.10	IG-TG x
4B2 Ca	92	3.4x10 <sup>-8</sup>	342	330.3	0.045	TG x
4B1 P	39	3.0x10 <sup>-7</sup>	349	58.6	0.34	IG-TG x
4B2 P	66	1.5x10 <sup>-7</sup>	320	194.2	0.10	TG x
4B1 S	33	9.0x10 <sup>-7</sup>	371	36.8	0.68	IG-TG x
4B2 S	43	9.0x10 <sup>-8</sup>	334	75.6	0.33	IG-TG x

(x) Fractura por coalescencia de microhuecos

La rotura transgranular la presenta el acero 4140 a una temperatura de revenido de 625°C, lo que otorga al acero una alta susceptibilidad a CBT, incluso para valores de resistencia mecánica baja. En este caso, la variación en la velocidad de propagación es de un orden de magnitud, al variar en 150°C la temperatura de revenido. En la **Figura 3** se presentan conjuntamente los resultados de velocidad de propagación de fisuras, da/dt (m.s<sup>-1</sup>), frente al factor umbral de intensidad de tensiones,  $K_{Isc}$  (MPa.m<sup>1/2</sup>), de los ensayos descritos para el acero 4140.

Al comparar los resultados de los aceros de la familia AISI 4140 con idéntico tratamiento, revenidos a 575°C y 625°C tras temple en aceite desde una temperatura de austenitización de 830°C, a excepción del 4140 S para el que fue de 850°C, se aprecian diferencias en el comportamiento que deben analizarse.

Los aceros 4140 y 4140 P tienen una respuesta análoga con este tratamiento, sus parámetros básicos, da/dt y  $K_{Isc}$ , adquieren valores próximos, con una ligera variación en la resistencia mecánica, superior para el acero rico en fósforo. Todo ello establece la falta de influencia del fósforo en la susceptibilidad a CBT de estos aceros para este tratamiento, cuya respuesta está condicionada preferentemente por la presencia, distribución y tipología, de carburos. Esta falta de influencia del fósforo corrobora resultados anteriores de otros autores (11). Ambos aceros presentan una fractografía similar con fisuración mixta, IG-TG, para 575°C y TG para 625°C siendo el modo transgranular por coalescencia de microhuecos, como corresponde a una microestructura de martensita revenida.

Sin embargo, el acero 4140 S, comparado con el acero 4140, presenta un comportamiento de mayor susceptibilidad a CBT, con una disminución en su factor umbral de intensidad de tensiones, acorde por otro lado con la variación de dureza observada, y un aumento en la velocidad de propagación de las fisuras, más acusada en los revenidos de 575°C.

Para el acero con alto contenido en azufre, 4140 S, la fractografía también revela rotura mixta para las dos temperaturas de revenido, siendo la transgranular por coalescencia de microhuecos, con gran proporción de restos de intergranularidad. Las zonas IG se observan delimitando las bandas de sulfuros y oxisulfuros, muy abundantes en este material. Estas segregaciones condicionan totalmente el avance de la fisura, de tal forma que, consideradas como trampas reversibles de hidrógeno, disminuyen la fuerza cohesiva de los

límites de grano mediante la liberación del mismo (12,13). El fuerte aumento de la velocidad de propagación queda así justificado, ya que el modelo de propagación establecido (6) sólo justificaría aumentos de velocidad en torno a un factor de 2.

El efecto del calcio para este tipo de aceros y tratamiento, se manifiesta en elevar la resistencia a CBT considerablemente, puesto que el factor umbral de intensidad de tensiones aumenta más del 50% respecto al material 4140 de partida. Asimismo la velocidad de propagación, en estado II, desciende a la mitad. Estos cambios no se justifican por los valores de resistencia mecánica, reflejada en la dureza Vickers, que incluso presentan valores superiores, lo que, una vez más, pone de manifiesto la imposibilidad de considerar aisladamente el nivel de resistencia mecánica para determinar, a priori, la susceptibilidad de un determinado material a CBT.

La fractografía correspondiente reveló roturas por coalescencia de microhuecos en toda la probeta, con ligeros restos de intergranularidad. En ella no aparecen bandas de segregación, lo que se asocia a la alta afinidad del calcio por el azufre, que contribuye a desulfurar el acero, y, por otro lado, al redondeo de inclusiones [14]. Ambas situaciones colaboran en la mejora del comportamiento ante fenómenos de CBT.

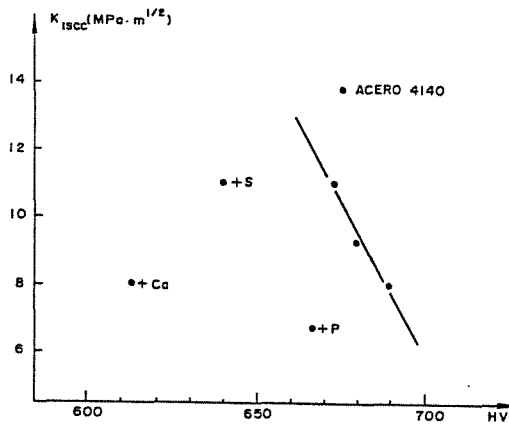


Fig.1. Relación entre el factor umbral de tensiones y la dureza Vickers para probetas templadas en aceite.

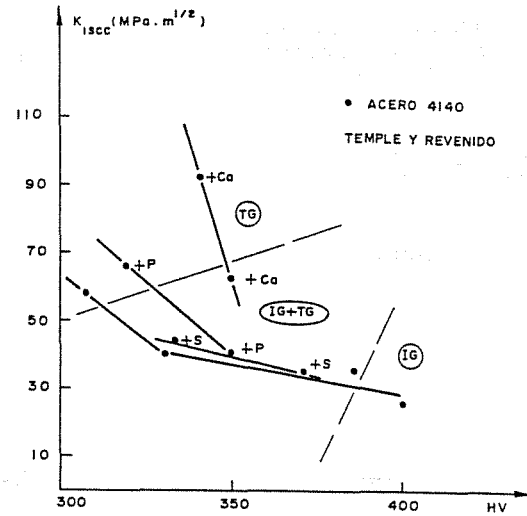


Fig.2. Relación entre el factor umbral de tensiones y la dureza Vickers para probetas templadas y revenidas.

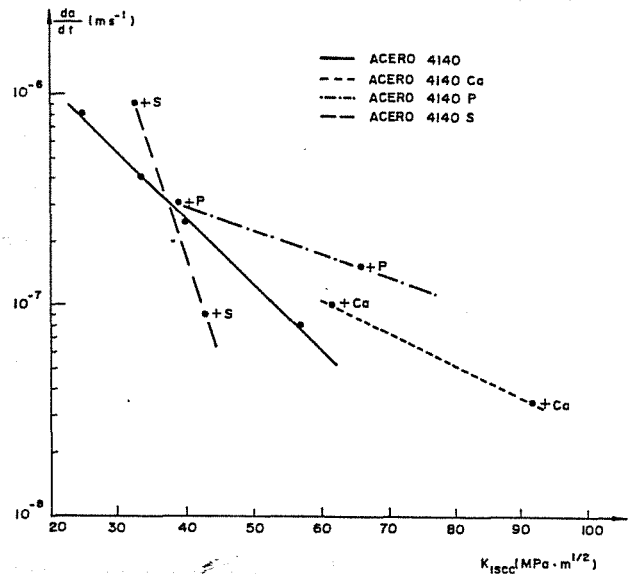


Fig.3. Relación entre la velocidad de propagación en estado II y el factor umbral de intensidad de tensiones para probetas templadas y revenidas.



### 3.3 Tratamientos de normalizado

En la **Tabla 4** aparecen recopilados los resultados de caracterización mecánica y fractográfica del comportamiento en CBT de los aceros de la serie 4140, con variaciones de composición en calcio, fósforo y azufre, ensayados tras ser normalizados desde una temperatura de austenitización de 870°C.

En la **Figura 4** se representan los valores de la velocidad de propagación, frente al factor umbral de intensidad de tensiones para las probetas ensayadas y analizadas en este apartado, junto a los valores correspondientes a las probetas de temple y revenido.

Las probetas estudiadas presentan una moderada resistencia a CBT. Los parámetros característicos de las probetas 4C1, (acero 4140), y 4C1 P, acero 4140 P, se mantienen en los mismos órdenes de magnitud. Las probetas presentan el tipo de rotura correspondiente a las bainitas superiores, esto es, transgranular mediante semiclivaje, con tamaños de rosetas variables en función del material y de la composición, puesto que las distintas cantidades de inclusiones influyen en el tamaño de grano, y por lo tanto, en la faceta de clivaje.

El acero con mayor contenido en azufre, 4140 S, al igual que en anteriores tratamientos muestra un descenso en su resistencia a la CBT respecto al convencional 4140 de referencia, si bien en este caso el efecto es menos acusado, asociándose a una superficie de rotura de semiclivaje, con una fisuración secundaria delimitando las rosetas de clivaje, y en la que de nuevo es notable la abundante segregación de sulfuros y oxisulfuros de manganeso, en forma de bandas. Este hecho junto con la observación de presencia de perlita en la microestructura obtenida, además de la bainita superior mayoritariamente presente, pueden justificar el descenso en la resistencia a CBT.

El acero modificado con calcio, 4140 Ca, muestra una susceptibilidad alta a la CBT respecto a los considerados anteriormente, reflejada en una elevada velocidad de propagación, y un bajo valor de factor umbral de intensidad de tensiones. La fractografía obtenida para este acero presenta las rosetas de clivaje características, rodeadas de zonas de intergranularidad, del orden del 50%, que condicionan también numerosos caminos secundarios de rotura, lo que contribuye apreciablemente al detrimento en los valores de los parámetros básicos en CBT.

**TABLA 4:** RESULTADOS DE CARACTERIZACION MECANICA Y FRACTOGRAFICA EN CBT DEL ACERO AISI 4140 CON VARIACIONES DE COMPOSICION Y TRATAMIENTO TERMICO DE NORMALIZADO

PROBETA	$K_{ISCC}$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )	da/dt (m·s <sup>-1</sup> )	HV	$r_p$ (μm)	d/r <sub>p</sub>	TIPO DE ROTURA
4C1	50	2.6x10 <sup>-7</sup>	304	126	0.32	TG xx
4C1 Ca	30	1.2x10 <sup>-6</sup>	384	28	1.28	IG+TG xx
4C1 P	56	2.0x10 <sup>-7</sup>	319	143	0.25	TG xx
4C1 S	44	4.0x10 <sup>-7</sup>	298	101	0.32	TG xx

(xx) Fractura por semiclivaje

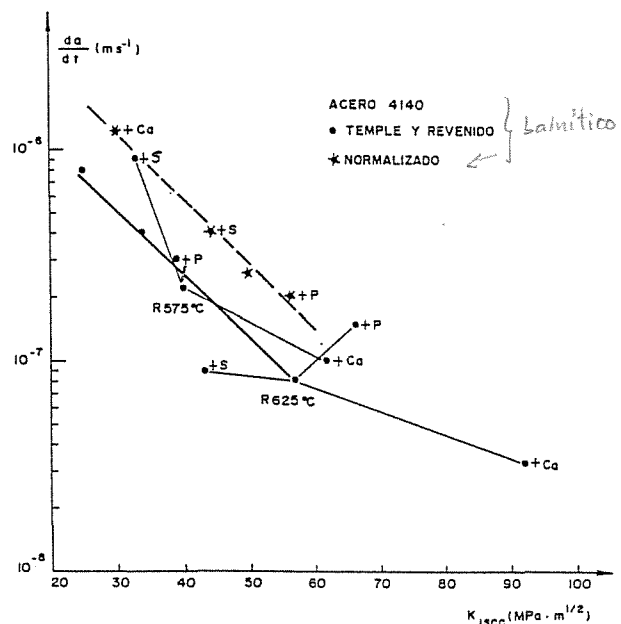


Fig.4. Relación entre la velocidad de propagación en estado II y el factor umbral de intensidad de tensiones para probetas normalizadas y templadas y revenidas.

El comportamiento de este acero en estructuras de normalizado destaca más, si cabe, al considerar que es el que presenta un mejor comportamiento en CBT cuando las estructuras son revenidas (Figura 4). Esta tendencia, atribuida a la disminución de la segregación y al redondeo de inclusiones debido a la presencia de calcio, debería apreciarse igualmente en los tratamientos de normalizado. El comportamiento negativo observado debe por tanto basarse en otras particularidades, como es la presencia importante de martensita junto a bainitas, que justifica una mayor susceptibilidad a CBT.

## 4. CONCLUSIONES

La influencia de la composición química es fundamental al considerar la resistencia a CBT en aceros de baja aleación en cuanto que condicionan la microestructura del material.

El efecto del Ca y S se hacen sentir en los aceros con tratamientos térmicos de temple, temple y revenido y normalizado, al condicionar la cantidad, forma y distribución de sulfuros y oxisulfuros de elementos de aleación, lo que altera su comportamiento en CBT.

El P no ejerce una influencia apreciable con tratamientos térmicos de temple y revenido y normalizado; con tratamientos térmicos de temple, el aceros 4140P presenta alta susceptibilidad a CBT, posiblemente asociado a consideraciones de segregación en límite de grano. No obstante esta última apreciación debe confirmarse con estudios complementarios de Espectroscopía Electrónica Auger.

- (9). M. V. Biezma, González, J.J. Gutiérrez-Solana, F., J. M. Varona, "Efectos de variables de composición en la Corrosión Bajo Tensión de aceros de baja aleación". IX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica. Zaragoza, 17-19 Diciembre, 1990.
- (10) González, J.J., M.V. Biezma, Gutiérrez-Solana, F., J.M. Varona, "La transición Intergranular-Transgranular en el tipo de rotura en Corrosión Bajo Tensión de aceros de baja aleación con tratamiento de revenido". IX Congreso Nacional de Química. Madrid, 8 de Marzo, 1989.
- (11) S.M. Bruemmer. Corrosion, 44, (6), 1990, p. 364.
- (12) K. Randerson "Reducing Sensitivity of Structural Steel to Hydrogen Cracking". CECA 7210 KE/819. (F 5-F 2.8/89) Tec. Report. N° 2, July 1990.
- (13) K.C. Chou, Z. Szcarska, Smialowrka, Corrosion Science, 46, (2), 1990, p.118.
- (14) "The Physical Metallurgy of Steel". W.C. Leslie. Mc Graw-Hill, N.Y., 1981.

## 5. REFERENCIAS

- (1). W.D. Cao, X.P. Lu, Mat. Sc. and Eng, A110, 1989, p.165.
- (2). B. London, D.V. Nelson, J.C. Shyne, Metal Trans, 19A, 1988, p.2497.
- (3). J.Y. Lee, V.I. Chung, D.S. Ahn, Mat.Sc. and Eng. 95, 1987. p.273.
- (4). C.L. Briant, P.L. Andersen, Metall. Trans. A, 19A, 1988, p.495.
- (5). H. Asahi, Y. Sogo, M. Ueno, H. Higashiyama, Corrosion NACE, 45, (6), 1989, p.519.
- (6). F. Gutiérrez-Solana, J.J. González, M.V. Biezma, J.M. Varona. 7º Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgicas, CENIM, Sesión 53 Vol II, Madrid, Octubre 1990, pp. 363-369.
- (7). J.J. González. Tesis Doctoral. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Santander, Julio 1987.
- (8). M. V. Biezma, Gutiérrez-Solana, F., González, J.J., J.M. Varona. 7º Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgicas, CENIM, Sesión 53 Vol II, Madrid, Octubre 1990, pp.343-352.

**FACTORES DE INFLUENCIA EN LA TENACIDAD DE SOLDADURAS EN ELEMENTOS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO**

**Gorrochategui, I.<sup>1</sup>; Gutiérrez-Solana, F. y Valiente A\*.**

Departamento de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. E.T.S.Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. UNIVERSIDAD DE CANTABRIA. Avda. de los Castros s/n 39005, Santander..  
\* Universidad Politécnica de Madrid

Resumen.- Se ha caracterizado la tenacidad del material de aportación de una unión codo-tubería procedente de una central LWR soldada por el procedimiento de arco manual. En esta caracterización, basada en la determinación de la integral  $J$ , se han introducido variables con posible influencia en la misma, tales como la dirección de crecimiento de las fisuras, la temperatura de ensayo y el ranurado lateral de las probetas.

Abstract.- Weld metal toughness of a manual metal arc elbow-pipe weldment extracted from piping system of a Light Water Reactor has been characterized. Crack growth direction, test temperature and side-grooving are introduced as variables in J-integral based characterization.

## 1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable austeníticos empleados en los sistemas de tuberías de reactores de agua ligera (LWR) se dividen en dos grupos en función de su tenacidad. En la primera categoría se incluyen materiales de alta tenacidad como el material forjado y soldaduras con protección de gas. En la segunda categoría se incluyen soldaduras con protección de polvo tales como las de arco sumergido y arco manual (MMA).

El cálculo de estructuras de los materiales de la primera categoría se realiza asumiendo el colapso plástico como mecanismo de fallo, deduciendo el tamaño de fisura admisible en base a análisis de carga límite. En los materiales de la segunda categoría se adopta el desgarró inestable como

mecanismo de rotura y las longitudes de fisura admisible se calculan utilizando conceptos de mecánica de fractura elasto-plástica.

En este trabajo se caracteriza la tenacidad de un material perteneciente al segundo grupo: una unión soldada por el procedimiento de arco manual. El Electric Power Research Institute (EPRI) propone un método de cálculo para estos aceros basado en la integral  $J$ , definiendo su curva de resistencia (curva  $R$ ) frente al crecimiento de la longitud de fisura y adoptando una tipología de grieta pasante a lo largo del espesor de la tubería y creciendo en dirección circunferencial (1).

Estas variables, junto a la temperatura

de trabajo de estos elementos, 280°C, condicionan la experimentación a realizar para caracterizar de forma idónea la tenacidad de la unión.

2. MATERIAL

El material de que se dispone es una pieza de forma de teja de 27 mm. de espesor extraída de una unión codo-tubería del sistema de recirculación de una central LWR representada en la Figura 1. Los materiales componentes son aceros inoxidable austeníticos y están soldados por el procedimiento de arco manual, excepto la raíz que se ejecutó por el método **TIG**. La condición del material es as-welded, envejecido en servicio durante 14 años a 280°C con un factor de utilización de 0,61.

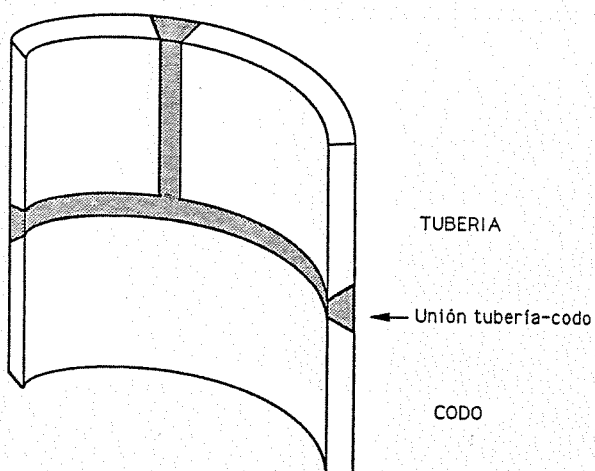


Figura 1 - Esquema de la unión soldada

Se han realizado análisis químicos de los materiales componentes de la unión soldada: codo, tubería y material de aportación. Los resultados se recogen en la Tabla 1.

Los ensayos metalográficos efectuados revelan que el material base componente de la unión, codo y tubería, es totalmente austenítico, mientras que el material aportado es de base austenítica con islas de ferrita homogéneamente distribuidas. Las micrografías de las Figuras 2 y 3 muestran aspectos representativos del material.

Tabla 1 - Composición química (% en peso)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co
Tubo	0.054	1.28	0.44	0.028	0.012	18.3	9.2	0.29	0.17	-
Codo	0.074	1.37	0.42	0.016	0.016	18.4	10.3	0.12	0.09	-
Mat. depositado	0.065	1.03	0.73	0.025	0.007	18.5	10.1	0.23	0.08	0.11

3. EXPERIMENTACION



Como paso previo a la determinación de la tenacidad de la unión se realizó una caracterización mecánica del material mediante un ensayo de tracción a temperatura ambiente en el mismo plano que posteriormente sería el de fisuración. La Tabla 2 recoge los valores obtenidos.

Tabla 2 - Resultados ensayo tracción

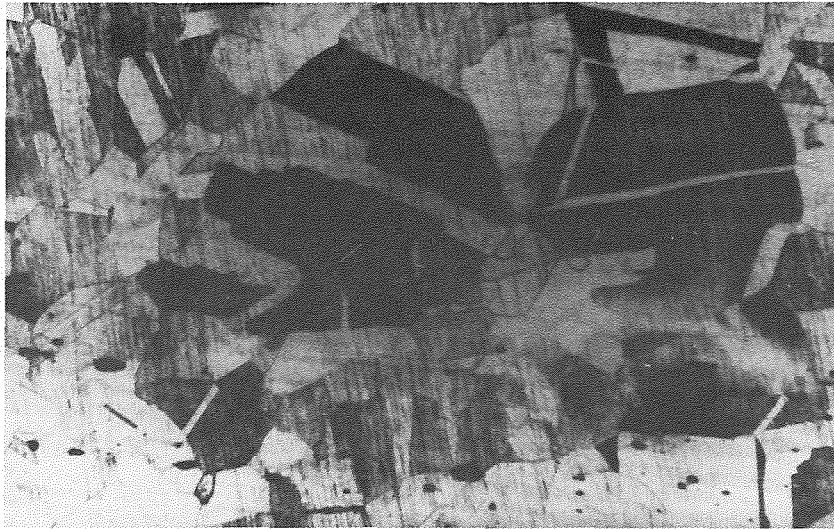
Módulo de elasticidad	E = 201200 Mpa
Límite elástico	$\sigma_y = 441$ Mpa
Tensión última	$\sigma_u = 698$ Mpa

La tenacidad a fractura del material se define mediante la curva **R** de la integral **J** frente al crecimiento de la longitud de fisura. Esta se ha calculado sobre probetas de flexión en 3 puntos prefisuradas por fatiga, cuyas dimensiones se ajustan a las definidas en la Norma Europea EGF P1 90 (2). El procedimiento seguido es el de probeta única y estimando la longitud de fisura a través de la flexibilidad de descargas efectuadas durante el proceso de desgarramiento.

La grieta pasante a lo largo del espesor de la tubería y creciendo en sentido circunferencial se simula mediante el empleo de probetas de orientación **TC** según se define en el esquema de la Figura 4. La orientación denominada como **TR** representa grietas contenidas en el mismo plano que el caso anterior pero creciendo perpendicularmente a aquéllas, es decir, en dirección radial de la tubería.

Como espesor **B** de las probetas se toma el máximo posible considerando el elemento de que disponíamos: B = 25 mm.; siendo así representativo del comportamiento estructural de la tubería. Las probetas de orientación **TC** debieron de ser mecanizadas posteriormente a B = 20 mm. por la influencia de la raíz **TIG** en el crecimiento desigual de la pregrieta de fatiga.

Como canto **W** se tomó el mínimo prescrito por la normativa, B = W = 25 mm., dada la escasez de material disponible para



5-10% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Figura 2 - Material base

400 μm

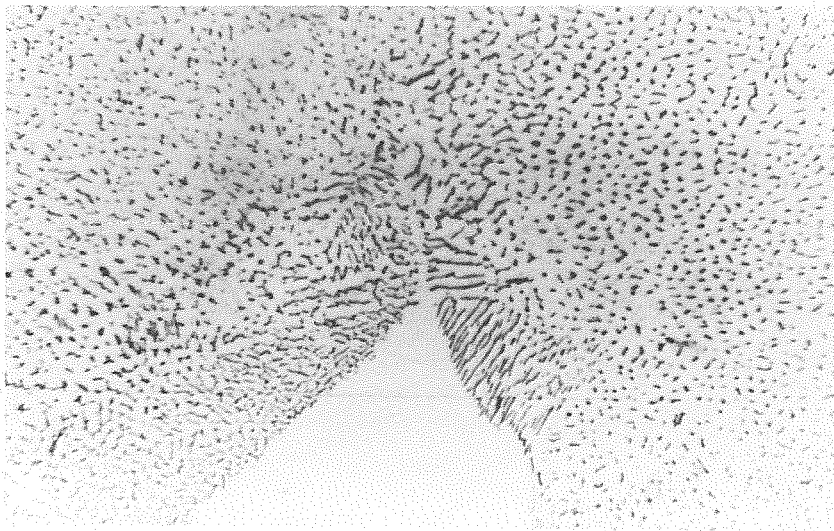
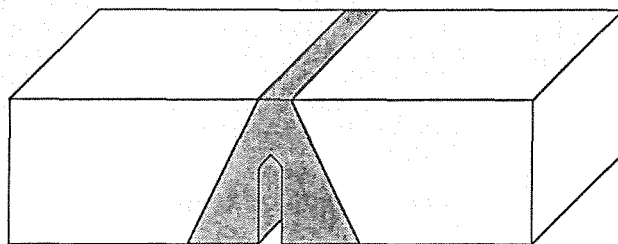
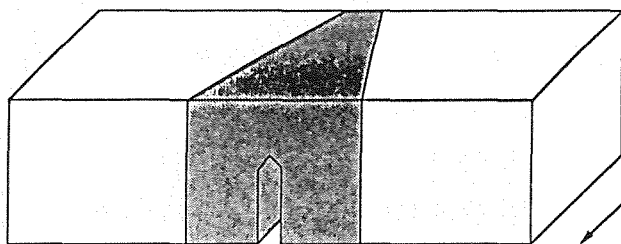


Figura 3 - Material aportado

100 μm



Orientación TL



w Orientación TC

w = B (para material)

Figura 4 - Probetas tipo

las probetas de orientación **TC** y por el espesor de la teja, en el caso de la orientación **TR**.

Con estas premisas se realizaron dos ensayos a temperatura ambiente, uno en cada orientación, en los laboratorios de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos (Santander) en una máquina hidráulica Instron 8033, denominados **J1** y **J5**. Esta experiencia aconsejó el empleo de ranuras laterales en posteriores ensayos para evitar en lo posible deformaciones laterales que puedan inducir mayores valores de la integral **J**. Así se realizaron 4 ensayos más con ranuras laterales del 20% del espesor y una apertura de 90°. Estos ensayos fueron hechos en los laboratorios de The Welding Institute en Abington-Cambridge (U.K.) en una máquina mecánica de husillos Schenck-Trebel. Dos de estos ensayos fueron a temperatura ambiente en las diferentes orientaciones y los dos restantes a 280°C con orientación **TC**. Estos se han denominado **W01**, **W02**, **W03** y **W04**. La Tabla 3 resume las características de los 6 ensayos de curva **R** efectuados.

De cada uno de estos 6 ensayos se ha obtenido una curva **R** de la integral **J** frente al crecimiento de fisura ( $\Delta a$ ), por ser éste el parámetro utilizado en el cálculo de las tuberías, aunque de igual forma se podría haber definido la curva **R** basada en el **CTOD** (Crack Tip Opening Displacement) empleada en otros procedimientos de evaluación de fallo de estructuras agrietadas.

Algunos de los ensayos presentaron crecimiento negativo de fisura en sus etapas iniciales. En estos casos se ajustó el origen de la curva de forma que los primeros puntos se aproximaran a la línea de enromamiento estimada por el procedimiento EGF P1 90:

$$J = 2540 \cdot 32 \Delta a \quad \begin{matrix} J \text{ en KN/m} \\ \Delta a \text{ en mm} \end{matrix}$$

En las Figuras 5, 6 y 7 se representan los resultados de estos 6 ensayos.

Tabla 3 - Ensayos de tenacidad

Denominación	Orientación	B	W	Temperatura	$a_0$	$a_f$	Observaciones	Lugar	
Sin ranuras	J1	TC	20	25	ambiente	15,80	18,52	Caras planas	Santander
	J5	TR	25	25	ambiente	15,72	17,94	Caras planas	Santander
Con ranuras	W01	TR	25	25	ambiente	15,26	18,17	Ranuras laterales	TWI
	W02	TC	20	25	ambiente	16,34	18,57	Ranuras laterales	TWI
	W03	TC	20	25	280°C	13,52	18,62	Ranuras laterales	TWI
	W04	TC	20	25	280°C	14,13	18,47	Ranuras laterales	TWI

$a_0$  - longitud de fisura inicial (mm)

$a_f$  - longitud de fisura final (mm)

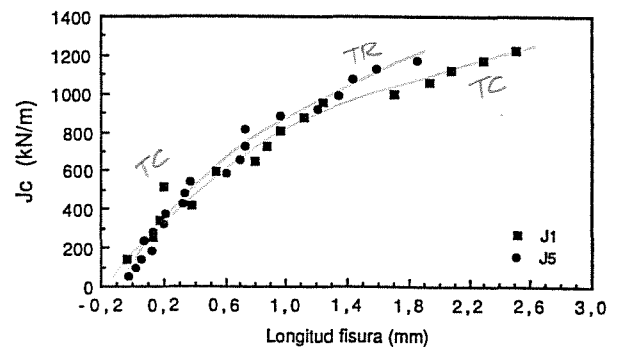
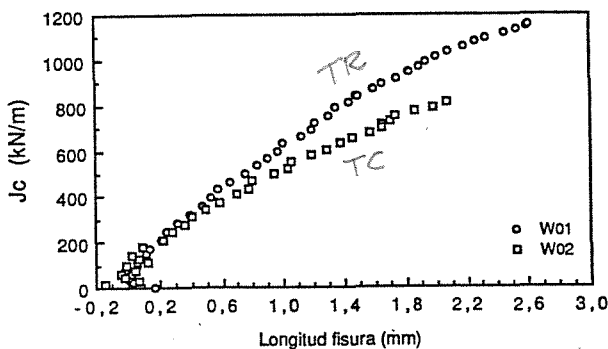


Figura 5 - Curvas R - Influencia de la orientación

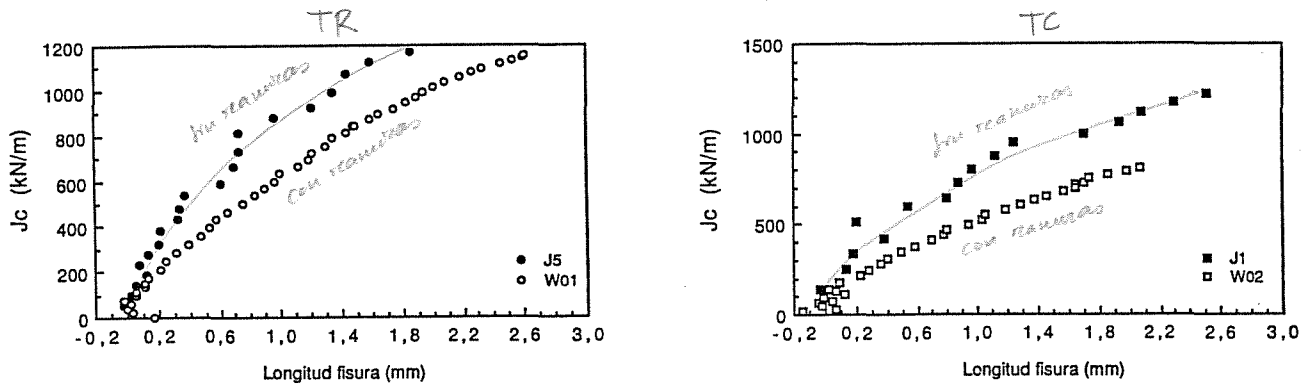


Figura 6 - Curvas R - Influencia de las ranuras laterales

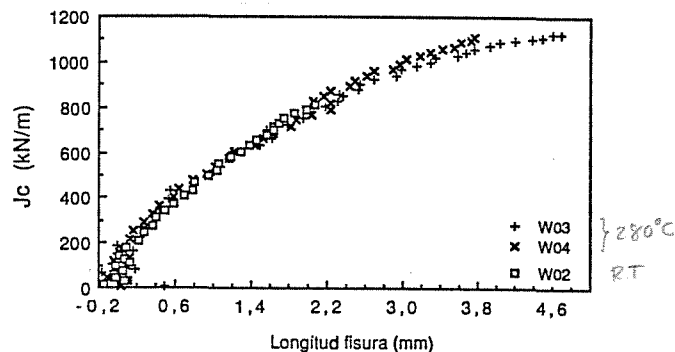


Figura 7 - Curvas R - Influencia de la temperatura de ensayo la fisura.

## 4. DISCUSION

En cada una de las Figuras 5, 6 y 7 se estudian de manera comparativa las variables definitorias de la caracterización.

En la Figura 5 se analiza el efecto de la dirección de crecimiento de la fisura en la tenacidad comparando curvas R obtenidas en probetas de diferente orientación. Este efecto se encuentra sin embargo enmascarado por el hecho de que las probetas de orientación TR, J5 y W01, tienen mayor espesor que las de orientación TC: 25 mm frente a los 20 mm. de J1 y W02; y por lo tanto deberían presentar curvas de tenacidad inferior. Este hecho no sólo no se produce sino que lo hace el inverso: la curva de la probeta W01 es claramente superior a la de W02 y la curva de J5 es ligeramente superior a la de J1. Se puede concluir entonces que la propagación de la fisura en la orientación TC requiere menos esfuerzo que en la dirección perpendicular.

En la Figura 6 se analiza la influencia de las ranuras laterales. En este caso la conclusión es clara: las ranuras laterales inducen al descenso de las curvas de tenacidad. La principal causa es la eliminación de las zonas laterales de la probeta que trabajan en situación de tensión plana, aumentando el porcentaje de ligamento en deformación plana, que como se sabe es el comportamiento que presenta una tenacidad mínima. Por otro lado, las ranuras laterales tienen el efecto beneficioso de uniformizar el avance de

En la Figura 7 se analiza el efecto de la temperatura. De los tres gráficos representados, dos corresponden a ensayos a 280°C, W03 y W04, mientras que el tercero, W02, se realizó a temperatura ambiente. Como se puede apreciar los tres conducen a la misma curva R haciendo por lo tanto inexistente la influencia de la temperatura de ensayo entre 20 y 280°C.

De todo lo anteriormente expuesto se puede concluir que la curva de la Figura 7 sería la representativa del material de aportación de la unión soldada para el estudio de grietas pasantes creciendo de forma circunferencial en tuberías de unos 25 mm. de espesor para un rango de temperaturas entre 20 y 280°C. Dicha curva se expresa matemáticamente por la ecuación:

$$J = 498,436 \cdot [0,092273 + \Delta a]^{0,5867266}$$

J en KN/m

$$0,1 < \Delta a < 4,5 \text{ en mm.}$$

Esta curva se compara con otras representativas del mismo tipo de material obtenidas de la referencia (3) en la Tabla 4.

El método de cálculo estructural sugerido por EPRI asume la derivación de la curva R para facilitar su operatividad, adoptando así la curva J-T como representativa del comportamiento del material. Los correspondientes

valores de **T** se obtienen de acuerdo con las expresiones siguientes:

$$T = (E/\sigma_f^2) (dJ/da) \quad \sigma_f = (\sigma_y + \sigma_u) / 2$$

En la Tabla 5 se compara el resultado de esta experimentación con los datos de partida de la referencia (1) para este tipo de material en función de la curva **J-T**.

En las dos últimas tablas se observan los elevados valores de la integral **J** del material ensayado en comparación con otros similares presentados por otros autores, a pesar de estar el primero envejecido en servicio, lo que podría haber iniciado procesos de fragilización asociados a su contenido en ferrita. La justificación de este buen comportamiento supera el alcance de este trabajo, quedando adscrito a un análisis más exhaustivo de la relación microestructura - comportamiento en rotura.

Tabla 4 - Curvas R comparativas de uniones MMA

Temperatura ensayo °C	Tipo probeta (espesor)	Valores de J (kN/m) en función de Δa (mm)					Comentarios
		0,2	1,0	2,0	3,0	4,0	
300	SENB 20 mm	67	168	235	279	335	19.9.L weld metal 5-9 FN
370	SENB 50 mm	96	168	264	356	456	Armex GT weld metal 4,9% ferrite
288	SENB 75 mm	60	123	171	206	241	308L buttered layer simulated safe-end
427-538	CT 25,4 mm	134	331	ND	ND	ND	308 weld metal 6,4-7,7 FN
20-280	SENB 20 mm	242	525	769	967	1139	Presente trabajo

SENB - Single Edge Notch Bend  
 CT - Compact Tension  
 ND - Not Determined

Todos los valores son límites inferiores cuando éstos son disponibles

Tabla 5 - Curvas J-T comparativas de uniones MMA

Temperatura ensayo °C	Tipo probeta (espesor)	Valores de J (kN/m) en función de T						Referencia
		60	100	140	180	220	260	
290	CT-25,4 mm	497	373	302	257	231	-	(1)
20-280	SENB-20 mm	-	1159	720	504	379	299	presente



## 5. CONCLUSIONES

-Se han calculado curvas **R** del material aportado en una unión **MMA** de aceros inoxidable austeníticos introduciendo la dirección de crecimiento de fisura, la existencia de ranuras laterales y la temperatura de ensayo como variables de la caracterización. De ello se concluye:

La influencia de la orientación en la tenacidad del material soldado, lo que debe tenerse en cuenta, tanto en la caracterización, como en su aplicación posterior.

La conveniencia del uso de la probeta con ranuras laterales, que aporten valores de tenacidad más conservadores.

La constancia de comportamiento de este material en el rango de temperaturas entre ambiente y la de uso (280°C).

-Se ha definido una curva **R** que serviría para el cálculo estructural de uniones **MMA** en tuberías de acero inoxidable de unos 25 mm. de espesor con grietas transversales pasantes creciendo en dirección circunferencial. Esta curva no es extrapolable a otras situaciones estructurales, otros materiales u otra tipología de grietas.

-Los resultados de este trabajo representan unos valores de tenacidad de este material superior a los referenciados por otros autores para el mismo tipo de uniones. Si bien son necesarios argumentos que justifiquen esta situación, los resultados son alentadores de cara a la evaluación de las condiciones de seguridad de estos componentes.

-Las curvas **R** obtenidas en esta experimentación deben ser observadas con cautela dada la dificultad de caracterizar estos materiales dentro del rango de crecimiento de fisuras controlado por la integral **J**, definido en la normativa al respecto.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento al personal del Departamento de Ingeniería de The Welding Institute y especialmente al Dr. S.J. Garwood, N.V. Challenger y Dr. G.E. Hale por su inestimable ayuda y sus comentarios.

## 7. BIBLIOGRAFIA

- [1]. EPRI. "Evaluation of Flaws in Austenitic Piping"; Draft Final Report; October 1985.
- [2]. EGF P1-90; "EGF Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials"; European Group on Fracture; December 1989.
- [3]. G.E. Hale and S.J. Garwood; Material Science and Technology, March 1990, Vol.6; pp. 230-235.

**COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE UNIONES SOLDADAS Y SU INFLUENCIA EN LA RESISTENCIA A FATIGA DE PUENTES METALICOS**

*Chemá*  
Varona, J.M.; Gutiérrez-Solana, F.; González, J.J.; Sánchez, L.; y Álvarez, J.A.

Departamento de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. UNIVERSIDAD DE CANTABRIA. Avda. de los Castros s/n 39005, Santander. España.

Resumen.- En el marco de un estudio de determinación de la vida residual de puentes metálicos antiguos de ferrocarril, se ha realizado la caracterización del comportamiento en fatiga de las uniones soldadas utilizadas en ellos. El comportamiento observado se analiza en comparación con los resultados obtenidos para el material base, tanto en los valores cuantitativos aplicables al diseño de vida residual, como en la morfología de rotura que justifica las diferencias encontradas entre ambos materiales.

Abstract.- As a part of a work on the residual life of old metallic railroad bridges, it has been studied the fatigue behaviour characterization of the weld joints there used. The observed behaviour has been analyzed by comparison with the obtained results for the base material, considering the quantitative values to be used on the residual life analysis and also the fractographies of crack propagations that correlate with the different behaviour of the both materials.

**1. INTRODUCCION Y OBJETIVOS**

La Red Nacional de los Ferrocarriles Españoles (RENFE) viene desarrollando en los últimos años estudios para la adecuación, tanto del material rodante como de sus instalaciones fijas, a las mayores cargas y velocidad que la sociedad actual demanda. Entre ellos destaca la determinación de la vida residual de puentes metálicos antiguos en función de la historia de las cargas que han circulado hasta el presente y de las previsiones sobre la evaluación del tráfico en el futuro, a través de un mejor conocimiento del material de dichos puentes, de los esfuerzos que se transmiten entre las piezas y del comportamiento frente a las cargas exteriores que se repiten un gran número de veces, fatiga [1,2].

Esta última necesidad, el conocimiento de su comportamiento en fatiga, obligó a poner a punto una metodología experimental de caracterización del material de dichos puentes [3], destacándose la importante influencia que los defectos superficiales presentes ejercen sobre la resistencia a fatiga y exigiendo, en consecuencia, una cuidadosa definición del proceso de extracción de muestras para asegurar su representatividad, lo cual no se recoge en ninguna de las normativas de cálculo estructural y recomendaciones de verificación en fatiga de construcciones metálicas: CECM [4], SIA [5], IPA [6], BSI [7] y UIC [8], entre otras.

En un segundo trabajo [9] se trató de reforzar el análisis de la influencia de los defectos presentes en el material, estableciendo, por un lado, la variabilidad que presenta la caracterización en

función del modo de preparación de las probetas de ensayo a partir de las muestras suministradas de los puentes y tratando, por otro, de correlacionar la variabilidad de respuesta en fatiga, en probetas que han tenido igual proceso de preparación, con cambios de variables intrínsecas del material, tales como su microestructura, la presencia en ella de inclusiones o su estado de precipitación, o en variables relacionadas con su comportamiento mecánico. Con ello se pretendía encontrar el marco general de influencias sobre su comportamiento en fatiga y, dentro de él, el efecto relativo de los defectos superficiales. Los resultados que se obtuvieron confirmaron la relevante influencia que dichos defectos tienen sobre el comportamiento en fatiga del material.

El alcance del presente trabajo es la determinación de las curvas en fatiga del material soldado, empleando para su obtención una metodología de ensayo semejante [3,9].

El material base, procedente de elementos resistentes perfectamente identificados (vigas, viguetas, largueros, diagonales, etc) de cinco puentes de la línea Madrid-Sevilla, fue caracterizado de forma convencional mediante realización de análisis químico y microestructural y ensayos de comportamiento mecánico, tracción, resiliencia doblado y soldabilidad, tratándose en todos los casos de acero estructural de naturaleza ferrítico-perlíticas, acorde con su composición química [2]. Aunque su comportamiento mecánico permitiría asignarle una categoría conjunta AE 325, su alto contenido en azufre y fósforo, superior a 0.045% en la mayoría de las muestras, clasifican a estos aceros bajo especificación A 310-0, según la normativa vigente UNE 36-080-85.

La Tabla 1 recoge, de forma agrupada, las muestras proporcionadas de los diferentes puentes y tramos, eligiéndose para este estudio las identificadas con los números 1, 7, 15, 19, 21, 24, 28, 33, 34, 37, 39 y 43.

TABLA 1: Relación e identificación de las muestras extraídas

PASO	P.K	MUESTRAS
ARROYO DESPEÑAPERROS	284.662	
Tramo 1		1 a 3
Tramo 2		4 a 9
ARROYO DESPEÑAPERROS	277.836	10 a 15
ARROYO DESPEÑAPERROS	282.808	16 a 21
RIO GUARRIZAS	271.784	22 a 27
RIO GUADALQUIVIR	338.630	
Tramo 1		28 a 30
Tramo 2		31 a 36
Tramo 3		37 a 39
Tramo 4		40 a 42
Tramo 5		43 a 45

De las muestras seleccionadas se prepararon probetas soldadas a tope, para ser ensayadas a fatiga, con una variación del nivel de cargas acorde en su comportamiento mecánico.

## 2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### 2.1 Preparación de probetas

Las probetas se obtuvieron partiendo de muestras de corte interior procedentes de los diferentes elementos [9], que se cortaron transversalmente y preparándose los bordes con chaflán a 30° sobre la vertical. Se soldaron manualmente las dos partes con electrodo de 3,25 mm. de diámetro de tipo OK 4800 (UNE E 455 B20), resanando la cara inversa por amolado y completando finalmente la soldadura de esta zona con el mismo electrodo [2].

Las probetas 24 (Fotografía 1) y 37 fueron amoladas en su raíz y montera, correspondiendo al detalle tipo 1 establecido en la norma CECM [4] y al tipo III de la norma UIC [8]. Las restantes probetas no sufrieron tratamiento tras la soldadura.

### 2.2 Comportamiento en fatiga

Utilizando una máquina universal de ensayos dinámica, se ensayaron a rotura por fatiga las doce probetas soldadas procedentes de las muestras de material seleccionadas, tratando de caracterizar las curvas S-N de las uniones soldadas de estos materiales.

Para evitar la formación de entallas por la acción de las mordazas, los extremos de las muestras fueron protegidos por casquillos de 100 mm. de tubo de acero calibrado de 32x29 mm., disponiéndose entre su interior y la muestra un mortero 1:1 de resina epoxi [10].

## 3. RESULTADOS

En la Tabla 2, se pueden observar los datos relativos a la sección de las probetas ensayadas, el límite elástico del material base, los parámetros del ensayo y, como resultado, el número de ciclos soportado por cada probeta.

En la Figura 1 están representados los resultados obtenidos en papel doblemente logarítmico, observándose su situación relativa respecto a las normas de cálculo estructural y recomendaciones de verificación en fatiga de construcciones metálicas.

Se realizaron también macrografías de la sección de rotura de todas las probetas ensayadas y micrografías por microscopía electrónica de las zonas de propagación y rotura, tratando de identificar la morfología que presentan (Fotografías 2 a 7).

4. ANALISIS DE RESULTADOS

4.1 Parámetros mecánicos

Con el mismo proceso de análisis estadístico de los resultados obtenidos y utilizando los valores extremos  $K=3$ , correspondiente a la CEM, y  $K=5$ , según la UIC, para las curvas S-N de resistencia a fatiga,  $N = C(\Delta\sigma)^{-K}$ , en condiciones de sollicitación de tensiones normales [9], la Tabla 3 recoge los valores obtenidos en cada probeta, del valor  $\Delta\sigma_2$ , correspondiente a la fluctuación de tensiones para la cual la probeta en cuestión soportaría  $2 \times 10^6$  ciclos, así como los valores estadísticos del citado análisis.

Los valores medios de corte,  $\Delta\sigma_2$ ,  $114.5 \pm 25.2$  N/mm<sup>2</sup> (CECM) y  $160.8 \pm 19.1$  N/mm<sup>2</sup> (UIC), con una desviación sobre la media de 19.2% y 11.2% proporcionan unos valores de cálculo,  $\Delta\sigma_c$ , de 64.1 N/mm<sup>2</sup> y 122.7 N/mm<sup>2</sup> respectivamente.

TABLA 2: Resultados de los ensayos de fatiga

MUESTRAS SOLDADAS

REFERENCIA	PIEZA	SECCION (mm <sup>2</sup> )	$\sigma_y$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	$\Delta\sigma$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	AP (Kg)	CICLOS
ARROYO DESPEÑAPERROS P.K. 284.682	1	187	30.4	27.7	5.180	346.366
ARROYO DESPEÑAPERROS P.K. 277.836	7	188	31.4	28.2	4.750	198.970
ARROYO DESPEÑAPERROS P.K. 282.908	15	170	32.1	28.9	4.915	131.353
ARROYO DESPEÑAPERROS P.K. 271.784	19	180	32.6	24.8	4.480	446.711
GUARNIZAS	21	196	28.5	26.5	5.185	255.071
RIO	24	196	32.5	25.6	5.010	195.398
GUADALQUIVIR	28	198	34.9	31.4	6.220	28.427
	33	206	31.6	28.4	5.860	72.910
	34	208	35.0	30.5	6.344	40.057
	37	184	28.6	25.7	4.730	135.000
	39	173	32.0	28.8	4.980	224.776
	43	178	33.3	30.0	5.340	75.484

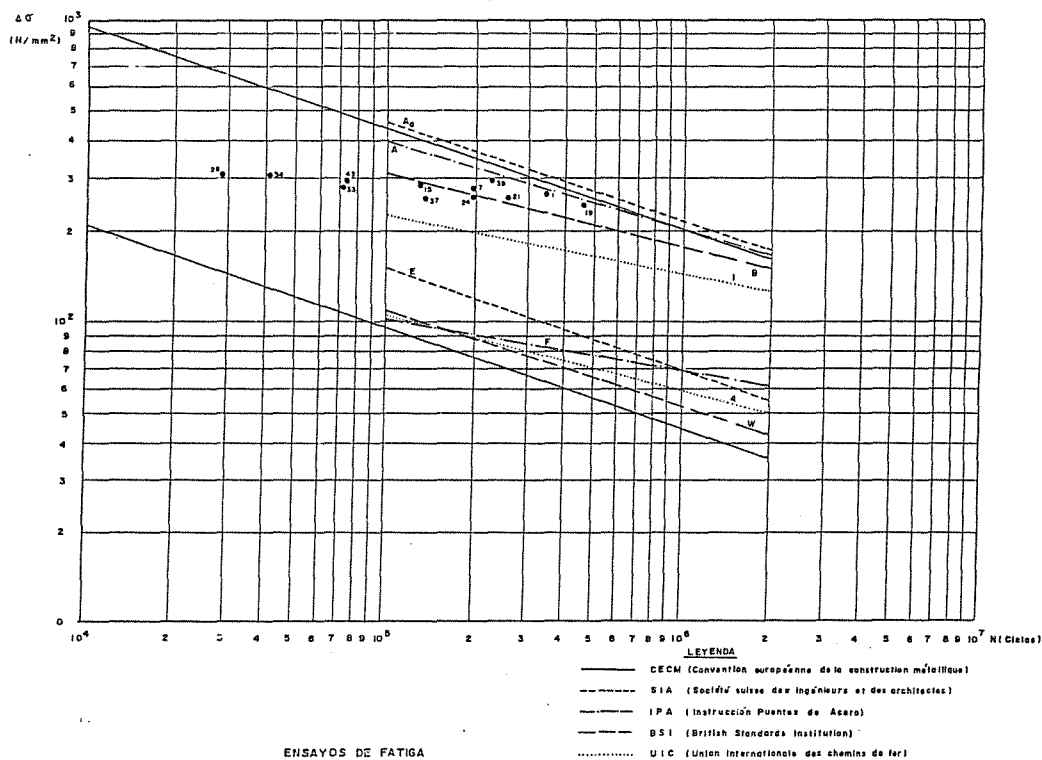


Figura 1. Representación de los resultados obtenidos en relación con la normativa considerada.

TABLA 3: Análisis estadístico de caracterización en fatiga

## MUESTRAS SOLDADAS

PIEZA	$\Delta\sigma$ (N/mm <sup>2</sup> )	CICLOS	CECM K=3 $\Delta\sigma_2$ (N/mm <sup>2</sup> )	UIC K=5 $\Delta\sigma_2$ (N/mm <sup>2</sup> )
1	271.73	346.366	151.44	191.20
7	276.64	198.970	128.18	174.36
15	283.5	131.353	114.38	164.45
19	243.28	446.711	147.60	180.26
21	280	255.071	130.87	167.96
24	251.13	195.398	115.66	157.71
28	308	28.427	74.60	131.55
33	278.6	72.910	92.37	143.65
34	299.2	40.057	81.47	137.23
37	252.5	135.000	102.80	147.27
39	282.5	224.776	136.3	182.45
43	294.3	73.484	97.83	152
$\Delta\bar{\sigma}$ (MEDIA)	GLOBAL		114.45	160.84
s (DESVIACION)			25.19	19.05
$\Delta\bar{\sigma} - 2s$			64.07	122.74

En las Figuras 2 y 3 se observan las curvas S-N establecidas a partir de este análisis global en relación con la normativa de cálculo estructural y recomendaciones de verificación en fatiga de construcciones metálicas.

De la Figura 2 y de los valores  $\Delta\sigma_2$  (CECM) de la Tabla 3 se deduce que los resultados de las probetas individuales superan o están muy próximos a lo que preconiza la curva S-N de la norma CECM para los valores de detalles tipo 1, de 112 N/mm<sup>2</sup>, y tipos 4 y 7, de 90 y 80 N/mm<sup>2</sup>, respectivamente, siendo el valor medio de 114.5 N/mm<sup>2</sup> superior a los valores correspondientes a los tres detalles. A pesar de ello la dispersión obtenida hace que el valor  $\Delta\sigma_c$  represente una resistencia a fatiga del 57% de la prevista para el detalle tipo 1, del 71% para el detalle tipo 4 y del 80% para el detalle tipo 7.

Por otro lado el resultado que se deduce según la normativa UIC,  $\Delta\sigma_c$  de 122.7 N/mm<sup>2</sup>, es muy próximo al previsto para el material base que parte de un valor de corte de 126 N/mm<sup>2</sup>, y al que habrá que aplicar el coeficiente de reducción del detalle de soldadura tipo III 0,65, o tipo IV, 0,50. El valor de  $\Delta\sigma_c$  obtenido para las probetas soldadas representa un 66% del deducido para el grupo de probetas de corte interior, del cual se tomaron, lo que está en consonancia con la reducción estimada por la UIC.

Al igual que en el material base, la mejor correlación de resultados y su mejor adecuación a la normativa del análisis basado en la regulación UIC, es consecuencia del mejor ajuste de la pendiente utilizada, para K=5, a los resultados obtenidos. Una regresión de éstos daría una pendiente que aún propiciaría un K mayor.

La comparación de estos resultados con los obtenidos para el material base, resumida en la Tabla 4, muestra la significativa pérdida de resistencia a fatiga del material soldado con referencia al base, reduciéndose sus valores medios a un 83% (UIC) o un 64% (CECM) de los correspondientes del material base obtenidos en probetas de corte exterior [9], representativos de la realidad del material en situación actual tras su uso, o a un 66% (UIC) o un 48% (CECM) de los obtenidos en probetas de corte interior, representativos del material sin daños derivados del proceso de fabricación y su uso.

#### 4.2 Fractografía

La rotura de las probetas soldadas se origina en la zona afectada térmicamente, la fisuración por fatiga se inicia generalmente en defectos inherentes al proceso de soldadura, tanto internos, con crecimiento concéntrico (probetas 7,28,33,34 y 43, Fotografía 2) o con crecimiento lateral (probetas 19,21 y 24, Fotografía 3), como externos (probetas 1,15,37 y 35, Fotografía 4).

Estas diferencias en la morfología de fisuración no ofrecen correlación con los datos de resistencia a fatiga, (Tabla 3), pero todas son diferentes a las propias del material base, lo que justifica las diferencias en sus comportamientos mecánicos.

La Fotografía 5 muestra el defecto interior de iniciación de la fisuración en la probeta 43. La identificación de este tipo de defectos se realizó preparando una sección longitudinal de la probeta 28, y analizando su entronque con la superficie de rotura, Fotografía 6, y el punto simétrico al otro lado de la soldadura donde el material no ha roto, Fotografía 7, que pone en evidencia la existencia de inclusiones, cuyo análisis muestra que son escorias producidas en el proceso de soldadura.

El análisis fractográfico de las probetas, cuyas fisuras propagaron desde el exterior, muestra que las mismas también se iniciaron desde escorias de soldadura.

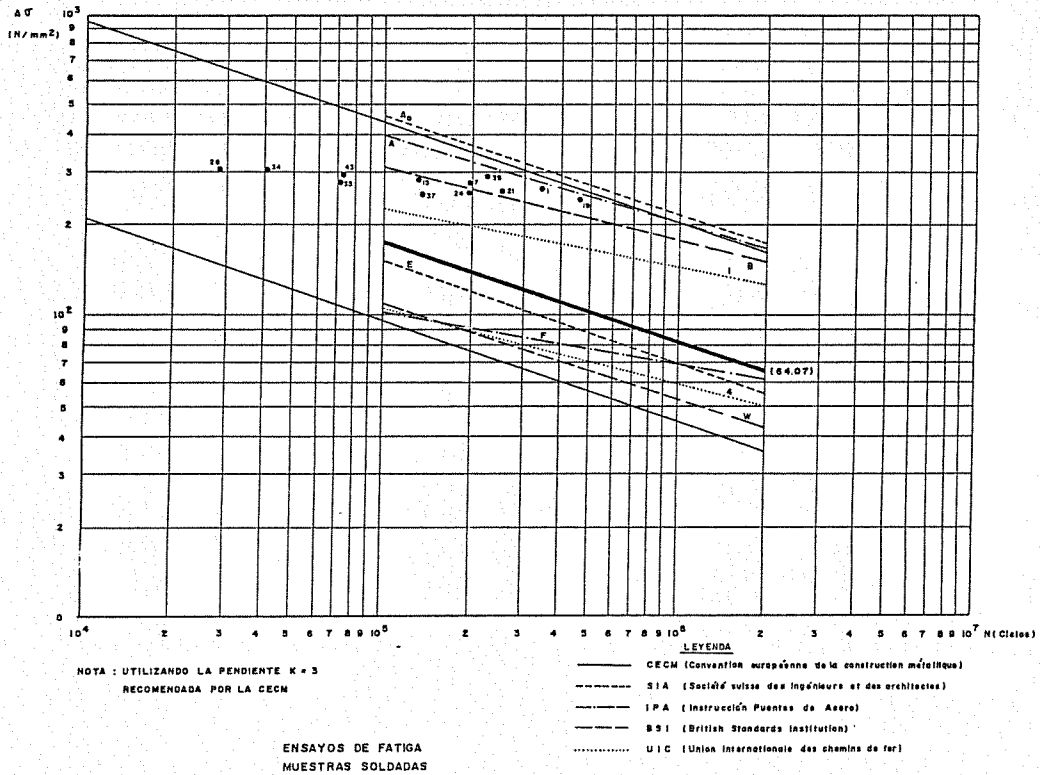


Figura 2. Curvas S-N de caracterización obtenida para K=3 (CEM).

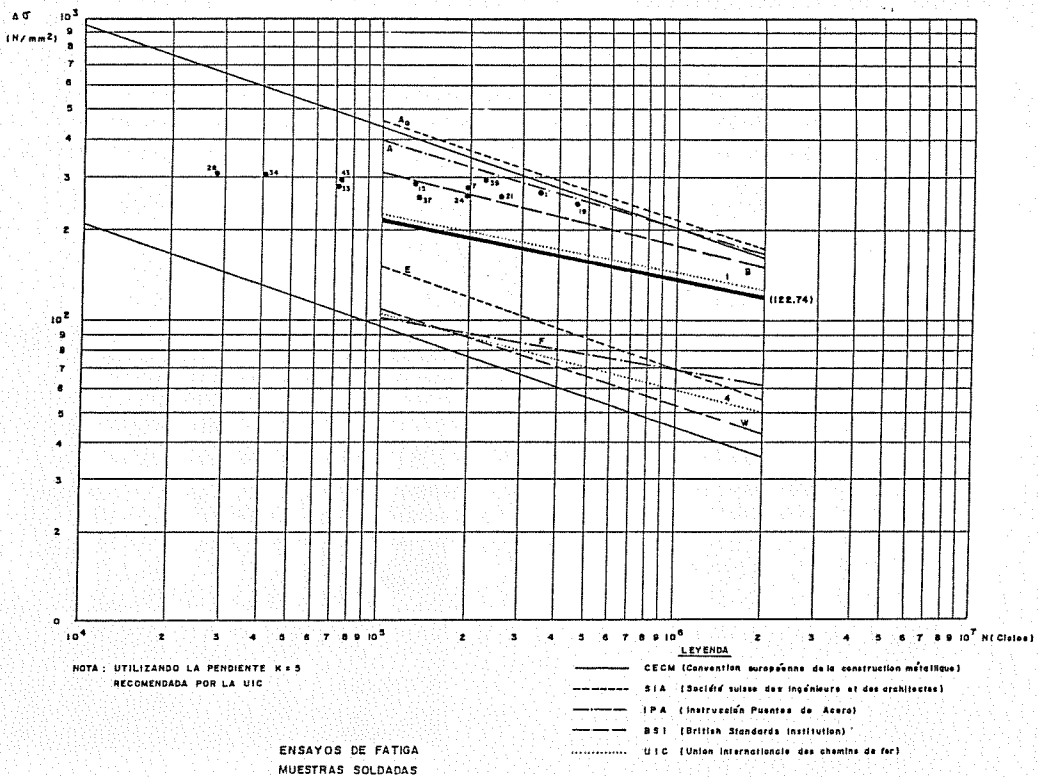


Figura 3. Curvas S-N de caracterización obtenida para K=5 (UIC).

**TABLA 4:** Relación de valores de resistencia a fatiga de material base y material soldado

	$\Delta\sigma_2$ INDIVIDUAL		$\Delta\sigma_c$ GLOBAL
	MAXIMO	MINIMO	
<b>CECM</b>			
CORTE EXTERIOR/SOLDADAS	2.21	1.06	1.56
CORTE INTERIOR/SOLDADAS	2.24	1.23	2.10
<b>UIC</b>			
CORTE EXTERIOR/SOLDADAS	1.62	1.02	1.20
CORTE INTERIOR/SOLDADAS	1.60	1.12	1.51

## 5. CONSIDERACIONES FINALES

El análisis efectuado y su comparación con el realizado para el material base previamente [9], pone de manifiesto la importante reducción en la resistencia a fatiga de las uniones soldadas con referencia a la del material base.

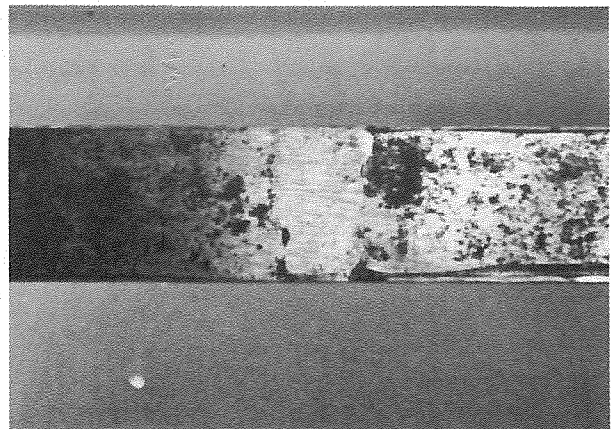
Los valores obtenidos de esa reducción son acordes, en general, con los aportados por las diferentes normativas que catalogan las uniones soldadas por tipologías definidas.

Al igual que en el material base, los resultados obtenidos se adecuaron mejor a lo especificado por la normativa UIC, que aporta menor dispersión y un valor de K más acorde con la pendiente de la regresión de puntos S-N de los ensayos.

El trabajo ha puesto en evidencia que la aplicación de las técnicas de soldadura usuales en la construcción de estos elementos estructurales producen escorias de tamaño del orden de 1 mm. que inician la fisuración por fatiga y condicionan la resistencia de las uniones soldadas.

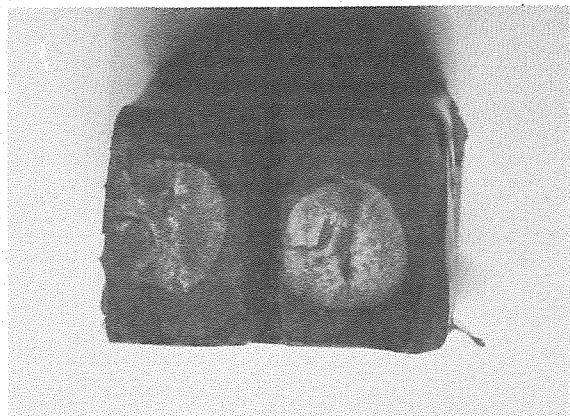
## 6. REFERENCIAS

- [1]. "Caracterización convencional y en fatiga de material de puentes de ferrocarril. Estudios de cuatro puentes de la Línea Madrid-Hendaya". (1989). Dto. de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. Universidad de Cantabria.
- [2]. "Caracterización convencional y en fatiga de material de puentes de ferrocarril. Estudios de cinco puentes de la Línea Madrid-Sevilla". (1989). Dto. de Ciencias e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. Universidad de Cantabria.
- [3]. Varona, J.M.; Hernández, A.; Gorrochategui, I.; Gutiérrez-Solana, F. y González, J.J. (1989). "Caracterización en Fatiga de Material de Puentes Metálicos Antiguos de Ferrocarril" Anales de Mecánica Fractura, 6, pp.231-238.
- [4]. "Recommandations pour la verification a la fatigue des structures en acier", (1985) Convention européenne de la construction métallique, (CECM).
- [5]. SN 555 161: Constructions Metalliques, (1979) Societé Suisse des Ingenieurs et des Architectes (SIA).
- [6]. Propuesta sobre la comprobación a fatiga, Instrucción Puentes de Acero (IPA), 1982.
- [7]. BS 5400: Steel, Concrete and Composit Bridges: Part 10. Code of practice for fatigue, British Standars Institution (BSI), 1980.
- [8]. UIC 779-1 R: Recommandations pour la determination de la capacité portante des structures metalliques existantes, (1986) Union Internationale des Chemins de fer.
- [9]. Varona, J.M.; Gutiérrez-Solana, F.; Alvarez, J.A. y González, J.J., (1990). "Comportamiento en Fatiga de Acero Estructural de Antiguos Puentes de Ferrocarril". Anales de Mecánica de Fractura 7, p.p.
- [10] Varona, J.M.; Gutiérrez-Solana, F. y González, J.J., (1989). "Optimización del sistema de anclaje para ensayos de fatiga de armaduras activas pretensadas (alambres y cordones)". Hormigón y Acero, 172, pp. 99-104.

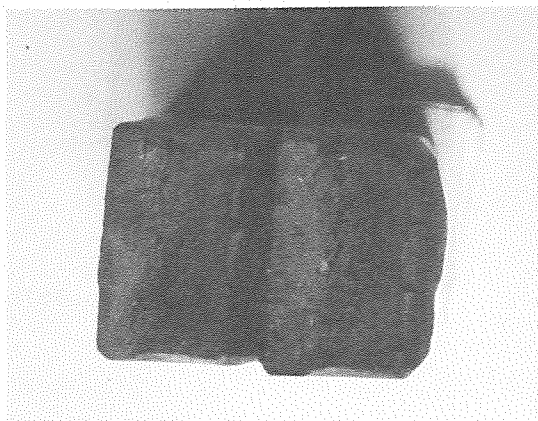


Fotografía 1. Macrografía de zona soldada con amolado posterior (Probeta 24)

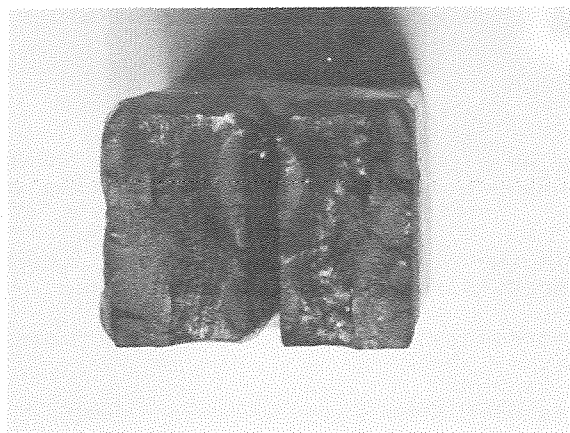




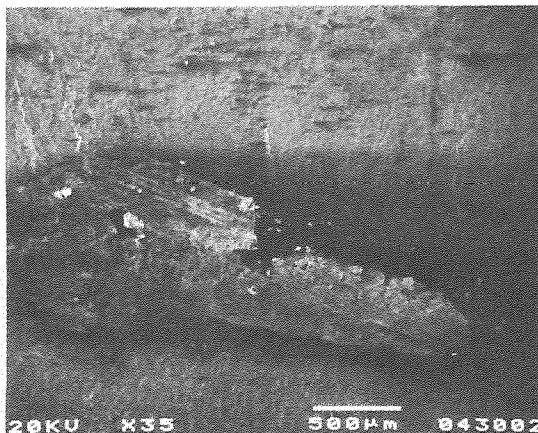
Fotografía 2. Macrografía de fisuración interior con crecimiento concéntrico (Probeta 28)



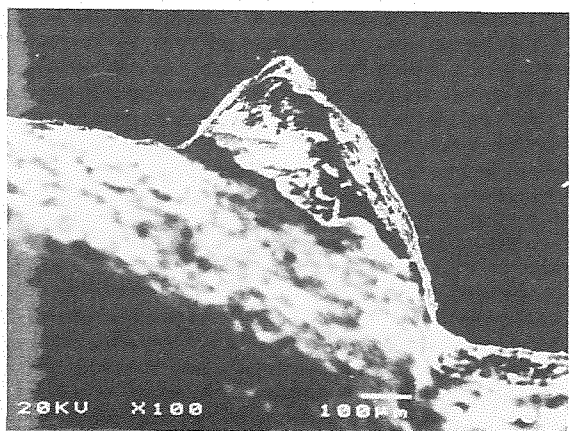
Fotografía 3. Macrografía de fisuración interior con crecimiento lateral (Probeta 21)



Fotografía 4. Macrografía de fisuración exterior (Probeta 39)



Fotografía 5. Micrografía de escoria de iniciación de la fisuración (Probeta 43)



Fotografía 6. Micrografía de la sección del defecto (escoria) de iniciación de la fisuración (Probeta 28)



Fotografía 7. Micrografía de la situación de las escorias (Probeta 28)



CORRELACIONES COD-KCV EN LOS DEPOSITOS DE SOLDADURA DE UNIONES A TOPE CON EL PROCESO SMAW DE UN ACERO DE ALTO LIMITE ELASTICO

*M. A. Román*  
M. A. Román, E. Ayala

Babcock & Wilcox Española, S.A, Apto. 294 BILBAO

Las elevadas tensiones que se originan durante la soldadura crean riesgos durante la fabricación que se evalúan por medio de la teoría de la mecánica de la fractura.

Para ello es necesario realizar costosos ensayos de COD y de larga duración, para cada espesor, procedimiento de soldadura y tratamiento térmico.

En este trabajo se presenta las correlaciones buscadas entre los valores Charpy-límite elástico con los valores COD para conseguir una fabricación más rápida y competitiva por medio de la disminución de ensayos de COD.

*VST 500 ← acero alemán*

The manufacturers of big pressure vessels seeking extra security need to use the fracture mechanic criteria to evaluate the risks during fabrication and service.

Expensive and time consuming COD testing is then required for specific thickness of base metal and welding procedures and different postweld conditions.

It would be of big advantage to get some correlation with a level of confidence between Charpy-yield strength and COD values.

This work presents some interesting results with SMAW weld deposits about this matter, using the Okazaki method.

#### 1.- INTRODUCCION

La tecnología de combustión en lecho fluido a presión motiva la fabricación de grandes recipientes a presión, llamados Combustor, figura 1, que debido a su gran tamaño han de ser fabricados en su mayor parte en campo.

Este tipo de fabricaciones entraña riesgos importantes como consecuencia de las elevadas tensiones que se originan en la soldadura.

Para conocer el comportamiento de las soldaduras, realizadas en el proceso SMAW, del Combustor de 500 Tn. de peso y 50 mm. de espesor, durante las diferentes fases de fabricación y en servicio, cuyo material base tiene un límite elás-

tico de 480 MPa mínimo, se calcularon con los valores COD obtenidos los tamaños admisibles y críticos de grietas por aplicación de la teoría de la mecánica de la fractura. (1)

Durante el tiempo que duró la fabricación fué necesario realizar varios acópios de materiales de aportación lo que implicó cambiar de coladas utilizando los valores de carga de rotura, límite elástico y Charpy V como valores de aceptación dado lo costoso en tiempo y dinero de los ensayos COD.

Este estudio presenta las relaciones obtenidas entre los valores convencionales Charpy y límite

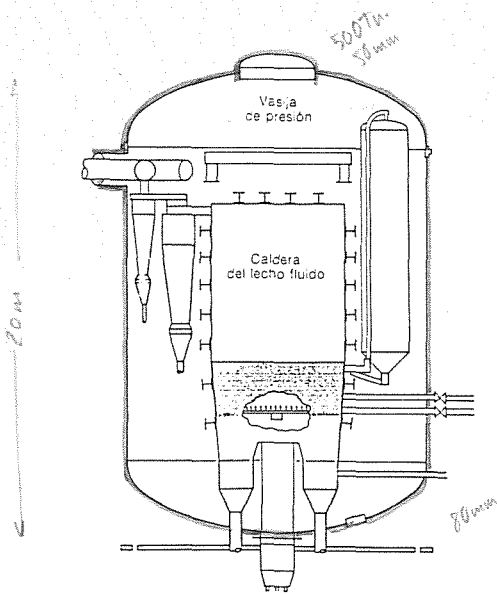


Figura 1. Combustor y partes internas.

elástico con los valores COD.

2.- TECNICA EXPERIMENTAL

Se realizaron tres cupones soldados en la posición vertical, 3G, ascendentes por ser el caso más desfavorable en cuanto a valores de tenacidad.

Cada cupón representa a cada uno de los estados postsoldadura que nos encontramos en las diferentes fases de la fabricación, es decir, estado bruto (AW), tratamiento térmico intermedio (TTI) y tratamiento térmico final (TTF).

Para cada una de estas condiciones se realizaron ensayos de COD en las direcciones LT y LS, ensayos Charpy en interior y superficie, figura 2, a diferentes temperaturas, además de ensayos de tracción y doblado. (2)

Los valores obtenidos se muestran en la tabla 1.

Para obtener relaciones entre los valores convencionales Charpy y límite elástico con los COD nos hemos basado en el método de Okasaki (3) para la determinación de  $K_{Ic}$  en función de la temperatura :

$$K_{Ic}(T) = [0,092 + 0,408 \exp.\{0,02(T - T_k)\}] K_{Ic}(us).$$

$K_{Ic}(us)$ : Factor de intensidad de tensión crítica superior.

*upper shelf*

$$T_k = FATT\ 50/50 - \Delta T.$$

$T_k$ : Temperatura de transición de intensidad de tensión correspondiente al valor mitad de  $K_{Ic}(us)$ .

$$\text{Siendo: } T = 0,03 \sigma^2 y - 5,32 \sigma y + 230.$$

Previamente se ha determinado el valor de  $K_{Ic}(us)$  con la formula de Barson & Rolfe:

$$\left( \frac{K_{Ic}(us)}{\sigma_y} \right)^2 = 6,47 \left[ 100 \frac{K_{Cv}(us)}{\sigma_y} - 1 \right]$$

$\sigma_y$  = límite elástico

$K_{Cv}(us)$  = resiliencia lado superior.

Considerando que:

$$S_c = \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_y \cdot E}$$

3.- DISCUSION DE RESULTADOS

Los valores obtenidos de los cálculos  $S'_{LT}$  y  $S'_{LS}$ , tabla 2, comparados con los obtenidos en los ensayos,  $S_{LT}$  y  $S_{LS}$ , tabla 1, en función de los valores de límite lástico y de Charpy V interior y superficie, son inferiores en la mayor parte de los casos.

Los gráficos de las figuras 3 y 4 muestran las relaciones existentes entre  $S_{LT}/S'_{LT}$  y  $S_{LS}/S'_{LS}$ . A la vista de estos resultados comprobamos que las relaciones  $S_{LT}/S'_{LT}$  y  $S_{LS}/S'_{LS}$  oscilan de 0,73 a 2,68 y 1,43 a 2,18 en la probeta 1, de 1,04 a 1,05 y 0,76 a 2,67 en la probeta 2 y de 1,01 a 3,68 y 2,46 a 4,65 en la probeta 3.

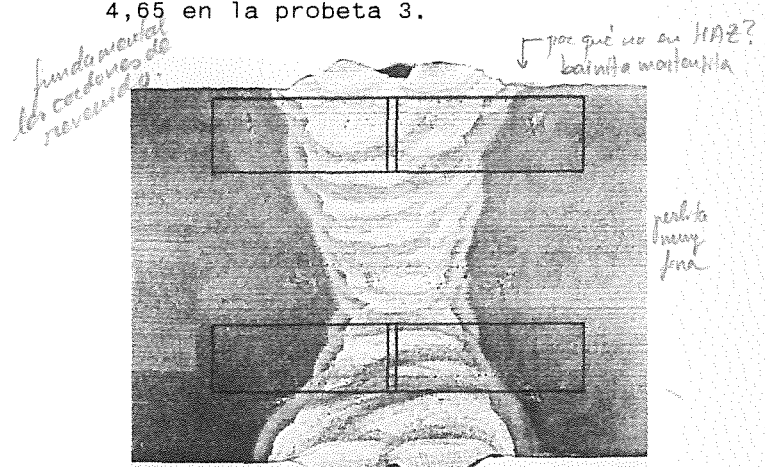


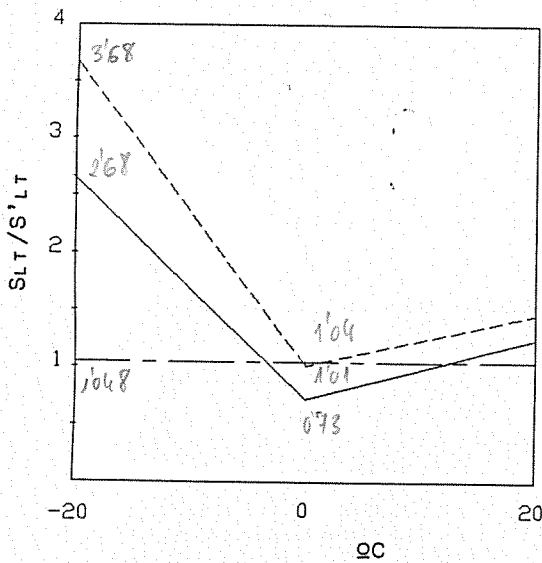
Figura 2.- Macrografía de una de las soldaduras con el detalle de la toma de probetas para ensayo Charpy.

PROBETA	ESTADO POSTSOLDADURA	Re MPa	Kcv (us) J		VALORES COD MEDIOS (mm)						FATT 50/50	
			Sup.	Int	-20QC		0QC		+20QC		Sup.	Int.
					SLT	S <sub>Ls</sub>	SLT	S <sub>Ls</sub>	SLT	S <sub>Ls</sub>		
1	AW	631	145	118	0,282	0,244	0,151	0,745	0,371	0,625	-20	-12
2	TTI	631	137	135	0,0915	0,305	0,189	0,172	0,384		-10	-4
3	TTF	612	114	130	0,2685	0,185	0,143	0,68	0,413	0,83	0	5

Tabla 1.- Resultados de ensayos mecánicos

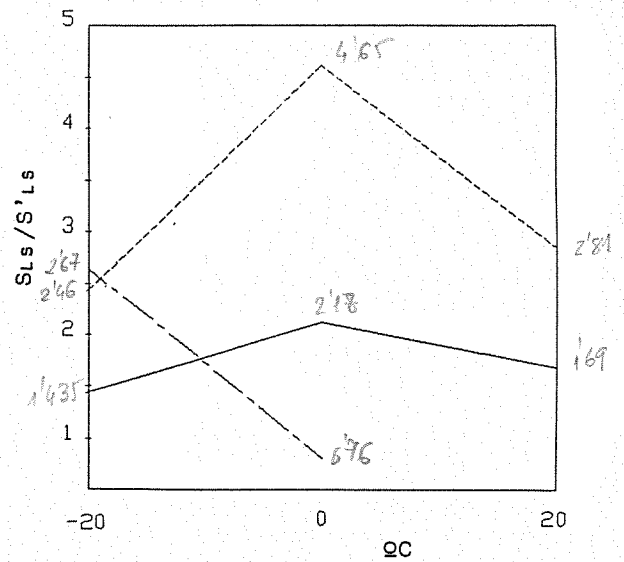
PROBETA	VALORES COD MEDIOS (mm)						RELACIONES S/S'					
	-20QC		0QC		20QC		-20QC		0QC		20QC	
	S'LT	S'LS	S'LT	S'LS	S'LT	S'LS	SLT/S'LT	S <sub>Ls</sub> /S'LS	SLT/S'LT	S <sub>Ls</sub> /S'LS	SLT/S'LT	S <sub>Ls</sub> /S'LS
1	0,105	0,17	0,207	0,342	0,298	0,370	2,68	1,435	0,73	2,178	1,24	1,689
2	0,093	0,114	0,181	0,226	0,366	0,348	1,048	2,67	1,044	0,760	1,050	rota
3	0,073	0,075	0,141	0,146	0,283	0,295	3,68	2,46	1,014	4,65	1,46	2,81

Tabla 2.- Valores S' calculados y relaciones S/S'



$\frac{SLT_1}{S'LT_1}$   $\frac{SLT_2}{S'LT_2}$   $\frac{SLT_3}{S'LT_3}$

Figura 3.- Relaciones SLT/S'LT en el interior de la soldadura.



$\frac{SLS_1}{S'LS_1}$   $\frac{SLS_2}{S'LS_2}$   $\frac{SLS_3}{S'LS_3}$

Figura 4.- Relaciones S<sub>Ls</sub>/S'LS en la superficie de la soldadura.

Siendo los valores medios totales de  $S_{LT}/S'_{LT}$  y  $S_{Ls}/S'_{Ls}$  de 1,5 y 2,3 respectivamente.

#### 4.- CONCLUSION

Como conclusión de los resultados obtenidos consideramos que el método de Okazaki, empleado con éxito en la evolución de la tenacidad a la fractura en componentes nucleares, nos sirve de gran ayuda en aquellas aplicaciones donde no resulta práctico para la recepción de materiales la realización por colada y posición de soldadura de costosos ensayos de COD.

Los tamaños admisibles y críticos de grieta utilizando estas relaciones serán conservadores como se deduce de los resultados mostrados.

#### 5.\_ REFERENCIAS

- (1) M. A. Román, R. Pintos

"Mejora de la fiabilidad en la fabricación de reactores hidrotreating por aplicación de la mecánica de la fractura" VII encuentro del Grupo Español de fractura, Sigüenza 1990.

- (2) M. A. Plaza, M. A. Román, A. M. Irisarri.

"Effect of the welding procedure and PWHT on the 50 mm. thick welded joints of an fracture. ECF8 Turín 1990.

- (3) T. Okazaki, Y. Miura, M. Yamachi, K. Okada, S. Tominaga (1983).

"The fracture toughness evaluation by instrumented Charpy V-Notch test for irradiated narrow-gap mig weldment".

PARAMETROS DE FRACTURA PARA MATERIALES PETREOS: COMPARACION DE  
LOS RESULTADOS OBTENIDOS APLICANDO DISTINTOS PROCEDIMIENTOS

FRACTURE PARAMETERS OF ROCK MATERIALS:  
A COMPARISON OF RESULTS FROM AVAILABLE MODELS.

A. Fathy, J. Planas and M. Elices

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

Resumen.- Se han propuestos diversos parámetros para caracterizar la fractura de los materiales pétreos, ya que la mecánica de la fractura en régimen elástico y lineal no parece que sea aplicable en las condiciones usuales de laboratorios. En esta comunicación se han ensayado probetas entalladas de mármol y de granito y se han registrado la curva carga-desplazamiento y carga-CMOD hasta la iniciación de la rotura y durante la propagación estable de la fisura.

A partir de estos datos se han determinado los parámetros de fractura aplicando distintos procedimientos: (a) El método de Bazant. (b) El método de Shah (de los dos parámetros). (c) El método de Karihaloo. (d) El método RILEM.

Los resultados que se obtienen son distintos y en la comunicación se analizan las posibles causas de estas diferencias.

Abstract.- The purpose of this study is to provide comparisons between various existing methods for the evaluation of fracture parameters taking non-linear effects into account for quasi-brittle materials.

Experimental results of notched three point bend tests of granite and marble materials were interpreted according to three non-linear fracture models in order to get fracture mechanical parameters, independent on specimen size. The possible mechanism of size effect for rocks with a discussion of the usefulness of these methods are presented.

## 1. INTRODUCTION

In the last decade, many attempts have been made to define fracture parameters for quasi brittle materials, such as concrete, rocks and ceramics, in substitution of the usual linear elastic fracture mechanics (LEFM) parameters, because it turned out that laboratory specimens were too small for LEFM to apply [1].

Besides the RILEM proposed method [2, 3], three other models have been checked to determine size independent fracture parameters: Bazant's [4, 5], Jenq and Shah's [6, 7], and Nallathambi and Karihaloo's [8, 9]. All these models intend to account for the non-linear behaviour of quasi brittle materials around the crack tip region.

In order to investigate the validity of these proposals for rocks, a series of experiments on granite and marble were conducted on notched beams. Since most recent researches showed that there is a dependence of results upon specimen dimensions, beams of various sizes and thicknesses were tested. In section 2, the experimental procedures are described, followed in section 3, by a brief account of the applied models, with emphasis on the fulfilment of experimental requirements for their applicability. In section 4, the results are presented and discussed, and the main conclusions are summarized in section 5.

## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURES.

### 2.1. Test specimens

Fracture specimens were three point bend notched beams as shown in fig. 1. All specimens had a notch to depth ratio of 0.5 and a span to depth ratio of 4.

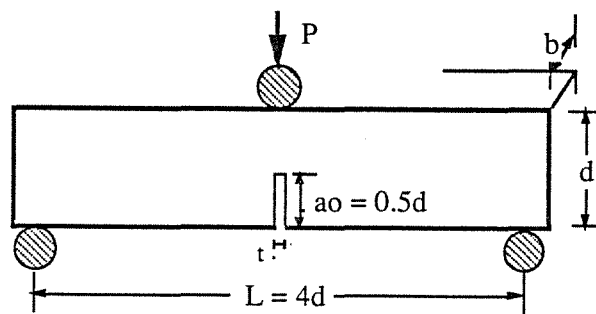


Fig. 1. TPB specimen geometry.

In order to minimize the possible influence of anisotropy, and nonhomogeneity, all the specimens were cut from a single block of rock, and the orientation of the crack plane was carefully kept fixed in all specimens.

Specimens of four different sizes in proportions 1: 2: 4: 8 were used to investigate the size effect. The actual sizes are listed in table 1. They were chosen to have minimum specimen dimension exceeding 5 times the maximum grain size. The notches were sawn using a diamond disk and a diamond wire, resulting in notch widths of 1.2 and 0.15 mm, respectively. The smallest specimens were always wire-sawn, while the larger ones were mainly disk-sawn because a preliminary test series showed that the results were unaffected by the notch width in this range.

In order to investigate the effect of the specimen thickness on the results, three beam thicknesses were tested ( $b = 30, 10$  and  $6$  mm).

Table 1. Specimens dimensions.

GROUP	Nominal depth (mm)	Rate of loading (micron/sec.)	CMOD gage length (mm)
I	100	3.00	25
II	50	1.78	12.5
III	25	1.06	6.25
IV	12.5	0.626	3.125

1.  $b = 30, 10$  and  $6$  mm.
2.  $L = 4d$
3.  $a_0/d = 0.5$
4. every group consists of 6 specimens.

Cylindrical test specimens for splitting tensile testing (Brazilian test) were cored from the rock block. At testing, the core specimens were carefully placed to get splitting along planes in the same orientation as the cracking ones of the notched beams.

## 2.2. Testing machine and test procedure

A servohydraulic testing machine (INSTRON 8501) with CMOD feed back signal was used to perform stable tests fig. 2. The crack mouth opening displacement (CMOD) was recorded using a clip gage attached directly to the specimen lower face with sharp knife edges and springs. The knife edge separation (CMOD gage length) was roughly proportional to the beam depth (see Table 1). The applied quasi-static load was recorded continuously during the test using a load cell of 10 kN capacity (static). Load was measured with an accuracy of 0.5% of indicated load. The mid-span deflection was measured as the average of the readings of two symmetrically placed displacement transducers. Deflection, CMOD and load were read and stored by a data acquisition system (DAS) until the beam was completely separated into two halves.

The rate of loading for each testing size was chosen to reach the peak load in about 50 to 100 sec. Supports and loading arrangements were such that the acting forces on the beam were statically determinate. The central load was applied through the upper hinge at mid-span, while the two lower rollers were let free after test set up in order to minimize the friction forces. Also, these two lower rollers rested upon cylindrical supports to avoid torsional effects.

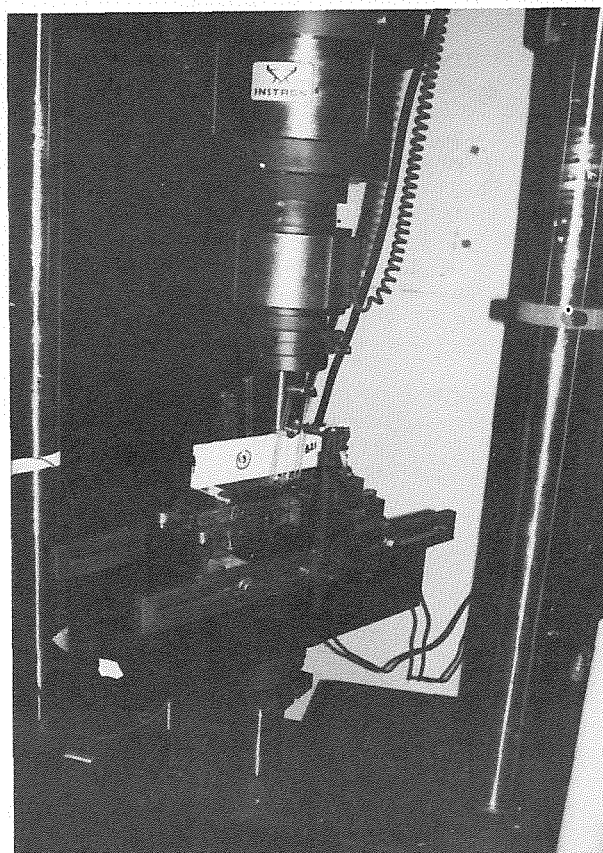


Fig. 2. Test machine and loading arrangement.

The compensation of beam own weight was made by two elastic springs at mid span, a procedure that allows the determination of all the dissipated energy without recourse to theoretical corrections of the results [10].

The effectiveness of such a method was checked by testing another special group having a total length twice the loading span, without hanging neither springs nor CMOD transducer. The typical results assert that there is no weight influence on fracture parameter evaluation for the experimental technique used in our tests.

## 3. APPLIED MODELS.

### 3.1. Fictitious crack model by Hillerborg

The fictitious crack model was proposed by Hillerborg for predicting crack growth behaviour of concrete in 1976. The fracture process zone is modelled as an extension of the actual crack subjected to closing forces which depend on the crack opening displacement in a unique way. Consequently, the tensile strength and the fracture energy  $G_F$  are material properties [1]. An indirect method for measuring the fracture energy  $G_F$  was developed by Hillerborg *et al.* [2, 3, 11], using three point bend notched beam specimens. The area under the load-deformation curve is measured to represent the energy dissipated in fracturing the specimen. The fracture energy  $G_F$  follows by dividing the total energy by the initial ligament area.

3.2. Size effect law by Bazant

The fracture energy  $G_F$  obtained by this method is defined as the specific energy required for fracture growth in an infinitely large test specimen. Description and details of test method can be found in the draft recommendation [5]. These recommendations were followed throughout the testing, except for a few particular aspects. If one identifies the maximum aggregate size of concrete (the RILEM recommendation is only for concrete) as the maximum grain size for rock, then some notches were wider than those recommended (1/2 of grain size). But, as already stated in 2.1. preliminary tests showed that the results unaffected by using a notch width of 1.2 mm.

The smaller depth size was recommended not to exceed 5 times the maximum aggregate size. However, this leads to exceedingly small specimens for our rocks, the minimum practical size for our testing set up being of the order of 10 mm.

The last deviation regards the testing rate, which was about 5 times faster than in this recommendation. This was so because the rate was chosen to comply with the fracture energy RILEM recommendation [2].

3.3. Two parameter fracture model by Jenq and Shah

The two parameter model is at the base of a method, which allows the determination of the material toughness  $K_{Ic}^s$  and the critical crack tip opening displacement  $CTOD_c$ . See recommendation draft [7] for details.

All the essential requirements stated by this proposal were achieved, but :

- 1) Notch to depth ratio  $a_0/d$  was 1/2 instead of 1/3.
- 2) The peak load was reached about  $\approx 100$  sec. after test initiation, while 5 minutes are suggested in the recommendation.
- 3) No unloading-reloading was made to evaluate stable crack growth. However, as indicated in the same recommendation, linear unloading path from the peak load point to the origin may be assumed when no unloading is possible or wanted, with may be an accuracy loss of about 20%.

3.4. Effective crack model by Nallathambi and Karihaloo

Apart from the procedure used to determine the effective crack length, this procedure is similar to the former of Jenq and Shah. The load-deflection curve is used instead of the load-CMOD curve to find the effective crack extension. Specimen and test requirements are the same as before.

See ref. [9] for details in the determination of the fracture toughness  $K_{Ic}^e$  given by this method.

4. TEST RESULTS AND DISCUSSION.

4.1. Tensile strength and Young's modulus.

Average values of tensile strength ( $f_t$ ), obtained from Brazilian tests on 50 mm diameter cores, and the modulus of elasticity (E) calculated from the initial slope of the load-CMOD curves using Tada's formula [12], are shown in table 2. Values of the standard deviation are shown in parentheses.

Table 2. Young's modulus and tensile strength.

Material	E (GPa)	$f_t$ (MPa)
Marble	36 (7)	7.7 (0.8)
Granite	39 (4)	12.3 (1.3)

4.2. Influence of specimen thickness

Since the peak load is the essential experimental result for the obtention of fracture parameters following Bazant's, Shah's and Karihaloo's methods, the thickness effect on fracture parameters evaluated by these methods was investigated by comparing the strengths for different thicknesses: for a given size (beam depth), we define a relative strength  $\mu$  as the ratio of the peak load per unit thickness for every specimen by the average peak load per unit thickness for the thicker specimens (30 mm thickness), i.e.,

$$\mu = \frac{b_{max} P_{peak}(b)}{b \langle P_{peak}(b_{max}) \rangle} \tag{1}$$

where angle brackets indicate average value. Figs. 3a and 3b show that there is not any significant influence of the thickness on the strength of granite specimens. Marble specimens show a larger scatter and somewhat anomalous results are found for the 6 mm thickness specimens. In a first interpretation, it is possible that some damage was introduced in machining these specimens. Further testing will be made to verify or discard these results.

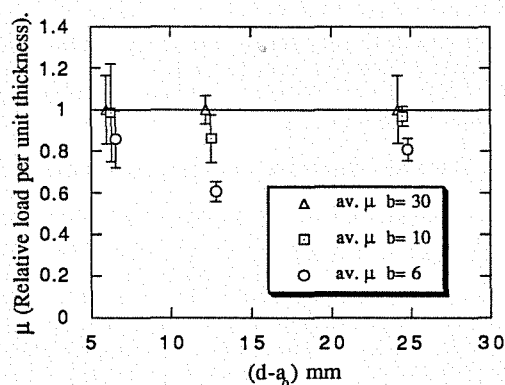


Fig. 3.a Thickness effect upon relative load for marble.

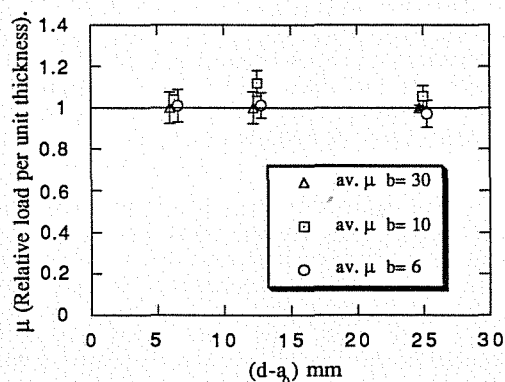


Fig. 3.b Thickness effect upon relative load for granite.

The same procedure may be followed for the fracture energy  $G_F$  obtained using Hillerborg method, by defining the relative fracture energy value  $\Omega$  as

$$\Omega = \frac{G_F(b)}{\langle G_F(b_{max}) \rangle} \quad (2)$$

Figs 3c and 3d show that the influence of specimen thickness on  $G_F$  is not significant, since the differences are attributed to statistical scatter.

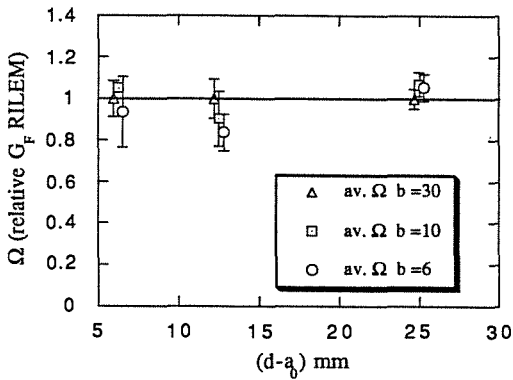


Fig. 3.c Thickness effect upon fracture energy for marble.

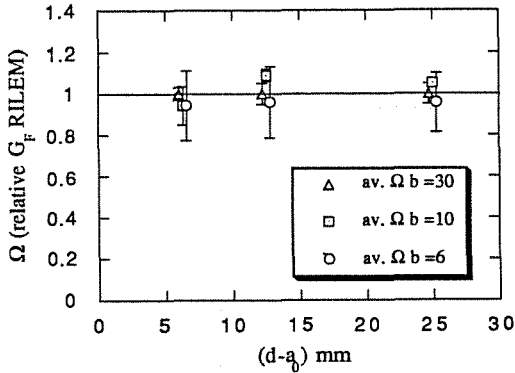


Fig. 3.d Thickness effect upon fracture energy for granite.

4.3. Fracture parameters.

The results of all the methods have been put into a comparable form by transforming the critical stress intensity factors into crack growth resistance or fracture energy, by writing:

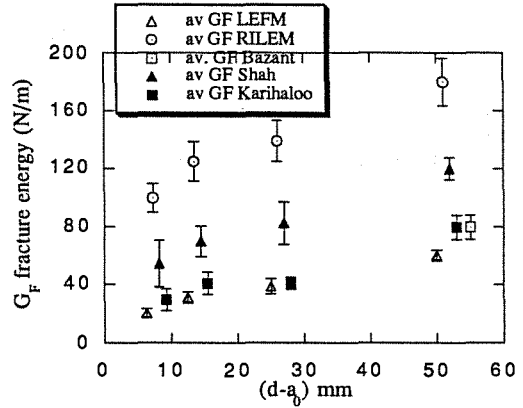


Fig. 4.a Comparison of  $G_F$  for marble

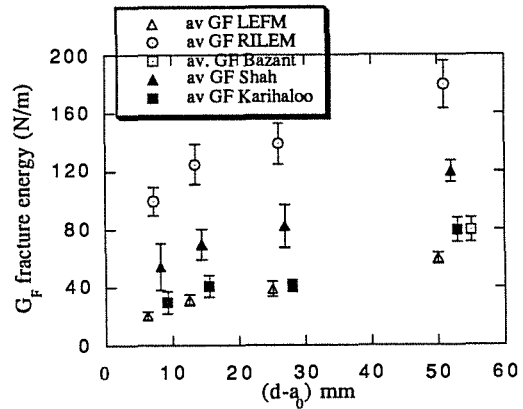


Fig. 4.b Comparison of  $G_F$  for granite

Table 3. Comparison of fracture energy.

Material	d nominal depth (mm)	$G_F$ (N/m)					spec.
		RILEM	BAZANT	SHAH	KARIHALOO	LEFM	
Marble	100.0	141.9 ± 7.3	71.5 ± 9.6	101.1 ± 18.8	46.2 ± 7.4	42.1 ± 5.9	6
	50.0	105.6 ± 6.3		66.0 ± 22.8	29.6 ± 4.2	22.7 ± 5.8	18
	25.0	88.2 ± 10.7		43.7 ± 5.9	28.1 ± 7.7	15.4 ± 4.7	16
	12.5	67.9 ± 9.0		31.4 ± 7.1	20.3 ± 8.4	10.4 ± 3.2	16
Granite	100.0	179.6 ± 16.2	79.5 ± 8.3	119.9 ± 7.6	69.5 ± 8.3	60.0 ± 3.9	6
	50.0	139.0 ± 14.0		82.2 ± 14.7	41.0 ± 4.2	38.9 ± 5.4	14
	25.0	124.8 ± 13.7		69.7 ± 10.5	40.9 ± 7.8	31.2 ± 3.8	15
	12.5	99.4 ± 9.8		54.4 ± 15.9	29.6 ± 7.6	20.4 ± 2.9	13



$$G_F = \frac{(K_{Ic})^2}{E}$$

In this way,  $G_F$  for each model (and experimental method) may be interpreted as the critical energy release rate predicted by each model for specimens of infinite size.

The results of statistical analysis for Bazant's method are shown in table 4. They show that scatter is too high for marble to meet the requirements of the RILEM recommendation, specially for the width of the scatter band (m). This shown in figs. 5a and 5b, where all experimental results are plotted to emphasize the abnormally large scatter for marble. Scatter of granite is high, but reasonable.

Table 4. Statistic coefficients for Bazant method.

Coefficient	Granite	Marble	Accepted values
( $\omega$ ) coefficient of variation of the slope of the regression line	0.08	0.27	$\leq 0.10$
( $\alpha$ ) coefficient of variation of the intercept	0.09	0.12	$\leq 0.20$
(m) relative width of scatter band	0.25	0.52	$\leq 0.20$

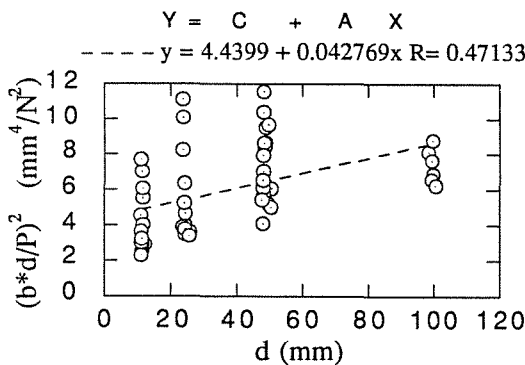


Fig. 5.a Linear regression plot for marble acc. to Bazant.

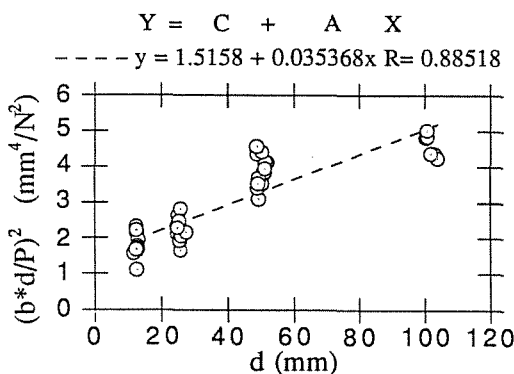


Fig. 5.b Linear regression plot for granite acc. to Bazant.

#### 4.4. Influence of ligament length

From figs. 4a and 4b, the influence of ligament length upon fracture energy measurement is apparent for all the methods (except Bazant's that no rules out any size effect). This size effect may be represented in a different form to put into evidence the amount of size effect in relative terms. For a given size (beam depth) we define a relative energy  $\beta$  as the ratio of  $G_F$  for every specimen by the average  $G_F$  of 100 mm depth, i.e.,

$$\beta = \frac{G_F(d)}{\langle G_F(d_{max}) \rangle} \tag{3}$$

where angle brackets indicate average value. Figs 6a and 6b show plots of the relative fracture energy versus dimensionless ligament size, where the characteristic size  $l_{ch}$  was defined as:

$$l_{ch} = \frac{E \langle G_F \rangle}{f_t} \tag{4}$$

for our purposes,  $\langle G_F \rangle$  is the average of the Hillerborg fracture energy for the four sizes.

It may be observed that the size effect is very pronounced, a 2.5 times increase in  $G_F$  for an 8 fold increase in size. Surprisingly enough, the relative size effect is the same—within scatter—for all models and experimental procedures.

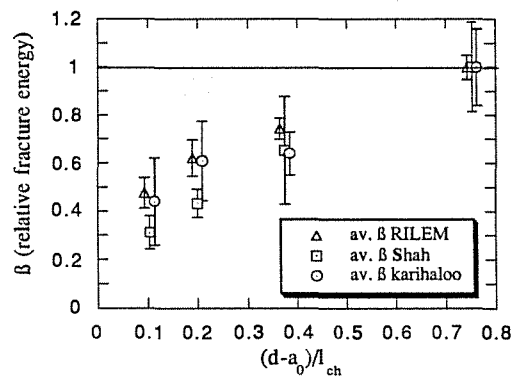


Fig. 6.a Ligament length influence on fracture energy for marble.

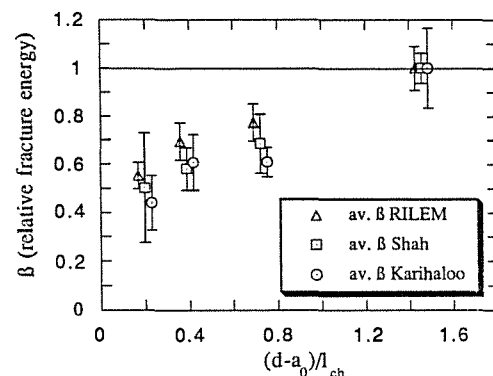


Fig. 6.b Ligament length influence on fracture energy for granite.

## 5. CONCLUSIONS

1- Fracture parameters, expressed as fracture energy, for five different fracture theories have been determined from the same experimental set for marble and granite.

2- The measured fracture energy for a given material and specimen size is highly dependent on the underlying theory. LEFM gives the lower estimate and the Hillerborg model the highest, in a ratio of 1:3 approximately. Karihaloo's method is very close to LEFM and Shah's and Bazant give values in between.

3- All the methods, except Bazant's, lead to values of the fracture energy that display a strong size dependence. Surprisingly enough, the relative influence of the size is roughly the same whatever the method.

4- The size dependence of the fracture parameters associated to LEFM and to effective crack models like Shah's and Karihaloo's are not very surprising because of well documented existence of large process zone region ahead of the crack, that can be treated in the elastic crack framework only for very large specimens.

5- The size dependence of Hillerborg's  $G_F$ , is much harder to explain. The most obvious, but useless approach is to postulate that the cohesive or fictitious crack model is not valid and to look for a better model, with no obvious candidate at hand. A more involved approach is to analyze the experimental technique in depth to try discarding the source of a systematic error in the evaluation of the dissipated energy. Recent results along this line are very promising [14], and push towards pursuing in this later interpretation.

**Acknowledgment:** The authors gratefully acknowledge financial support for this research provided by CYCYT, Spain, Undergrants PB86-0494 and CE89-0012, and the Spanish Institute for Cooperation with the Arab World".

## 6. REFERENCES

1. Elices M. and Planas J., "Material Models", Chap. 3 in State of the Art Report on Fracture of Concrete, RILEM TC-90, L.Elfgren, Ed., 1988.
2. "Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of Three Point Bend Tests on Notched Beams", RILEM Draft Recommendation, Materials and Structures, Vol. 18, No.106, 1985, pp. 285-296.
3. Hillerborg A.E., Modeer M. and Petersson P.E., "Analysis of Crack Formation and Crack Growth in Concrete by Means of Fracture Mechanics and Finite elements", Cement and Concrete Research, Vol.6, 1976, pp. 773-782.
4. Bazant Z.P., and Oh B.H., "Crack Band Theory for Fracture of Concrete", RILEM, Materials and Structures, Vol. 16, No. 93, May 1983, pp. 155-177.
5. "Size-Effect Method for Determining Fracture Energy and Process Zone Size of Concrete", RILEM Draft Recommendation, TC89-FMT fracture mechanics of concrete test methods, Materials and Structures, 23, pp. 461-465.
6. Jenq Y.S. and Shah S.P., "Two Parameter Fracture Model for Concrete", Journal of Engineering Mechanics, Div., ASCE, Vol. 111, No. 10, Oct. 1985, pp. 1227-1241.
7. "Determination of Fracture Parameters ( $K_{Ic}$  and  $CTOD_c$ ) of Plain Concrete Using Three-Point Bend Tests", RILEM Draft Recommendation, TC89-FMT fracture mechanics of concrete test methods, Materials and Structures, 23, pp. 457-460.
8. Nallathambi P. and Karihaloo B.L., "Determination of Specimen Size Independent Fracture Toughness of Plain Concrete", Magazine of Concrete Research, Vol. 38, No. 135, June 1986, pp. 67-76.
9. B.L.Karihaloo, P.Nallathambi, "Fracture of Concrete and Rock", Report presented to RILEM committee 89-FMT, Fracture Mechanics of Concrete: Subcommittee A: Notched beam tests: Mode I Fracture Toughness, 1989.
10. Planas J., and Elices M., "Conceptual and Experimental Problems in the Determination of the Fracture Energy of Concrete", International workshop on fracture toughness and fracture energy of concrete and rock, Tohoku University, Sendai, Japan, October 12-14, 1988.
11. Hillerborg A.E., "The Theoretical Basis of a method to Determine the Fracture Energy  $G_F$  of Concrete", Materials and Structures, Vol.18, No.107, 1985, pp. 291-296.
12. H. Tada, P. Paris and G. Irwin, "The Stress Analysis Of Cracks Handbook", second edition, Paris Production Incorporated, 1985, pp. -2.16-2.18.
13. J. Planas, and M. Elices, "Toward A Measure of  $G_F$ : An Analysis Of Experimental Results", Fracture Toughness and Fracture Energy Of Concrete, edited by F.H.Wittmann, Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, 1986, pp. 381-395.
14. G.V.Guinea, "Medida de la Energía de Fractura del Hormigon", Tesis Doctoral, Departamento de Ciencia de Materiales, Univ. Politecnica de Madrid, 1990.

## COMPORTAMIENTO MECANICO A ALTAS TEMPERATURAS DE COMPUESTOS DE CARBURO DE SILICIO NITRURADO

<sup>de la</sup>  
J. Y. Pastor, J. Planas y M. Elices

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

**Resumen.**- En este artículo se presenta una descripción de las técnicas experimentales utilizadas y del dispositivo empleado en los ensayos de medida de módulo de rotura por flexión en tres puntos de dos composiciones granulométricamente distintas de carburo de silicio nitrurado ( $\text{SiC-Si}_3\text{N}_4$ ) a alta temperatura. En ambos casos se ensayaron probetas a temperatura ambiente, 1250 y 1400°C, analizando la variación del módulo de rotura en función de la temperatura y el tamaño de grano medio.

**Abstract.**- This paper presents a description of the experimental device employed to measure the modulus of rupture (MOR) in three point bending test of two granulometrically different compositions of  $\text{SiC-Si}_3\text{N}_4$  at high temperature. For both cases specimens were tested at room temperature, 1250 and 1400°C. The variation of the modulus of rupture with temperature and medium size of grain is analyzed.

### 1. INTRODUCCION

El carburo de silicio es uno de los materiales cerámicos más ampliamente utilizados desde sus primeras aplicaciones como material estructural en los años 70 (1,3). Sus atractivas propiedades (alto Módulo de Elasticidad, resistencia al desgaste y a la oxidación, resistencia a altas temperaturas), relativa facilidad de fabricación, y bajo costo de las materias primas han hecho que desde sus orígenes se pensase en su aplicación como material estructural en aquellas aplicaciones vedadas tradicionalmente a los metales (atmósferas altamente agresivas y altas temperaturas).

Los ensayos se llevaron a cabo a tres temperaturas distintas: temperatura ambiente, 1250°C y 1400°C, y para dos composiciones granulométricas diferentes de este mismo material ( $\text{SiC-Si}_3\text{N}_4$ ).

### 2. MATERIAL UTILIZADO.

#### 2.1. Descripción.

En el material cerámico utilizado la composición granulométrica se ha hecho variar en dos proporciones distintas, siendo el tamaño del grano medio y la densidad final del material los que aparecen en la Tabla 1. En los dos casos las composiciones porcentuales de carburo de silicio ( $\text{SiC}$ ) y de nitruro de silicio ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) se ha mantenido constante, siendo la mezcla resultante bastante isotropa y homogénea, tanto en la distribución de granos como en la de fases. La fase de nitruro de silicio actúa como matriz del compuesto, mientras que la fase de carburo de silicio aparece en forma de granos de distintas dimensiones embebidas en la fase de nitruro de silicio.

El proceso de obtención del material ha sido en ambos casos el mismo, se partía de unas preformas obtenidas a partir de un proceso de colaje que fueron sometidas posteriormente a un proceso de sinterización reactiva a alta temperatura en atmósfera de hidrógeno. La dirección de ensayo de las probetas se tomó siempre perpendicular a las superficies de colaje.

Tabla 1.- Materiales utilizados en los ensayos.

Material	Nombre comercial	Tamaño de grano medio (µm)	Densidad (g/l)
CN-2	CN-236 C	50	2.73
CN-5	CN-789 A	40	2.77

2.2. Geometría de las Probetas

Las piezas a ensayar fueron suministradas ya con su canto definitivo por el fabricante, siendo necesario en las probetas ensayadas a alta temperatura el corte mediante un disco diamantado para obtener la geometría definitiva del ensayo.

La geometría era de tipo paralelepédico, tal y como puede apreciarse en la figura 1, siendo las dimensiones medias de las probetas usadas en los ensayos a temperatura ambiente las que aparecen en la Tabla 2, mientras que las dimensiones medias de las usadas para los ensayos a alta temperatura aparecen en la Tabla 3. La notación utilizada ha sido:

L = longitud total media de las probetas.

B = espesor medio de las probetas.

H = canto medio de las probetas.

L<sub>s</sub> = luz media entre apoyos.

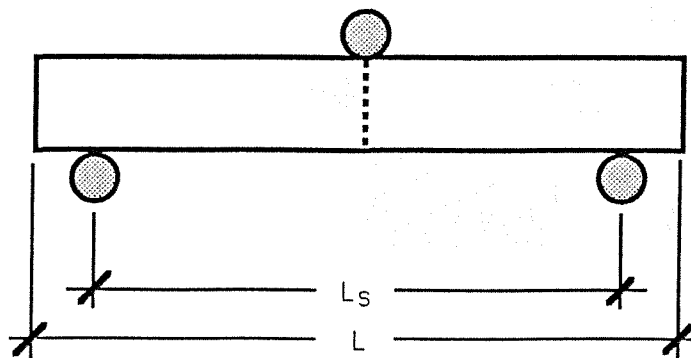


Fig.1 - Geometría de las probetas ensayadas

Tabla 2.- Dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos a temperatura ambiente.

Material	L (mm)	B (mm)	H (mm)	Ls (mm)
CN-2	200	49	8	180
CN-5	200	49	8	180

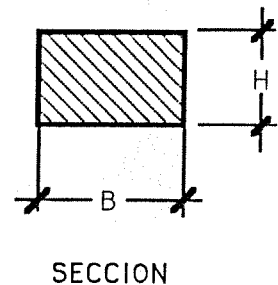
Tabla 3.- Dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos a 1200 y 1400 °C.

Material	L (mm)	B (mm)	H (mm)	Ls (mm)
CN-2	150	23	8	125
CN-5	150	23	8	125

2.3. Preparación de las Probetas.

El número de probetas ensayadas para cada material y temperatura ha sido de tres donde la distancia entre apoyos y dimensiones de las probetas viene indicada de forma pormenorizada en las tablas 1 y 2, siendo la resolución de las medidas en todos los casos de ±0.05 mm.

A todas las probetas antes de ser ensayadas se las sometió durante un período de 10 horas a un proceso de secado a (110±5)°C hasta peso constante, para eliminar cualquier posible efecto de absorción de agua durante el proceso de corte debido al sistema de refrigeración del disco de diamante, y se dejaron enfriar al aire.



### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

#### 3.1. Dispositivo de Ensayos a Temperatura Ambiente

Los ensayos de flexotracción para determinar la tensión de rotura han sido realizados siguiendo las recomendaciones de la norma (6), utilizando las probetas descritas en el apartado anterior.

El dispositivo experimental es similar al utilizado en (8), donde la luz entre apoyos es en todos los casos  $(180,00 \pm 0,05)$  mm, según recomienda la norma para las probetas de dimensiones como las que aparecen en la Tabla 1. Los rodillos de apoyo tienen un diámetro de  $(10,000 \pm 0,009)$  mm y una longitud total de  $(82,00 \pm 0,05)$  mm, con dureza superficial  $HR_C = 59 + 6$  ( $HV = 670 + 170$ ), permitiéndoseles balancear transversalmente para el perfecto apoyo de la probeta. Así mismo se permitió rodar libremente a los dos rodillos inferiores para minimizar los efectos del rozamiento.

El equipo utilizado para llevar a cabo estos ensayos fue una máquina servohidráulica INSTRON 8501 utilizada en régimen estático, y a la que se le conectó un sistema de adquisición de datos controlado por un ordenador.

#### 3.2. Dispositivo de Ensayo a Alta Temperatura.

En los ensayos de flexión en tres puntos a alta temperatura se ha utilizado el equipo experimental que puede verse en la figura 2, según indica la norma (7). Este consta básicamente de cuatro partes:

- 1.- Máquina electromecánica de ensayos mecánicos, conectada a un sistema de adquisición de datos gobernado por un ordenador.
- 2.- Barras de transmisión de carga, construidas en alúmina de alta pureza (99.7%) con una longitud de 400 mm y un diámetro de 60 mm la barra superior y de 40 mm las dos barras inferiores. Sobre estas barras están situados los rodillos de apoyo (también construidos en alúmina de 99.7% de pureza) con un dispositivo de balancín similar al empleado a temperatura ambiente y con idénticos objetivos. Las dimensiones de los rodillos son 5 mm de diámetro y 40 mm de longitud, siendo la luz entre apoyos  $(125,0 \pm 0,5)$  mm.
- 3.- Horno, en el cual se introducen parcialmente las barras de transmisión de carga a través de dos orificios en su base y otro en la parte superior. La cámara interna del horno tiene unas dimensiones de  $220 \times 220 \times 220$  mm, estando compuesto el sistema calefactor por unas barras de disilicato de molibdeno que permiten llegar a más de  $1600^\circ\text{C}$  con una resolución de control de  $\pm 1^\circ\text{C}$  en régimen estacionario.

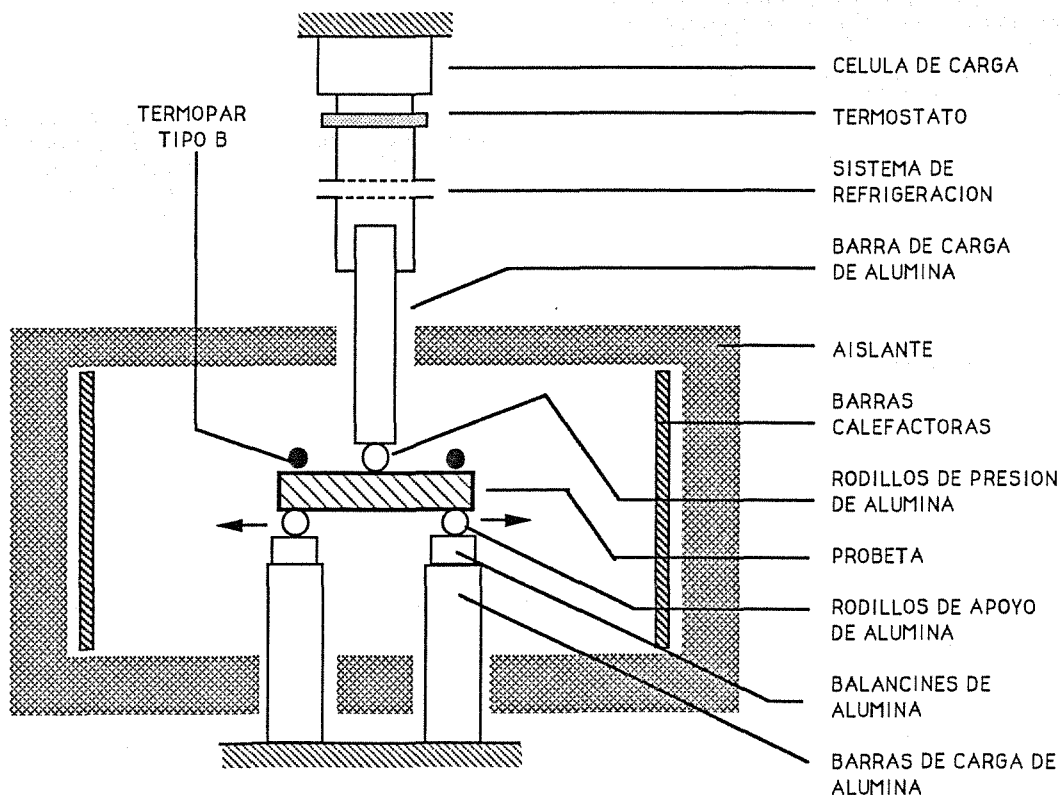


Fig.2 - Dispositivo de ensayo a alta temperatura

4.- Sistema de refrigeración, consistente en un circuito cerrado de recirculación de agua que tiene como fin el impedir el calentamiento excesivo de la célula de carga. Acoplado a este circuito se encuentra un termostato de desconexión del horno en caso de que la célula de carga supere los 35°C.

La cámara del horno está dotada de dos termopares tipo B (conectados al sistema de adquisición de datos) además del termopar de control de temperatura del horno. Estos dos termopares adicionales permitieron la medida de la temperatura en dos puntos alejados del interior del horno, no observándose en ningún caso variaciones de temperatura entre ambos termopares superiores a ±20°C respecto al termopar de control durante el ensayo (régimen estacionario de temperaturas).

Previamente al inicio de los ensayos se mantuvo la temperatura del horno a la temperatura de ensayo durante 45 minutos para garantizar la homogeneidad de la temperatura a lo largo de toda la pieza a ensayar. La velocidad de calentamiento fue de 8°C/min en el intervalo de 0 a 1000°C, de 6°C/min en el intervalo de 1000 a 1200°C, y de 4°C/min en el intervalo de 1200 a 1400°C.

Para garantizar que la célula de carga se encontraba en todo momento por debajo de los 35°C (y por tanto que no aparecen perturbaciones en la medida de la carga debido a los gradientes térmicos generados por el horno) se colocaron dos termopares tipo J, directamente conectados al sistema de adquisición de datos, colocados uno en la toma de agua del depósito del circuito de refrigeración y otro en la parte inferior de la célula de carga.

Este trabajo trata sobre el Carburo de Silicio Nitruado (carburo de silicio sobre matriz de nitruro de silicio) y sus posibles aplicaciones como material estructural a alta temperatura. Un parámetro característico es el módulo de rotura por flexión en tres puntos (2), parámetro relativamente fácil de medir y el más extendido hasta ahora para caracterizar materiales a muy alta temperatura (4-5).

El control de todos los ensayos (a temperatura ambiente y alta temperatura) se hizo en carga, aplicándose la carga verticalmente en la dirección de colaje de la probeta y con una velocidad de carga constante hasta rotura. La velocidad del incremento de la tensión en flexión fue de 0,15 N mm<sup>-2</sup> S<sup>-1</sup> ±10% tal y como indican las normas (6-7) para materiales cerámicos densos.

Los parámetros registrados en estos ensayos fueron carga, tiempo y posición de la cabeza de aplicación de carga y temperatura de los termopares. A partir de la carga máxima (F<sub>max</sub>) de estos registros, se calculó el módulo de rotura (σ<sub>f</sub>), que es la máxima tensión de tracción suponiendo una distribución lineal, como en Resistencia de Materiales.

$$\sigma_f = \sigma_{max} = \frac{3}{2} \cdot \frac{F_{max}}{B H^2} L_s$$

La medida de la carga se realizó en todos los casos con una célula de carga INSTRON de 10 kN de capacidad estática y con resolución de ±1 N.

#### 4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

A continuación se presentan los resultados de los ensayos de flexotracción agrupados por tipos de material y temperatura de ensayo.

En las tablas 4, 5 y 6 se muestran los valores medios de σ<sub>f</sub> y F<sub>max</sub> de cada grupo de probetas, donde la desviación estandar (S<sub>n-1</sub>) de σ<sub>f</sub> entre parentesis.

Tabla 4.- Valores medios de F<sub>max</sub> y σ<sub>f</sub> a temperatura ambiente.

Material	F <sub>max</sub> (N)	σ <sub>f</sub> (MPa)
CN-2	929	80 (5)
CN-5	1138	98 (9)

Tabla 5.- Valores medios de F<sub>max</sub> y σ<sub>f</sub> a 1250°C

Material	F <sub>max</sub> (N)	σ <sub>f</sub> (MPa)
CN-2	926	131 (5)
CN-5	1295	165 (29)

Tabla 6.- Valores medios de F<sub>max</sub> y σ<sub>f</sub> a 1400°C

Material	F <sub>max</sub> (N)	σ <sub>f</sub> (MPa)
CN-2	1028	131 (6)
CN-5	1044	133 (25)

Adicionalmente, y para contrastar la influencia del dispositivo de ensayo sobre los valores obtenidos se ensayó una probeta a temperatura ambiente con el mismo dispositivo empleado para los ensayos a altas temperaturas, no encontrándose diferencias significativas en los resultados que pudieran hacer pensar en una gran influencia del dispositivo experimental sobre el ensayo. Así mismo se llevó a cabo un ensayo en el cual el periodo previo de homogeneización de la temperatura en vez de ser 45 minutos fue de 150 minutos, obteniéndose resultados idénticos que con periodo de 45 minutos, por lo que se consideró en éste como suficiente para garantizar la homogeneidad de temperaturas en todo el volumen de la probeta.

En todos los casos la rotura fué frágil, sin que puedan apreciarse deformaciones remanentes en la probeta.

## 5. COMENTARIOS

En las figuras 3 y 4 se puede ver claramente la variación del módulo de rotura con la temperatura, apreciándose en ambos casos un claro aumento de los valores obtenidos a 1250 °C frente a los obtenidos a temperatura ambiente. Este aumento en el caso del CN-2 llega a ser del 47% en promedio y del 68% para el CN-5. En los ensayos a 1400°C los resultados siguen siendo en ambos casos superiores a los de temperatura ambiente (fig.5), pero mientras en el caso del CN-2 sigue el aumento del módulo de rotura con la temperatura que en este punto es del 1,64 veces el valor de temperatura ambiente, para el CN-5 hay una disminución respecto a 1250 °C que sitúa el valor de  $\sigma_f$  en 1,36 veces el de temperatura ambiente.

Así se encuentra (9-11) que la tenacidad de fractura aparente en esos materiales aumenta con la temperatura debido a un aumento de las deformaciones no lineales en la zona de borde de grieta, que se traducen en una relajación de tensiones y enroscamiento de grieta. Por encima de un cierto nivel de temperatura, empero, la zona no lineal puede hacerse tan grande que cese la aplicabilidad de la fractura elástica y tenga lugar una disminución de la tenacidad aparente.

Nuestros resultados, para las variaciones de  $\sigma_f$  con la temperatura (Fig.5) son consistentes con los que acabamos de exponer para la tenacidad, si se acepta que la rotura en flexión es de tipo frágil condicionada por el máximo defecto del material y por su tenacidad.

Evidentemente, a partir de una cierta temperatura (que dependerá en cada caso del material utilizado y del tamaño de defecto crítico) empezará a aumentar significativamente la plasticidad del material que dejará de mostrar un comportamiento eminentemente frágil. Este aumento de la plasticidad se origina por un incremento en la facilidad de deslizamiento intergranular, lo que evidentemente producirá una disminución de la tenacidad y por tanto podría explicar la disminución del módulo de rotura del material CN-5 a 1400 °C.

Lógicamente, de estas observaciones no pueden extraerse conclusiones definitivas sobre el comportamiento de estos materiales, como ya se dijo, pero sí se puede esbozar un camino para la modelización del comportamiento mecánico de este tipo de materiales.

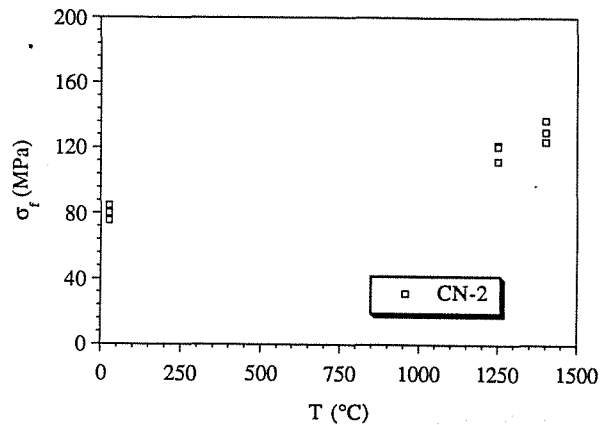


Fig.3 - Variación de  $\sigma_f$  con la temperatura

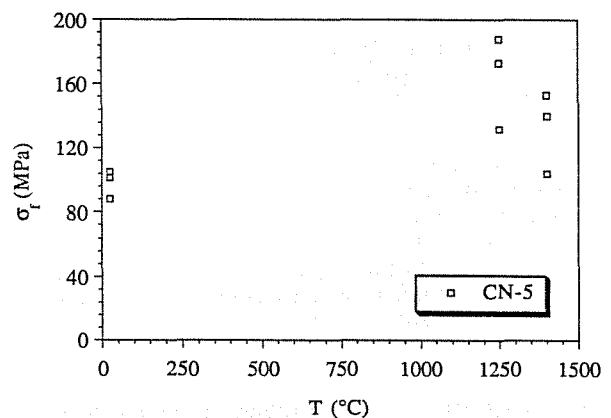


Fig.4 - Variación de  $\sigma_f$  con la temperatura

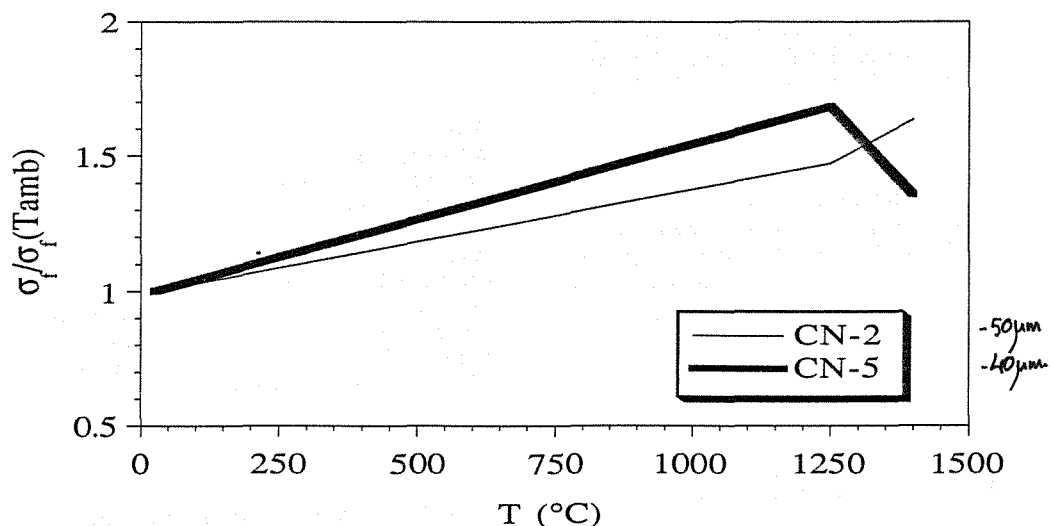


Fig.5 - Valores relativos de  $\sigma_f$  vs. temperatura

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren expresar su agradecimiento a NORTON ADVANCED CERAMICS DE ESPAÑA por el material suministrado para realizar estos ensayos y a la CICYT por la ayuda prestada para realizar este trabajo, a través de la acción especial MAT 1153/90-E.

## 7. BIBLIOGRAFIA

- [1] Wachtman, J.B. "Structural Ceramics". Academic Press, p.99-192, (1989)
- [2] Suzuki, H. "Recent Trends in the Development of Fine Ceramics in Japon". Materials Science & Engineering, 71 (1985).
- [3] Kingery, W.D. "Introduction to Ceramics". John Wiley & Sons
- [4] Essam, G.R. y Syers, G. (1989) "Novel test Methods for Mechanical Strength Characterization of Engineering Ceramics". Mechanical Testing of Engineering Ceramics at high Temperatures (Cap. 13). Elsevier Applied Science.
- [5] Marsh, A. y Ball, D.A. (1989). "High-temperature Flexural Strength of Engineering ceramics". Mechanical testing of Engineering Ceramics at High Temperatures (Cap. 12). Elsevier Applied Science.
- [6] Norma UNE-61-039-89-1 (esta es idéntica a la ISO 5014/1986 y a la PRE 21/1978).
- [7] Norma PRE/R18 (base de la ISO/D155013 actualmente en proceso de elaboración).
- [8] Pastor, J.Y., Planas, J., Elices, M. "Medida de la Energía Específica de Fractura en Carburo de Silicio nitrurado". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol.7, pg.113-8.
- [9] Torrecillas, R. et al. "High Temperature Mechanical Properties of Mullita-Zircon reaction-Sintered Composites". Structural Ceramics Processing, Microstructure and Properties. Editors J.J. Bentzen, J.B. Bilde-Sorensen, N. Christiansen, A. Harsewell, B. Ralph. RISØ. NATIONAL LABORATORY ROSKILDE, DENMARK (1990).
- [10] Singh, R.N. "High-temperature Mechanical Properties of a Uniaxially Reinforced Zircon-Silicon Carbide Composite". J. An. Ceram. Soc. 73 [8] 2399-2406 (1990).
- [11] Han, L.X., Warren, R. and Suresh, J. (1991) "An Experimental Study of Toughening and Degradation due to Microcracking in a Ceramic Composite" (en prensa). Brown University Report No. DE-FG02-84ER-45167/1/91.



## INFLUENCIA DE LAS CONDICIONES EXPERIMENTALES EN LA MEDIDA DE LA ENERGIA DE FRACTURA CON VIGAS ENTALLADAS

G.V. Guinea, J. Planas y M. Elices

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

**Resumen:** El presente artículo analiza el método de medida de la energía de fractura del hormigón mediante ensayos de flexión de vigas entalladas, y busca establecer la influencia que tienen las condiciones experimentales en el resultado final del valor de la energía de fractura. En particular se ha evaluado el efecto del peso propio de la probeta, del equipo experimental, del modo de obtención de la probeta y de los apoyos. Con el fin de calibrar estos efectos se han desarrollado nuevas técnicas experimentales que son descritas en el artículo, así como los resultados más importantes con ellas obtenidos. Como conclusión se demuestra que, de no tenerse en cuenta o evitar sus efectos, algunos de los fenómenos estudiados pueden originar un error significativo en el valor estimado de la energía de fractura del hormigón, que además dependerá del tamaño de la probeta ensayada.

**Abstract:** This paper analyses the three point bend test on notched beams as a method to measure the fracture energy of concrete, ascertaining the influence of experimental conditions on the experimental value of  $G_F$ . Specimen self weight, test equipment, specimen forming and bearings are analysed, and new experimental techniques have been developed to evaluate it. The main conclusion is that its advisory to take into account most of these phenomena in order to avoid a false estimation of fracture energy

### 1. INTRODUCCION

En los últimos diez años vienen siendo usados extensamente modelos de fisura cohesiva para describir la fractura del hormigón y de otros materiales similares. En estos modelos las propiedades básicas que gobiernan la propagación de fisuras en el hormigón son la resistencia a tracción y la energía de fractura, que es definida como la energía necesaria para fracturar totalmente una unidad de área (Planas y Elices, 1985).

Para su determinación se utilizan distintos tipos y sistemas de ensayo (véase Rokugo y otros, 1988) pero sin duda son los ensayos de flexión de vigas entalladas los más extendidos debido a su estabilidad y sencillez de ejecución. Prueba de ello es el hecho de que sean recomendados por la RILEM como método de determinación de la energía de fractura del hormigón (RILEM, 1985).

En este método se evalúa la energía de fractura hallando la relación entre el trabajo empleado en la fractura por flexión de una viga entallada y el área generada en el proceso. Para calcular correctamente esta relación se debe tener en cuenta sólo la energía disipada durante el proceso de fractura, y tiene que descontarse el trabajo disipado por otras causas, como por ejemplo las debidas al aplastamiento del hormigón bajo los apoyos, y añadirse el trabajo efectuado por el peso de la probeta.

El hecho de que en la inmensa mayoría de los ensayos realizados con este procedimiento los resultados obtenidos para  $G_F$  dependan del tamaño de la probeta (Hillerborg, 1985) parece indicar que no se calcula de forma adecuada el trabajo de fractura, o bien que  $G_F$  no es un parámetro del material, hipótesis, esta última, que cuesta aceptar si no se investiga en profundidad la otra alternativa.

Este artículo profundiza en las causas de error producidas por las condiciones experimentales, y es continuación de un artículo anterior en el que analizábamos como posible causa del efecto de tamaño de  $G_F$  la disipación plástica en el volumen de la probeta (Guinea y otros, 1990). A continuación se estudia el efecto del equipo experimental, de los apoyos y del método de conformado de la probeta de hormigón sobre los resultados de ensayos sobre series de probetas geométricamente homotéticas, y se presentan las conclusiones más importantes que hemos obtenido.

### 2. INFLUENCIA DEL EQUIPO EXPERIMENTAL DE MEDIDA

El equipo de ensayo juega un papel fundamental en la evaluación de la energía disipada en los ensayos de flexión en tres puntos al ser el medio de medida y control con el que realizamos los experimentos. Por ello deben estar aseguradas

ciertas características de comportamiento global del sistema como son la linealidad y la ausencia de histéresis, ambas imprescindibles si se desea tener un registro fidedigno del ensayo.

Estas propiedades pueden evaluarse mediante un ensayo específico de calibración sobre un material que garantice una respuesta lineal. El ensayo de calibración debe reproducir en lo posible el ensayo habitual, y, en particular, deben medirse de igual manera y en su totalidad las magnitudes experimentales que intervienen.

Hemos hecho en nuestro Departamento la calibración del sistema de ensayos de flexión mediante ciclos de carga-descarga sobre una probeta de aluminio solicitada en tres puntos. Las dimensiones de esta probeta responden a las de una de las probetas de hormigón utilizadas, lo que ha permitido utilizar la misma instrumentación que en los ensayos de flexión en tres puntos sobre hormigón.

El resultado directo de estos ensayos es la curva de calibración del sistema. Esta curva proporciona el trabajo disipado aparente  $W_{Dap}^D$  en un proceso cíclico de carga-descarga en función de la carga máxima alcanzada. Este trabajo no se disipa en la probeta y su origen se debe a la histéresis del equipo de ensayo.

La forma en que  $W_{Dap}^D$  modifica el valor de  $G_F$  medido en un ensayo de flexión depende del tamaño de probeta ya que  $G_F$  se obtiene como el trabajo total dividido por el área de ligamento, y durante el ensayo  $W_{Dap}^D$  se añade de forma indistinguible al verdadero trabajo de fractura. Esta influencia puede verse en la figura 1, en la que, para una serie de probetas geoméricamente homotéticas de 100 mm de espesor, se ha representado la variación de  $G_{Dap}$  con el tamaño, caracterizado por el canto de la viga. Para ello se ha calculado  $W_{Dap}^D$  para cada tamaño de probeta haciendo uso de la curva de calibración y del valor promedio de la fuerza máxima registrada en cada ensayo, y se ha dividido  $W_{Dap}^D$  por el área de ligamento a fin de calcular  $G_{Dap}$ . El valor de referencia que hemos tomado para la energía de fractura ha sido de 75 N/m, que corresponde al valor medio obtenido de los ensayos de las probetas de hormigón.

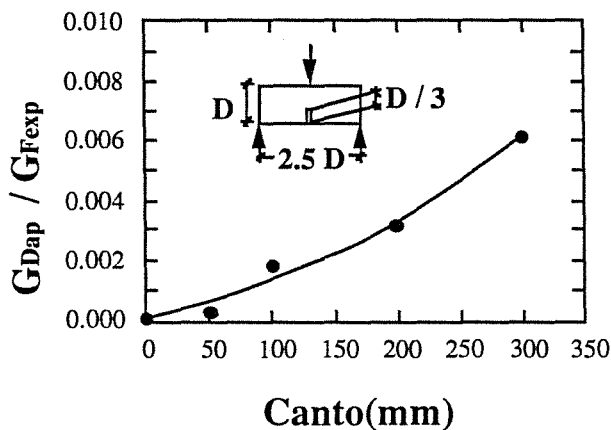


Figura 1. Variación de  $G_{Dap}$  relativa con el tamaño

Como se puede comprobar, el efecto de la histéresis experimental produce un ligero efecto de tamaño en valores absolutos, cuyo valor es a lo sumo del 0,6% del valor de referencia de la energía de fractura (75 N/m).

### 3. INFLUENCIA DEL MODO DE OBTENCION DE LA PROBETA

Existen dos métodos básicos de obtención de probetas de hormigón para cualquier tipo de ensayos de fractura. Uno es el moldeado directo de la probeta, que permite conseguir con facilidad las dimensiones y tolerancias geométricas deseadas,

aunque puede originar inhomogeneidades en el contorno de la probeta en contacto con el molde. El otro método consiste en conformar la probeta mediante corte por sierra a partir de una pieza de mayores dimensiones. Muchas veces se utiliza un procedimiento mixto en el que se moldea la probeta sin entalla y ésta se ejecuta por serrado. La principal desventaja del procedimiento de serrado es que el material en las inmediaciones del corte puede verse afectado por golpes y vibraciones que lo dañen. Además, y puesto que el corte suele hacerse por vía húmeda, se altera sustancialmente el contenido y distribución de humedad en el hormigón, y con ellos las propiedades físicas, por lo que sólo se suele usar este procedimiento en piezas cuya conservación y ensayo se hace en condiciones de saturación de humedad.

La aparición de zonas de segregación de áridos en el contorno de una probeta de hormigón moldeada puede dar lugar a que existan zonas de la probeta que desarrollen un valor de la energía de fractura netamente diferente al medio del material. Estas zonas de segregación tienen espesor sensiblemente constante e independiente del tamaño de la probeta siempre que su fraguado se haga en un molde en el que la dirección vertical coincida con la del espesor de la probeta, lo que es habitual en la inmensa mayoría de las situaciones. De este modo puede introducirse una inhomogeneidad en el material que afecta de manera distinta según el tamaño, y que, en consecuencia, puede originar un efecto de tamaño en la energía de fractura  $G_F$ . Esto se ha puesto claramente de manifiesto por los autores como posible justificación del modelo de ligamento perturbado, que hoy por hoy es el único que da cuenta perfectamente del efecto de tamaño en  $G_F$  (Planas y otros, 1988).

Para analizar cuantitativamente hasta qué punto la inhomogeneidad del material introducida por el moldeado puede originar el efecto de tamaño en  $G_F$  hemos procedido al ensayo de probetas obtenidas por moldeado y por serrado, en ambos casos en condiciones de saturación de humedad. En principio cabe pensar que en una probeta obtenida por serrado el valor de  $G_F$  será muy próximo al real del hormigón, mientras que en las probetas moldeadas el valor de  $G_F$  medido se verá reducido por la aparición de inhomogeneidades. En las probetas moldeadas de mayor tamaño será en donde el valor de  $G_F$  estará más próximo al verdadero ya que en estas probetas el tamaño relativo de la zona segregada es menor. Por el contrario la perturbación será máxima en las probetas más pequeñas.

Se han realizado ensayos de flexión en tres puntos, para determinar el efecto que juega la ejecución de la probeta y de la entalla sobre el trabajo de fractura. El material escogido ha sido una probeta de gran tamaño cuya confección fue hecha mediante moldeado. Con la intención de evitar en lo posible desviaciones en la composición del hormigón, obtuvimos probetas geoméricamente homotéticas de menor tamaño mediante corte por vía húmeda con sierra de diamante de los dos trozos resultantes de esta probeta. Las dimensiones de las vigas respetaron siempre las proporciones geométricas: entalla/canto = 1/3, canto/luz = 1/2,5, espesor = 100 mm. El esquema de corte se muestra en la figura 2 en la que se comprueba que fueron evitadas las zonas más solicitadas en el primer ensayo de flexión.

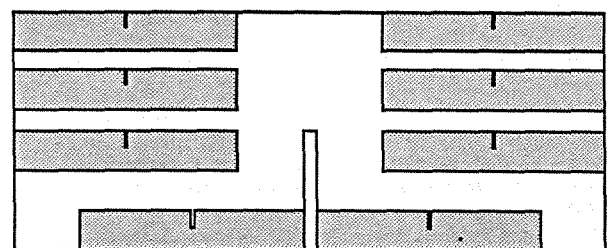


Figura 2. Esquema de corte



En la figura 3 se muestran las energías de fractura relativas que resultaron para la probeta moldeada (canto=300 mm) y para las probetas cortadas (canto=50 mm). También se ha representado el resultado de las energías de fractura relativas de ensayos de flexión de probetas moldeadas de hormigón de la misma serie ensayadas en nuestro Departamento.

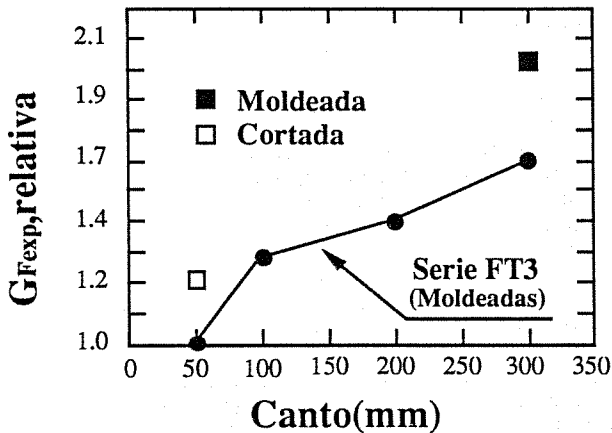


Figura 3. Resultados de los ensayos de flexión

Si se comparan los valores obtenidos, vemos que el efecto de tamaño en  $G_F$  no ha disminuido, y que el incremento entre tamaños extremos se sitúa en el entorno del 160%, similar al de los ensayos de la serie FT3 en los que todas las probetas fueron moldeadas. Estos resultados muestran que no ha habido acercamiento entre los valores de la energía de fractura obtenida para ambos tipos de probetas, moldeadas y cortadas, como sería lógico esperar si la perturbación se debiese al efecto de la segregación en el material.

#### 4. TRABAJO DISIPADO BAJO LOS APOYOS

El valor del trabajo disipado en los apoyos depende sustancialmente del tipo de apoyo. Con relación al ensayo que nos ocupa, hemos distinguido en nuestro estudio el apoyo central de los apoyos laterales, y dentro de estos últimos se han estudiado por separado los apoyos fijos de los móviles. En todos los casos se ha calculado el valor del trabajo disipado por fricción, penetración o rodadura, según el caso, y la influencia del mismo sobre el valor experimental de  $G_F$ , resultados que exponemos a continuación.

##### Trabajo disipado bajo el apoyo central

Durante la ejecución de un ensayo de flexión en tres puntos el apoyo central actúa sobre la probeta causando en menor o mayor medida el aplastamiento del hormigón de su entorno. El estudio teórico de este fenómeno es muy complejo y aún no ha sido satisfactoriamente resuelto, pues en él aparecen involucrados no sólo el comportamiento plástico del hormigón en compresión si no también el comportamiento en tracción y en fractura.

Por ello hemos diseñado una serie de ensayos de penetración que han tenido por objeto estimar de forma directa la energía que se disipa bajo el apoyo central de la probeta de flexión debido al aplastamiento del hormigón.

Hemos realizado los experimentos sobre trozos de material que fue ensayado previamente a flexión para evitar en lo posible dispersiones debidas al cambio de composición, condiciones de moldeado y factores afines. Esto ha sido posible gracias a que la zona afectada por los ensayos de penetración está muy localizada, y no ha sido necesario tomar otras precauciones salvo alejar los apoyos del ensayo de penetración de las zonas presumiblemente más dañadas por el ensayo de flexión previo.

En la figura 4 se representa de forma esquemática la disposición de los ensayos de penetración.

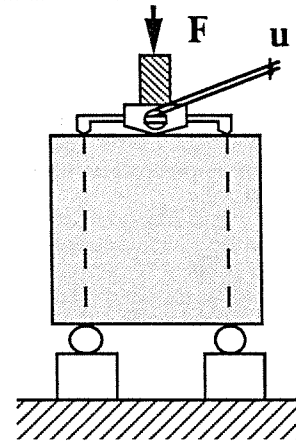


Figura 4. Ensayo de penetración

El actuador empleado fue el mismo que se utilizó como punto de carga en los ensayos de flexión de hormigón, y la separación entre los apoyos laterales estuvo limitada de forma que en la probeta de menor canto las tensiones de tracción máximas no sobrepasasen el valor de un tercio de la resistencia a tracción, evitando así la posibilidad de daño por tracción de la probeta y asegurando que no existirían deformaciones inelásticas por flexión.

La medida del desplazamiento del punto central se hizo con el dispositivo representado en la figura 4. El desplazamiento del punto de carga se refirió a la vertical de los soportes laterales, ya que de esta manera, al no existir otro acortamiento inelástico entre el punto de carga y los puntos de referencia que la propia penetración del actuador, el trabajo medido por el área bajo la curva fuerza-desplazamiento durante un ciclo de carga-descarga nos proporciona directamente la energía disipada por el aplastamiento del hormigón bajo el apoyo central.

Las probetas fueron sometidas a ciclos carga-descarga para distintos valores de la carga máxima, y durante los mismos se midieron la fuerza y la deformación inelástica bajo el apoyo central. Estas curvas fuerza-desplazamiento sirvieron para calcular el trabajo realizado, con lo que se obtuvo la curva de calibración del fenómeno, que relaciona carga máxima aplicada y trabajo disipado por penetración. La curva de calibración obtenida con estos ensayos se da en la figura 5.

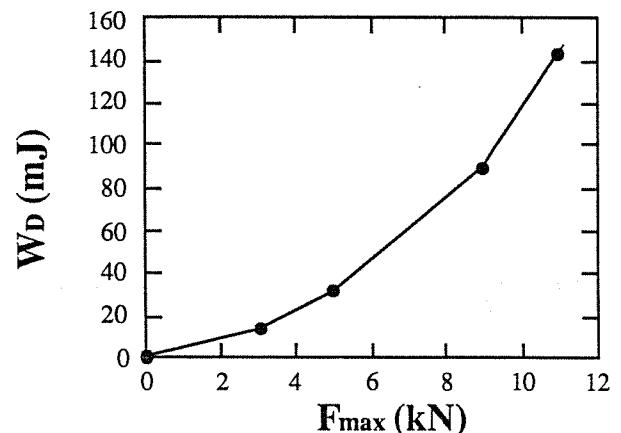


Figura 5. Curva de calibración

Con el fin de poner de manifiesto el efecto de la energía disipada por penetración bajo el apoyo central, se ha dibujado en la figura 6 el trabajo específico relativo disipado frente al tamaño de probeta. Para ello se ha procedido de igual manera que en el apartado 2, calculando  $W_D$  para cada tamaño de probeta de flexión mediante la carga máxima alcanzada en promedio con dicho tamaño durante los ensayos, y haciendo uso de la curva de calibración. El valor específico relativo del trabajo disipado se ha calculado dividiendo el trabajo disipado por el área de ligamento de la probeta de flexión, y por el valor promedio de la energía de fractura medida en los ensayos de flexión, que ha sido tomado como referencia (75 N/m).

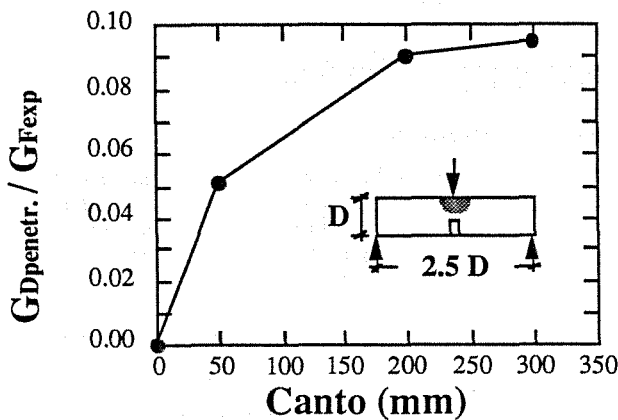


Figura 6. Variación del trabajo específico disipado por penetración con el tamaño

Observando la figura vemos que la penetración del apoyo central supone en promedio una oscilación del 10% en los valores  $G_F$ , con un efecto de tamaño global muy débil, pues aunque su variación intrínseca es del orden del 50%, su importancia se ve muy mermada por la pequeña contribución en valores absolutos a la energía aparente de fractura.

**Trabajo disipado en los apoyos laterales**

Los apoyos laterales son uno de los puntos más delicados en la ejecución de un ensayo de flexión para medir la energía de fractura. En ellos no sólo aparecen fenómenos de aplastamiento similares al del punto de carga central, sino que además al desplazarse lateralmente la probeta durante el ensayo se originan fuerzas horizontales de fricción, cuya importancia depende en gran medida de la materialización del apoyo y que sólo podemos presumir que serán pequeñas si se usan rodillos móviles. Aún en este caso, siempre aparecerá en los apoyos laterales un proceso disipativo de penetración en rodadura que puede afectar a un volumen mayor que la penetración simple bajo el apoyo central. Por ello es necesario calibrar éstos fenómenos de forma aparte de los ensayos de penetración, teniendo en cuenta la combinación de esfuerzos verticales y horizontales que se producen en el contacto.

Comenzaremos estudiando el caso de apoyos laterales fijos, en los será de esperar que se desarrollen con su valor máximo los esfuerzos de fricción. Aunque esta no es una situación deseable, aún en numerosos laboratorios se realizan experiencias con este tipo de sustentación.

Para estimar el valor del trabajo disipado por las fuerzas de fricción hemos hecho una simulación numérica mediante el programa ANSYS® de los ensayos de fractura para diversos tamaños de probeta y geometrías homotéticas. Se consideró un modelo de fricción tipo Coulomb, que permite el deslizamiento en los apoyos cuando se alcanza una fuerza tangente igual al producto del coeficiente de fricción ( $\mu$ ) por la fuerza normal. El valor adoptado para  $\mu$  fue de 0,3. La

modelización de la fractura se hizo a través del modelo de fisura cohesiva, con ablandamiento bilineal, tomando para el resto del material un comportamiento elástico-lineal (véase Guinea, 1990). Las dimensiones de las vigas respetaron siempre las proporciones geométricas: entalla/canto = 1/3, canto/luz = 1/2,5, espesor = 100 mm.

En todos los ensayos se calcularon las curvas fuerza de fricción-desplazamiento del punto de apoyo, con el fin de evaluar el trabajo disipado por rozamiento. El porcentaje que el trabajo de fricción representó frente al total realizado fue en todos los tamaños del 23%.

Se puede realizar un análisis muy simplificado del problema del rozamiento en un ensayo de flexión haciendo la hipótesis de movimiento de sólido rígido de ambos trozos de probeta. Este estudio muestra que la relación de la energía disipada por fricción frente a la energía total medida viene dada por  $2\mu D / s$ , siendo  $D$  el canto de la probeta y  $s$  su luz entre apoyos, y resulta independiente del tamaño. Con una relación canto/luz igual a 1/2.5 y un coeficiente de fricción de 0.3 el valor de la energía disipada por fricción se sitúa en el 24% del trabajo total realizado. Como observamos el método simplificado de cálculo constituye una excelente aproximación al problema ya que las diferencias con los resultados del análisis numérico son irrelevantes.

A la vista de estos datos podemos concluir que el rozamiento con los apoyos laterales puede variar notablemente el valor aparente de  $G_F$ , con errores relativos importantes, del orden del coeficiente de rozamiento. Sin embargo al ser este error uniforme para todos los tamaños de probeta no se produce efecto de tamaño alguno.

El análisis anterior muestra lo importante que será en los ensayos de medida de la energía de fractura reducir o anular la fricción en los apoyos laterales con rodillos que permitan el libre movimiento de la pieza. Como veíamos antes, aún así existirá un proceso disipativo que es necesario estudiar. De ello daremos cuenta seguidamente.

Para evaluar el fenómeno de la disipación por rodadura que tiene lugar en los apoyos laterales constituidos por rodillos móviles hemos diseñado y construido un dispositivo de ensayo en dos ejes con el que hemos determinado las fuerzas horizontal y vertical y sus desplazamientos conjugados que actúan en los apoyos laterales durante un ensayo de flexión. Con estos datos se ha podido calcular por separado el trabajo de ambas fuerzas.

Al igual que para los ensayos de penetración, hemos utilizado en los ensayos de rodadura trozos de probetas previamente ensayadas a flexión.

El sistema de ensayo se representa en la figura 7. Tiene como base una máquina servohidráulica INSTRON modelo 1275. Mediante un actuador vertical se ejerce en la probeta una fuerza en todo momento igual a la registrada por uno de los apoyos durante la ejecución de un ensayo de flexión. La fuerza se transmite a través de un sistema de rodamientos que garantiza su verticalidad, sin componente horizontal.

Gracias a un dispositivo de carga horizontal, se controla el desplazamiento lateral de la probeta de forma que corresponda al movimiento de dicho apoyo congruente con la fuerza vertical aplicada. Recordemos que en un ensayo de flexión en tres puntos, al cargar la probeta se producen desplazamientos de los apoyos laterales, que pueden estimarse gracias a la medida de la apertura de la boca de la entalla (CMOD). La fuerza horizontal se aplica en el plano de contacto rodillo-probeta, de forma que pueda equipararse a la ejercida por el rodillo sobre la probeta en el ensayo de flexión.

El equipo de apoyo ha estado formado por uno de los soportes laterales con los que se realizan los ensayos de flexión en tres puntos. La probeta apoyaba en el rodillo y estaba actuada en su plano de contacto. En la parte superior se colocó una placa de reparto para la carga vertical, sobre la que apoyamos una pista de rodadura y sobre ella un patín de rodillos que garantizaba la no existencia de fuerzas horizontales de fricción significativas inferiores al 0.3% de la carga vertical

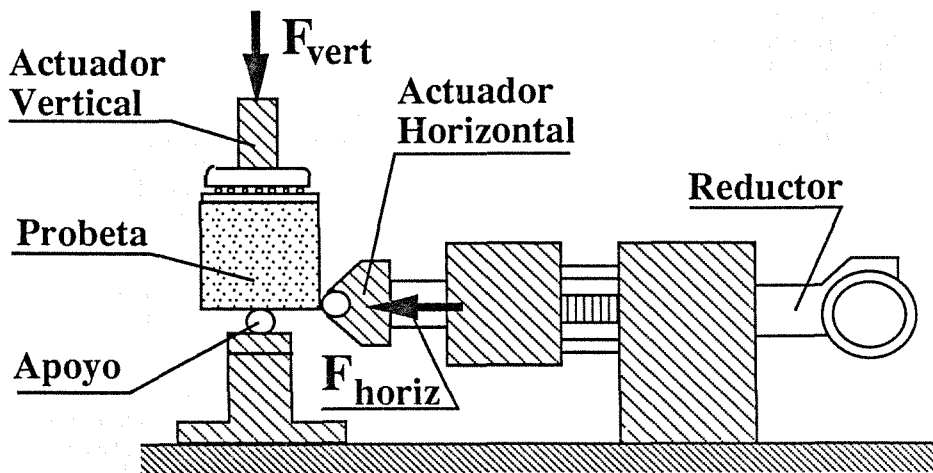


Figura 7. Esquema general de los ensayos de rodadura

aplicada. Los detalles pueden consultarse en Guinea, 1990. Las probetas para el ensayo de rodadura fueron cúbicas, de 100 mm de arista, y se obtuvieron mediante corte con sierra de diamante por vía húmeda de trozos de probetas ensayadas a flexión. Se tomó como cara de contacto con el rodillo de apoyo una cara lateral que hubiese estado en contacto con el molde, para garantizar igual textura que la del apoyo en el ensayo de flexión. Se han reproducido las fuerzas y movimientos de los apoyos, para varios tamaños de probeta de flexión ensayadas en tres puntos. Para ello fue preciso obtener la curva promedio que representase la fuerza aplicada sobre el apoyo lateral frente al tiempo y también la correspondiente al desplazamiento lateral del apoyo frente al tiempo. Para estimar esta última se consideró en primera aproximación el movimiento de sólido rígido de los dos trozos de la probeta de flexión, y se hizo uso de las curvas fuerza - CMOD registradas en los ensayos de flexión. En la figura 8 se muestra la representación de la fuerza vertical frente a la horizontal para uno de los ensayos. En ella se comprueba que la relación entre ambas fuerzas no superó el 1%, valor típico del coeficiente de rozamiento para un dispositivo de apoyo con rodillos.

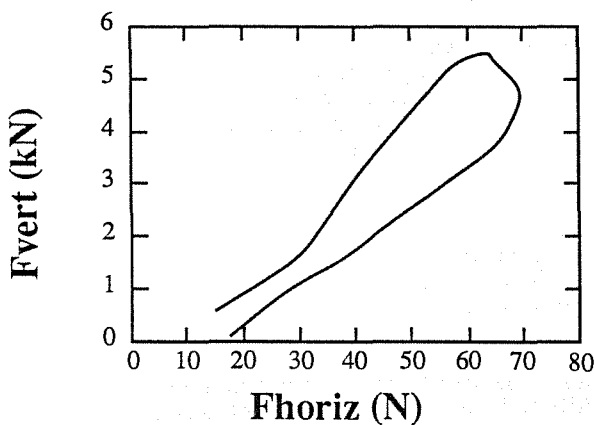


Figura 8. Representación de la fuerza vertical frente a la fuerza horizontal

En la figura 9 se reproduce el trabajo total disipado (vertical+horizontal) medido en los ensayos de rodadura para los dos rodillos laterales representado frente al tamaño de la probeta. El trabajo aparece como trabajo específico relativo al ser dividido por el área del ligamento inicial de la probeta y por el valor de referencia de la energía de fractura (75 N/m).

La curva dibujada en la figura 9 presenta una dependencia con el tamaño similar a la de los ensayos de penetración, que ronda el 50% de variación intrínseca entre los tamaños extremos. Sin embargo su participación en la energía específica aparente de fractura es pequeña, del orden de 15%.

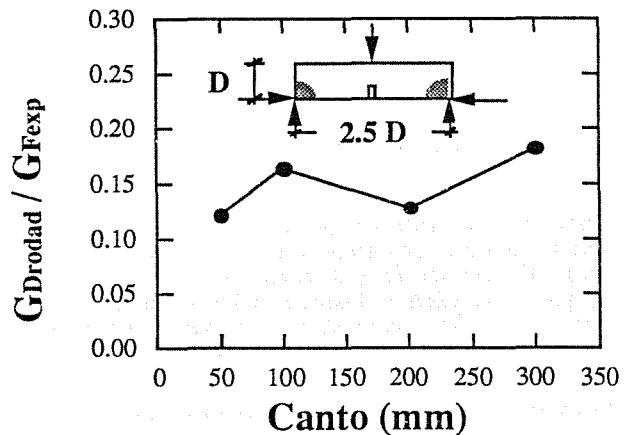


Figura 9. Variación del trabajo específico disipado por rodadura con el tamaño

5. CONCLUSIONES

Como resultado de las investigaciones desarrolladas podemos establecer las conclusiones siguientes:  
 1.- Hemos estimado numéricamente por primera vez el trabajo disipado por rozamiento de la probeta con los apoyos laterales, y hemos probado que la energía disipada en este proceso supone una fracción importante del total de la energía consumida en el ensayo. Ha sido demostrado que el error cometido en la estimación de la energía de fractura es constante en todos los tamaños (no hay efecto de tamaño) y resulta del orden del valor del coeficiente de rozamiento. Como consecuencia práctica, será muy importante procurar que el dispositivo experimental no impida el libre movimiento de los apoyos laterales. Además hemos comprobado que la evaluación de este efecto haciendo uso de la hipótesis de movimiento de sólido rígido de ambos trozos de la probeta da una muy buena aproximación, y proporciona un método sencillo y práctico de cálculo.  
 2.- Hemos encontrado que el efecto de tamaño sobre la energía de fractura inducido por la histéresis del sistema de ensayo es muy reducido. En ningún caso su valor ha llegado al 1% del valor aparente de la energía de fractura. No obstante debemos señalar la importancia que tiene hacer este tipo

de comprobaciones antes de realizar ningún ensayo de medida de la energía de fractura.

3.- Los ensayos realizados con probetas moldeadas y con probetas cortadas han mostrado igual efecto de tamaño que aquellos que se hicieron sólo con probetas moldeadas. Este hecho prueba que la influencia del sistema de obtención de la probeta (moldeado o corte) en los valores de la energía de fractura no es significativa.

4.- Ha sido desarrollada y aplicada una técnica específica de ensayos de penetración sobre probetas de hormigón para evaluar la energía disipada bajo el apoyo central.

5.- Se ha diseñado, construido y puesto a punto un sistema de ensayo en dos ejes con el que se han reproducido por vez primera las condiciones de carga y movimiento de los apoyos laterales durante la realización de un ensayo de flexión en tres puntos. Con este equipo se ha medido de forma independiente la disipación que tiene lugar en los apoyos laterales y que es originada por esfuerzos verticales y horizontales.

6.- Hemos encontrado que no es significativo el efecto de tamaño en la energía de fractura producido por no descontar el trabajo disipado en la penetración del apoyo central. Sin embargo este fenómeno provocará un error apreciable en la estimación de la energía de fractura, cuyo valor medio para los ensayos de flexión considerados ha sido del 10% del valor aparente de la energía de fractura.

7.- El valor del trabajo disipado por rodadura en los apoyos laterales es significativo y ronda el 15% de la energía aparente de fractura. Pese a ello, hemos encontrado que el efecto de tamaño inducido por este fenómeno es reducido, de igual manera que ocurre con la penetración bajo el apoyo central.

8.- Como conclusión final podemos establecer que la consideración de las condiciones experimentales no resulta suficiente para justificar el efecto de tamaño que aparece al evaluar experimentalmente la energía de fractura del hormigón, del que se da cuenta por ejemplo en Hillerborg, 1985. Aunque ciertamente hemos demostrado que, si no se tienen en cuenta todos los aspectos reseñados anteriormente, puede acumularse un error importante en el valor estimado de  $G_F$  de hasta el 30% o incluso superior, .

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda económica prestada para realizar este trabajo, a través de los proyectos de investigación PA85-0092 y PB86-0494.

## 7. REFERENCIAS

Guinea, G. V. (1990), Medida de la Energía de Fractura del Hormigón. Tesis Doctoral. Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid.

Guinea, G. V., Planas, J. y Elices, M. (1990), Influencia de la disipación volúmica en la energía específica de fractura del hormigón. Anales de Mecánica de la Fractura, 7, pp 211-217.

Hillerborg, A. (1985), Results of three comparative test series for determining the fracture energy  $G_F$  of concrete. Materials and Structures, 18, No.107, pp 407-413.

Planas, J. y Elices, M. (1985), Fractura de hormigones. Anales de Mecánica de Fractura, 2.

Planas, J., Elices, M., y Guinea, G. V. (1989), Variación de la energía de fractura con el tamaño en modelos de fisura cohesiva: Modelo de Ligamento Perturbado. Anales de Mecánica de la Fractura, 6, pp 110-114.

RILEM-Draft-Recommendation (50-FMC) (1985) Determination of Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of three-Point Bent test on Notched Beams. Materials and Structures, 18, pp 285-290.

Rokugo, K., Iwasa, M., Suzuki, T. y Koyanagi, W. (1988), Testing Methods to determine tensile strain softening curve and fracture energy of concrete. Int. Workshop on Fracture Toughness and Fracture Energy -Test Methods for Concrete and Rock-, Sendai, Japon.

## INFLUENCIA DEL TAMAÑO Y DE LA GEOMETRIA EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERAMICA

J. Llorca y M. Elices

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

### RESUMEN

La resistencia a la fractura de materiales compuestos de matriz cerámica es producida por las fibras, principalmente a través de los mecanismos de *cosido* de la fisura y de disipación de energía por rozamiento. Como ambos fenómenos se desarrollan detrás del extremo de la fisura, se ha empleado un modelo de fisura cohesiva para estudiar la influencia del tamaño y de la geometría en el comportamiento en fractura de estos materiales. Los resultados del análisis ponen de manifiesto que la resistencia a la fractura disminuye al aumentar el tamaño de las probetas hasta llegar a un tamaño crítico. Este tamaño crítico depende de las propiedades del material compuesto y de la geometría. La geometría también afecta a la resistencia a la fisuración. Las probetas pequeñas en flexión tienen mayor resistencia a la fractura que las probetas pequeñas en tracción hasta que la fisura cohesiva se ha desarrollado completamente y la fisura real empieza a propagarse. Por otro lado, las probetas grandes en flexión tienen menor resistencia a la fisuración que las de tracción porque la longitud de la fisura cohesiva es mayor en estas últimas.

### ABSTRACT

Fracture resistance of fiber-reinforced ceramic matrix composites is provided by the fibers, mainly through the mechanisms of fiber bridging and fiber pull-out. As both phenomena take place in the wake of the crack, a cohesive crack approach has been employed to model the fracture behaviour of notched three point bend and center crack panel specimens. A parametrical study has been carried out to ascertain the influence of size and specimen geometry on the fracture resistance of these materials. The analysis results point out that fracture resistance decreases with size up to a critical size. This critical size depends on composite properties and specimen geometry. The geometry influences fracture resistance as well. Small specimens in bending exhibit better fracture resistance than the ones in tension until the cohesive crack is fully developed and the real crack begins to propagate. On the other hand, large specimens in bending show lower resistance to crack propagation than the ones in tension because the length of the cohesive crack is larger in the later.

### 1. INTRODUCCION

El estudio de las propiedades mecánicas de los materiales compuestos de matriz cerámica (MCMC) ha sido objeto de gran atención en los últimos años. Su reducida densidad y alta resistencia al desgaste, unidas a su estabilidad química a elevadas temperaturas les convierte en candidatos potenciales para muchas aplicaciones en ingeniería. El refuerzo de las matrices cerámicas con fibras cerámicas de alta resistencia permite mejorar notablemente la resistencia a la fractura [1-2]. Cuando la interfase matriz-fibra es débil, la fisura se propaga a través de la matriz dejando fibras intactas detrás de la punta de la fisura. Estas fibras deslizan respecto de la matriz y *cosen* la fisura, reduciendo el campo tensional en el extremo de la grieta y mejorando la resistencia a la fractura del MCMC. Eventualmente, algunas de estas fibras se rompen dentro de la matriz. Cuando la fisura se propaga, estas fibras son extraídas y disipan energía por rozamiento, incrementando la resistencia a la fisuración.

La zona en la cual tienen lugar los procesos de fractura suele tener una longitud no despreciable frente a las dimensiones habituales de las probetas ensayadas en el

laboratorio. En estas condiciones, es de esperar una dependencia de la curva de resistencia a la fractura,  $K_R$ , con el tamaño y la geometría de las probetas porque esta zona depende de ambas variables. El estudio de este fenómeno es de interés para el diseño de elementos estructurales en los que las propiedades en fractura del MCMC se obtienen a partir de ensayos en laboratorio con probetas pequeñas y con una geometría diferente al elemento estructural.

El trabajo presentado se ha circunscrito a dos geometrías: un panel con una fisura central inicial de longitud  $2a_0$  sometido a una tracción uniforme en sus extremos (Fig. 1a) y una viga con una fisura inicial de longitud  $a_0$  sometida a flexión en tres puntos (Fig. 1b). Estas dos geometrías se han elegido para analizar dos tipos de sollicitación muy distinta: tracción y flexión. Las curvas de resistencia a la fractura para las dos geometrías y en el rango de tamaños  $5 \text{ mm} \leq d \leq 200 \text{ mm}$  se han obtenido mediante un modelo de fisura cohesiva, previamente desarrollado por los autores [3-5].

### 2. FUNDAMENTOS DEL MODELO

El modelo de cálculo de la resistencia a la fractura está



basado en las siguientes hipótesis:

(a) La rotura de las probetas se produce por la propagación de una única fisura, que se propaga en modo I.

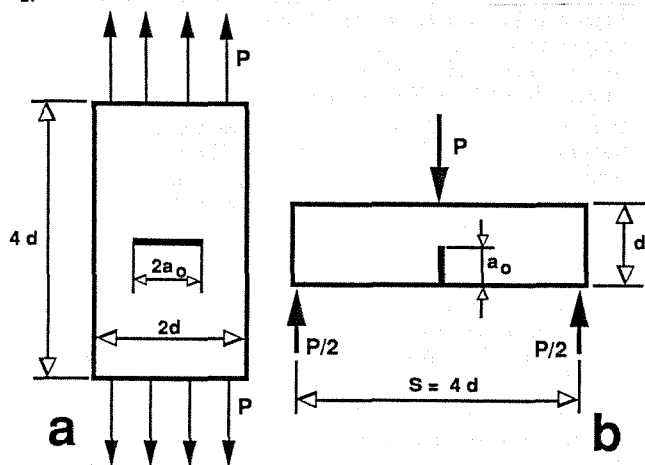


Fig. 1. Geometrías. (a) Panel con una fisura central a tracción. (b) Viga fisurada a flexión.

(b) El material situado fuera de la fisura no sufre daño durante el proceso de carga y se comporta como un sólido elástico y lineal.

(c) La fisura se propaga a través de la matriz, sin romper las fibras. Se supone que la interfase matriz-fibra es débil, de manera que la energía consumida en romper la interfase antes de comenzar el deslizamiento es despreciable frente a la energía disipada por fricción y la energía almacenada en las fibras que *cosen* la fisura [6].

(d) La energía elástica almacenada en las fibras y la disipada por fricción se modelizan mediante una fisura cohesiva. La ecuación constitutiva para la fisura cohesiva (la relación entre la tensión  $\sigma$  transmitida a través de la fisura y el desplazamiento relativo entre las superficies de la fisura,  $w$ ) se ha obtenido a partir del estudio de los mecanismos de rotura de la interfase y del deslizamiento entre la matriz y las fibras; el análisis tiene en cuenta las propiedades de la matriz, de la fibras y la magnitud de la tensión de fricción  $\tau$ . La deducción de la ecuación  $\sigma = \sigma(w)$  es laboriosa y puede encontrarse descrita en detalle en las referencias [4,7]. Cuando la fisura se propaga perpendicularmente a las fibras, en un MCMC con una interfase débil, las fibras deslizan respecto a la matriz. La interacción entre las fibras y la matriz es representada mediante una tensión de fricción constante  $\tau$  ( $\tau$  debe ser pequeña comparada con la resistencia de la matriz y de las fibras). La tensión en las fibras en el plano de la fisura puede relacionarse con  $w$  imponiendo las condiciones de equilibrio de fuerzas sobre la fibra y la compatibilidad de deformaciones entre la fibra y la matriz en el lugar donde no existe deslizamiento relativo entre ambas. De un modo semejante puede calcularse la relación  $\sigma = \sigma(w)$  para una fibra que se ha roto dentro de la matriz.

(e) Finalmente se supone que la resistencia a tracción de las fibras sigue el modelo estadístico de 2 parámetros de Weibull, de acuerdo con los resultados experimentales disponibles [8]. El primer parámetro,  $\Sigma$ , es el valor de la tensión para el cual el 50% de las fibras se rompen. El segundo parámetro,  $m$ , controla la forma de la función de distribución. Valores elevados de  $m$  indican que todas las fibras se rompen en un rango de tensiones muy estrecho centrado en  $\Sigma$ . Por el contrario, valores bajos de  $m$  representan fibras que fallan en un rango de tensiones amplio por encima y por debajo de  $\Sigma$ . Desde el punto de vista físico, fibras con defectos superficiales

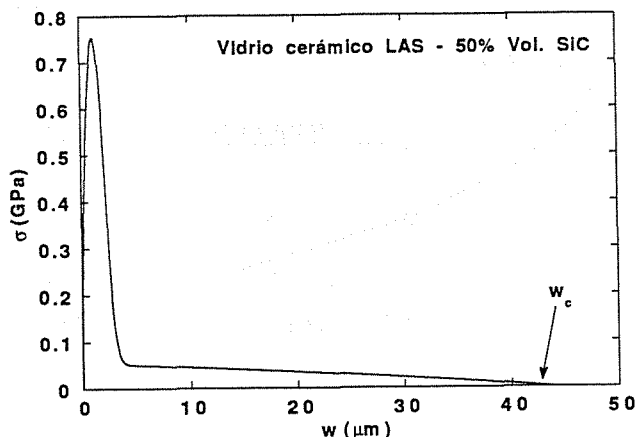


Fig. 2. Ecuación constitutiva para la fisura cohesiva en un MCMC.

muy similares tienen valores de  $m$  altos y viceversa.

Una ecuación constitutiva típica para una fisura cohesiva en un MCMC puede verse en la Fig. 2. Inicialmente las tensiones transmitidas a través de la fisura crecen rápidamente con  $w$  debido al fenómeno de *cosido* de la fisura. Cuando la tensión en las fibras aumenta, algunas fibras empiezan a fallar. Las fibras que se rompen entre los labios de la fisura dejan de transmitir tensiones. Sin embargo, otras fibras se rompen dentro de la matriz y siguen transmitiendo tensiones por rozamiento con ésta, hasta que son extraídas completamente. Estas fibras dan lugar a una larga cola en la relación  $\sigma = \sigma(w)$ , de modo que la interacción entre las superficies de la fisura solo desaparece con  $w$  superiores a 44  $\mu\text{m}$ , en el caso del MCMC de la Fig. 2. Esta separación crítica entre las superficies de la grieta se denomina  $w_c$ .

Las hipótesis presentadas han mostrado su validez para reproducir las curvas de resistencia a la fractura de MCMC reforzados uni- y bi-direccionalmente con fibras cerámicas de alta resistencia [4, 9] y con una tensión de fricción  $\tau$  cercana a 20 MPa. Estos valores de  $\tau$  dan lugar a una rotura producida por la propagación de una única fisura y unas propiedades en fractura óptimas para los MCMC. Valores superiores de  $\tau$  dificultan el deslizamiento relativo entre la matriz y las fibras, produciéndose la rotura de estas últimas prematuramente al propagarse la grieta. Tensiones muy reducidas (1 a 5 MPa) dan lugar a rotura por descohesión interfacial con un menor consumo de energía.

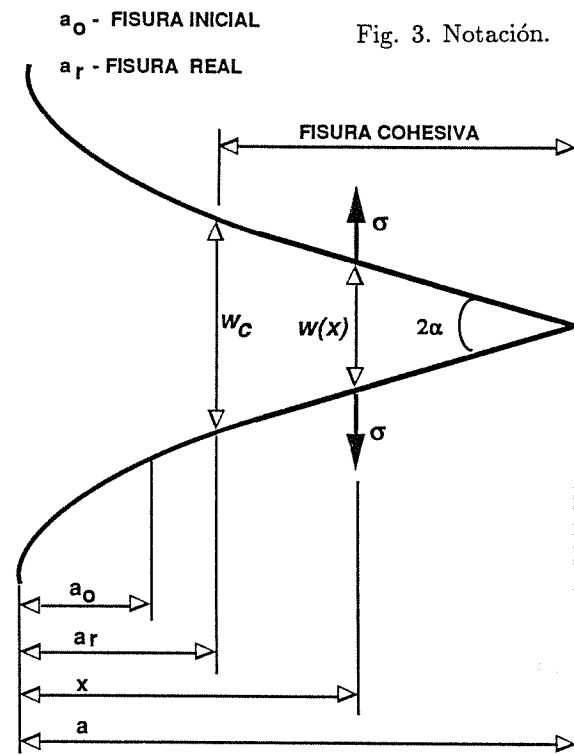
### 3. CALCULO DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA

Una vez que se conoce la relación  $\sigma = \sigma(w)$  para la fisura cohesiva es posible calcular la resistencia a la fractura de un elemento estructural. En lo sucesivo se hará referencia a una viga fisurada sometida a flexión en tres puntos (Fig. 1b). Un proceso idéntico (con las correspondientes expresiones para los factores de intensidad de tensiones) se sigue para el panel con una fisura central sometido a tracción. El factor de intensidad de tensiones (FIT) producido por una carga  $P$  por unidad de espesor,  $K_p(a)$ , viene dado por,

$$K_p(a) = \frac{3PS}{2d^2} \sqrt{\pi a} \cdot F(a/d) \quad (1)$$

donde  $a$  es la longitud de la fisura y  $F(a/d)$  es una función adimensional que puede encontrarse en la literatura [10]. De igual modo, cuando una tensión  $\sigma$  actúa sobre las superficies de la fisura, el FIT viene expresado





por,

$$dK_{\sigma}(a, x) = \frac{2\sigma(x)}{\sqrt{\pi a}} \cdot H(a/d, x/a) dx \quad (2)$$

donde  $x$  se muestra en la Fig. 3 y la función adimensional  $H(a/d, x/a)$  es conocida para una viga o un panel fisurado de longitud infinita [10]. La propagación de la fisura se producirá cuando el FIT producido por la carga exterior alcance la resistencia a la fractura del MCMC,  $K_R(a)$ . La resistencia a la fractura es consecuencia de la tenacidad de fractura de la matriz,  $K_M$ , y de las tensiones cohesivas. Matemáticamente,

$$K_P(a) = K_R(a) = K_M + \int_{a_r}^a \frac{2\sigma[w(x)]}{\sqrt{\pi a}} \cdot H(a/d, x/a) dx \quad (3)$$

donde  $a_r$  es la longitud de la fisura real, que no transmite fuerzas cohesivas. Para calcular la resistencia a la fractura, es necesario resolver la ecuación integral (3), que es no lineal porque la función  $w(x)$  depende a la vez de la carga exterior y de las tensiones cohesivas. Un método sencillo de resolver esta ecuación está basado en suponer que la función  $w(x)$  es lineal dentro de la zona cohesiva [3]. Entonces

$$w(x) = 2\alpha(a)(a - x) \quad a_r \leq x \leq a \quad (4)$$

donde  $\alpha$  es el semiángulo formado por las superficies de la fisura. Esta hipótesis está apoyada por observaciones experimentales en MCMC [9]. El semiángulo  $\alpha$  puede calcularse para distintas  $a$  siguiendo un método iterativo. Los detalles de este método pueden encontrarse en las referencias [5].

#### 4. RESULTADOS

El modelo desarrollado se ha utilizado para estudiar la

influencia del tamaño y de la geometría en la resistencia a fractura de un MCMC. El material elegido está constituido por una matriz de un vidrio cerámico LAS reforzado unidireccionalmente con un 50% en volumen de fibras de SiC. Las propiedades de la matriz, de las fibras y de la interfase matriz-fibra son las mismas que las empleadas en un trabajo previo [5]: módulo de Young de la matriz,  $E_m=85$  GPa; módulo de Young de las fibras,  $E_f=200$  GPa; tenacidad de fractura de la matriz,  $K_M=2.0$  MPa $\sqrt{m}$ ; radio de las fibras,  $R=10\mu m$ ; parámetros de Weibull de las fibras,  $\Sigma=2.4$  GPa y  $m=5$ ; tensión de fricción entre la matriz y las fibras,  $\tau=20$  MPa. La ecuación constitutiva de la fisura cohesiva para este material está dibujada en la Fig. 2.

##### 4.1 Influencia del tamaño

Las curvas de resistencia a la fractura para las dos condiciones de sollicitación (tracción y flexión) y para cuatro tamaños diferentes ( $d=5, 10, 20$  y  $200$  mm) se han dibujado en las Figs. 4a y 4b. La fisura inicial es igual a  $0.2d$  en todos los casos. Las curvas presentan dos zonas separadas por un abrupto cambio en la pendiente. Inicialmente la resistencia a la fractura crece muy rápidamente debido a que las tensiones cohesivas inducidas por las fibras que cosen la fisura son muy elevadas. Esta primera fase acaba cuando algunas fibras comienzan a romperse debido a las elevadas tensiones que soportan. A partir de este momento, la resistencia a la fractura aumenta debido a la energía disipada por fricción al extraer las fibras rotas dentro de la matriz. Como las tensiones cohesivas generadas por este mecanismo son más reducidas, la pendiente de las curvas de resistencia a la fractura disminuye. Cuando el desplazamiento relativo entre las superficies de la fisura alcanza  $w_c$  en el extremo de la fisura inicial,  $a_0$ , la fisura real empieza a propagarse. Las longitudes de la fisura cohesiva en ese instante,  $\Delta a_s$ , están indicadas en la tabla 1 y los puntos correspondientes en las curvas  $K_R$  vs.  $\Delta a$  están señalados con una flecha (Figs. 4a y 4b).

Las Figs. 4a y 4b muestran una influencia reducida del tamaño en la primera zona de las curvas debido a que la longitud de las fisuras cohesivas al final de esta primera fase (aproximadamente,  $0.30$  mm para la geometría de tracción y  $0.25$  mm para la viga sometida a flexión) es pequeña en comparación con la longitud de la fisura y del ligamento iniciales,  $a_0$  y  $d - a_0$ . Cuando la fisura cohesiva se extiende a lo largo del ligamento, el efecto del tamaño aparece con nitidez. Hasta que la zona cohesiva alcanza  $\Delta a_s$ , el incremento en  $K_R$  es debido al efecto combinado del tamaño y de la energía disipada por fricción para extraer las fibras rotas dentro de la matriz. A partir del momento en que  $\Delta a = \Delta a_s$ , el aumento de  $K_R$  es debido únicamente al tamaño. La velocidad de crecimiento de  $K_R$  aumenta al disminuir el tamaño de la probeta, con  $K_R$  tendiendo asintóticamente a infinito cuando el extremo de la fisura cohesiva se aproxima a la superficie libre. Por el contrario, las probetas de gran tamaño exhiben una resistencia a la fractura constante,

Tabla 1. Evolución de la longitud crítica de la zona de proceso  $\Delta a_s$  con el tamaño y la geometría

Geometría	$d$ (mm)	$\Delta a_s$ (mm)	$d - a_0$ (mm)	$\Delta a_s / (d - a_0)$
Tracción	5	>3.98	4	>0.995
Tracción	10	>7.9	8	>0.99
Tracción	20	12.6	16	0.79
Tracción	200	10.0	160	0.063
Flexión	5	2.9	4	0.73
Flexión	10	4.6	8	0.58
Flexión	20	6.5	16	0.41
Flexión	200	9.2	160	0.058

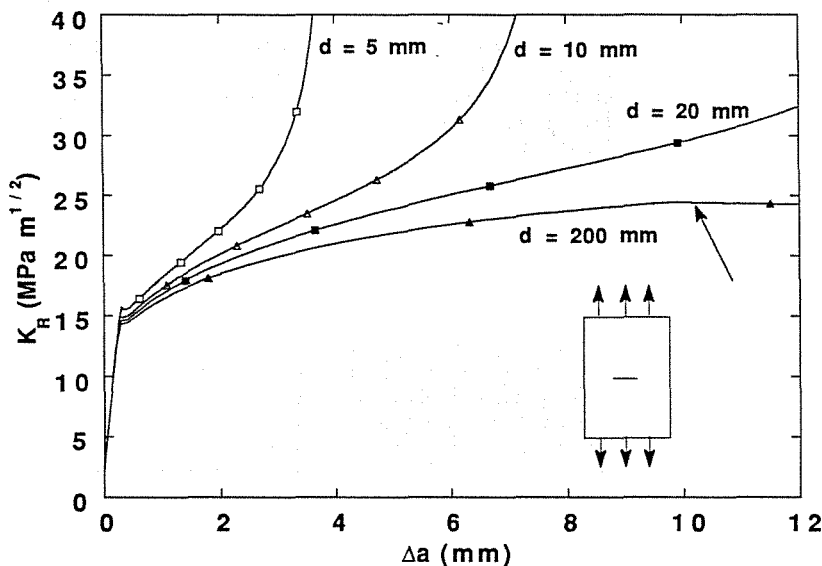


Fig. 4a. Influencia del tamaño en  $K_R$  para el panel.

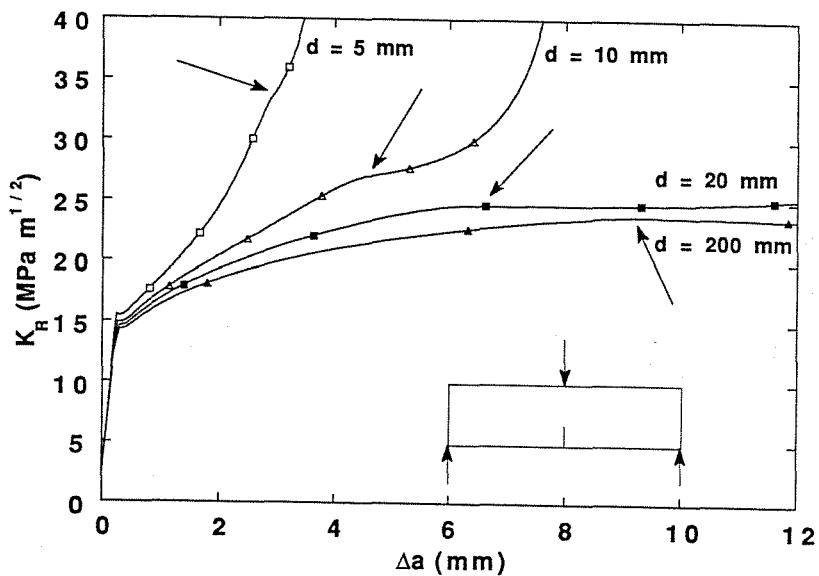


Fig. 4b. Influencia del tamaño en  $K_R$  para la viga.

porque la zona cohesiva es reducida en comparación con el ligamento inicial (ver  $\Delta a_s / (d - a_0)$  en la tabla 1). Los valores de la resistencia a la fractura para distintos tamaños de la viga sometida a flexión y diversas longitudes de la zona cohesiva ( $\Delta a$ ) se han dibujado en la Fig. 5. Para este MCMC, un aumento significativo de  $K_R$  aparece para tamaños inferiores a 20 mm. En ensayos realizados con probetas de tamaño inferior se medirán valores de la resistencia a la fractura que no son reales, y que pueden dar lugar a roturas catastróficas si se utilizan como propiedades del MCMC en el diseño de un elemento estructural de mayores dimensiones.

El tamaño crítico por debajo del cual los ensayos sobrevvaloran la resistencia a la fisuración depende de varios factores: forma de la ecuación  $\sigma = \sigma(w)$ ,  $w_c$ , geometría de la probeta, etc. En general puede afirmarse que MCMC con valores reducidos de  $w_c$  reducen dicho tamaño crítico porque disminuyen  $\Delta a_s$ . Entre los factores que dan lugar a este fenómeno se encuentran todos aquellos que reducen la energía gastada en extraer las fibras rotas de la matriz [4-5]: altas tensiones de rozamiento  $\tau$  en la interfase matriz fibras, valores del coeficiente de forma  $m$  de la distribución de Weibull reducidos, fibras de pequeño diámetro, etc. Un estudio detallado de la influencia de las propiedades del material en  $w_c$  y  $\Delta a_s$  puede encontrarse en [4-5]. Estos

estudios indican que los factores que disminuyen la sensibilidad frente al tamaño dan lugar a materiales frágiles y con resistencias a la fisuración limitadas. Los MCMC con buena resistencia a la propagación de fisuras y ductilidad tienen zonas cohesivas largas y, por lo tanto, sus propiedades dependen del tamaño de las probetas que se usan para los ensayos en laboratorio.

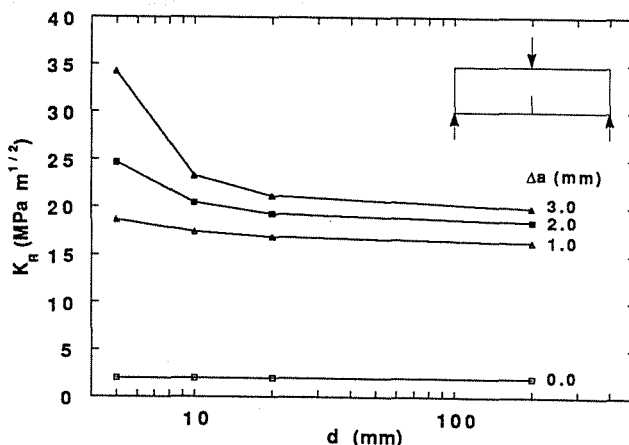


Fig. 5. Variación de  $K_R$  con el tamaño y con  $\Delta a$ .

#### 4.2 Influencia de la geometría

Las curvas de resistencia a la fractura para las dos geometrías analizadas se han dibujado en las Figs. 6a ( $d=5$  y 10 mm) y 6b ( $d=20$  y 200 mm). Estas Figs. ponen de manifiesto que, cuando la zona cohesiva es pequeña en comparación con las dimensiones de la probeta, la influencia de la geometría es muy reducida. En las probetas de mayor tamaño (Fig. 6b), las curvas  $K_R$  están prácticamente superpuestas hasta que la zona cohesiva se desarrolla completamente en la viga a flexión ( $\Delta a = \Delta a_s$ ) y la fisura real comienza a propagarse. A partir de ese momento, la zona cohesiva en los paneles a tracción es mas larga que en las vigas a flexión y  $K_R$  es superior en los primeros. La diferencia en los valores de  $K_R$  depende de  $\Delta a_s$ . Para  $d=200$  mm,  $\Delta a_s$  es muy similar para las dos geometrías y la diferencia en  $K_R$  es muy reducida. Sin embargo, cuando  $d=20$  mm,  $\Delta a_s$  para la geometría de tracción es bastante mayor que para la viga en flexión, y las diferencias en  $K_R$  son significativas.

En el caso de las geometrías pequeñas, la fisura real se empieza a propagar muy tarde y  $K_R$  es superior en las probetas de flexión mientras  $\Delta a \leq \Delta a_s$ . En estas condiciones, el tamaño de la zona cohesiva es el mismo y las diferencias en  $K_R$  son debidas a que, con la misma longitud de fisura cohesiva, se disipa mas energía en la viga que en el panel. Esta energía, por unidad de superficie, puede calcularse mediante la expresión [4],

$$E_d = \int_0^{w(a_0)} \sigma dw \quad (5)$$

donde  $w(a_0)$  es desplazamiento de los labios de la fisura en el extremo de la fisura inicial. La evolución de  $w(a_0)$  al propagarse la fisura cohesiva se ha dibujado en la Fig. 7 para la viga y el panel con  $d=5$  mm.  $w(a_0)$  es superior en la viga, debido a la rotación que experimenta al deformarse, y da lugar a una mayor resistencia a la propagación de la fisura. Una vez que la fisura cohesiva

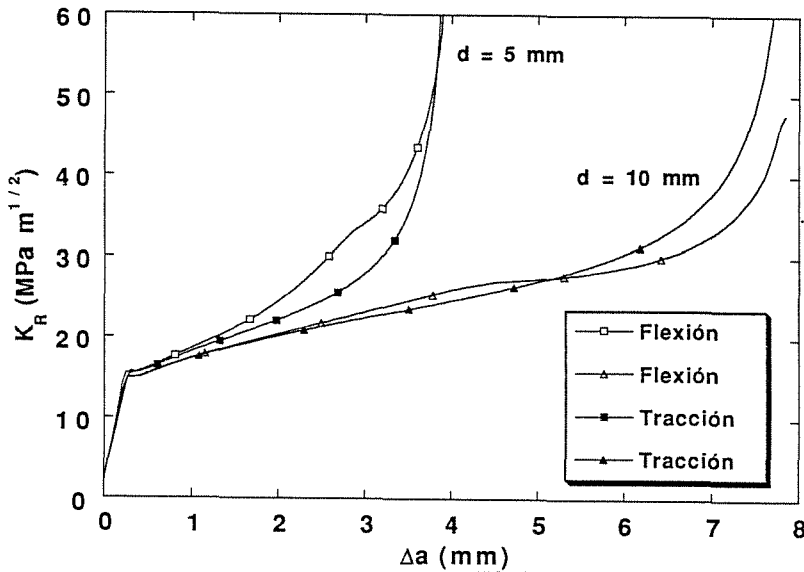


Fig. 6a. Influencia de la geometría en  $K_R$ . ( $d=5$  y 10 mm).

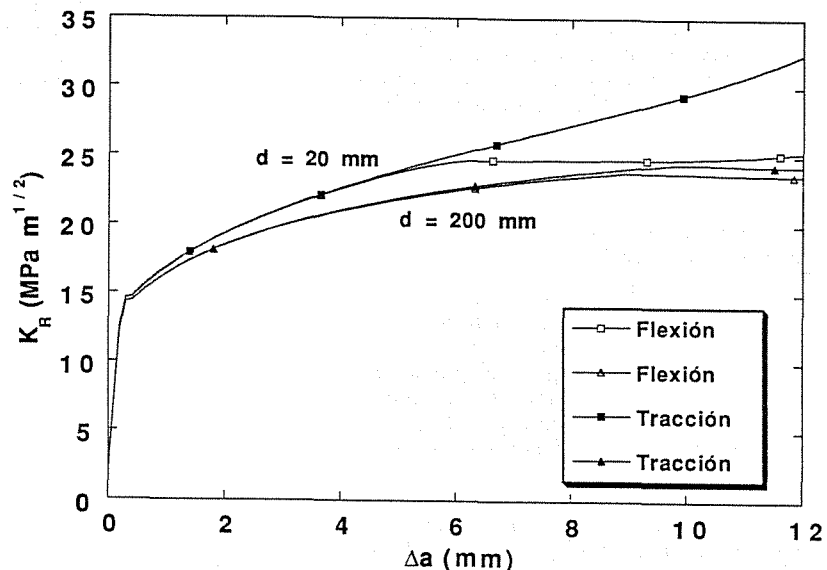


Fig. 6b. Influencia de la geometría en  $K_R$ . ( $d=20$  y 200 mm).

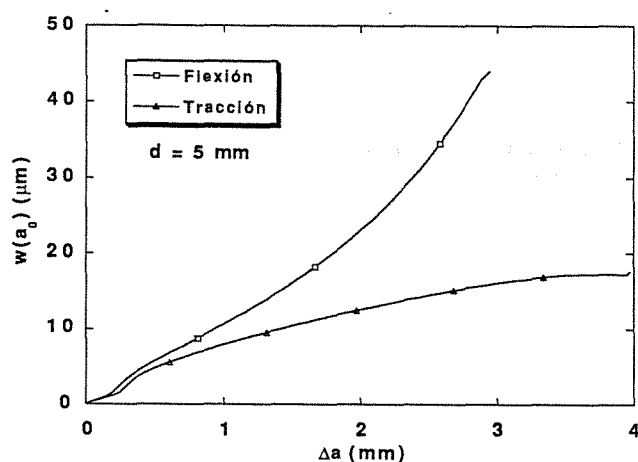


Fig. 7. Evolución de  $w(a_0)$  en ambas geometrías al propagarse la fisura.

se ha desarrollado completamente, la energía disipada en la zona cohesiva es la misma para las dos geometrías y  $K_R$  es superior en el panel debido a la mayor longitud de la zona cohesiva  $\Delta a_s$  (ver tabla 1).

## 5. CONCLUSIONES

El estudio realizado pone de manifiesto la influencia del tamaño y de la geometría en la resistencia a la fractura de los MCMC.  $K_R$  disminuye al aumentar las dimensiones hasta que se alcanza un tamaño crítico. Este tamaño crítico depende de las propiedades del MCMC y de la geometría. Materiales con buena resistencia a la fisuración y ductilidad poseen tamaños críticos mayores al igual que ocurre con probetas en tracción frente a probetas en flexión. El método de análisis presentado en este artículo permite calcular las curvas de resistencia al fractura para diversos tamaños y obtener el tamaño crítico en cada situación.

La influencia de la geometría sobre  $K_R$  es más complicada. Mientras la fisura cohesiva se propaga sin que aumente la longitud de la fisura real ( $\Delta a \leq \Delta a_s$ ) y cuando  $\Delta a$  es comparable al ligamento inicial  $d - a_0$ , la viga a flexión posee mayor resistencia a la fractura porque disipa más energía en la fisura cohesiva. Sin embargo, la tendencia se invierte cuando la zona cohesiva se ha desarrollado completamente ( $\Delta a > \Delta a_s$ ) y la fisura real comienza a propagarse porque la longitud de la fisura cohesiva  $\Delta a_s$  es mayor para el panel a tracción que para la viga en flexión.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Hillig, W. B. (1987) Strength and Toughness of Ceramic Matrix Composites, A. Rev. Mater. Sci., 17, pp. 341-383.
- [2] Evans, A. G. (1989) The Mechanical Performance of Fiber-Reinforced Ceramic Matrix Composites, Mat. Sci. Engng. A107, pp. 227-239.
- [3] LLorca, J. y Elices, M. (1990) A Simplified Model to Study Fracture Behaviour in Cohesive Materials. Cement Conc. Res., 20, pp. 92-103.
- [4] LLorca, J. y Elices, M. (1990) Fracture Resistance of Fiber-Reinforced Ceramic Matrix Composites. Acta Metall. Mater., 38, pp. 2485-2492.
- [5] LLorca, J. y Elices, M. (1990) Fracture Toughness, Crack Growth Resistance and Ductility of Fiber-Reinforced Ceramics, en Structural Ceramics: Processing, Microstructure and Properties, J. J. Bentzen *et al.*, Eds., Risø National Lab., Roskilde, Dinamarca, pp. 403-411.

[6] Sutcu, M. (1988) Statistical Fiber Failure and Single Crack Behaviour in Uniaxially Reinforced Ceramic Composites. J. Mat. Sci., 23, pp. 928-933.

[7] Thouless, M. D. y Evans, A. G. (1988) Effects of Pull-out on the Mechanical Properties of Ceramic-Matrix Composites. Acta Metall., 36, pp. 517-522.

[8] Siemers, P. A., Mehan, R. L. y Moran, H. (1988) A Comparison of the Uniaxial Tensile and Pure Bending Strength of SiC Filaments. J. Mat. Sci., 23, pp. 1329-1333.

[9] LLorca, J. y Singh, R. N. (1990) Influence of Fiber and Interfacial Properties on Fracture Behaviour of Fiber-Reinforced Ceramic Composites. Report General Electric - Universidad Politécnica de Madrid.

[10] Tada, H., Paris, P. e Irwin, G. (1985) The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corporation.

**APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA PARA LA PREDICCIÓN DE LA FISURACION DE CEMENTOS REFORZADOS CON FIBRAS DE VIDRIO**

**Sánchez Paradela, M.L.\* y Sánchez Gálvez, V.\*\***

\* Departamento de Construcción y Tecnología Arquitectónicas.  
E.T.S. de Arquitectura. Ciudad Universitaria. 28040 Madrid

\*\* Departamento de Ciencia de Materiales.  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Ciudad Universitaria. 28040 Madrid

**Resúmen.**- Entre las propiedades de los cementos reforzados con fibras de vidrio (GRC) que conviene conocer, es primordial determinar la fisuración y predecir la tensión de tracción para la que comienza la progresión de la microfisuración de la matriz (LOP) y la tensión para la que tiene lugar la macrofisuración (BOP), ya que generalmente, estas tensiones (y sus correspondientes deformaciones) marcan el límite práctico de utilización del GRC en elementos constructivos. La aplicación de la Mecánica de la Fractura, permite abordar el estudio de estos parámetros, habiéndose desarrollado un modelo que utiliza criterios simples para la rotura de la matriz con objeto de obtener expresiones sencillas tanto del LOP como del BOP. Las predicciones del modelo se comparan con resultados experimentales, comprobándose el buen acuerdo existente tanto en los valores de LOP y BOP para material joven como en la evolución de estas propiedades con la edad del material.

**Abstract.**- Among outstanding properties of Glassfibre reinforced cements (GRC) cracking behaviour is highly interesting to determine tensile stress for matrix microcracking initiation (LOP) as well as the stress for macrocracking propagation (BOP) since those stresses and its corresponding strains indicate the practical utilization limit of GRC for construction boards. Fracture Mechanics have been applied enabling the development of a model which uses simple criteria of matrix failure with the aim of achieving expressions both for LOP and BOP. Model predictions have been compared to experimental results, a good agreement being observed in LOP and BOP values for fresh cement as well as in the evolution of those properties with material age.

## 1. INTRODUCCION

Los cementos reforzados con fibras o fibrocementos se utilizan desde hace más de 100 años en el campo de la construcción. En los fibrocementos se añaden a la pasta de cemento fibras durante el amasado, que le confieren una adecuada resistencia a la tracción. En un principio, las fibras utilizadas fueron casi exclusivamente las de asbesto o amianto, por ser fibras naturales de bajo coste y fácil empleo. Sin embargo, estas fibras han sido prohibidas en numerosos países por razones de salud, por lo que desde hace ya varias décadas se viene experimentando con la utilización de nuevas fibras que sustituyan a las de asbesto.

Entre las fibras experimentales, muy pocas han alcanzado el grado de desarrollo industrial para el refuerzo de los cementos, fundamentalmente por motivos económicos. Entre ellas se encuentra la fibra de vidrio, que se emplea profusamente desde hace unos 20 años en el campo de la construcción.

El cemento reforzado con fibra de vidrio, conocido como GRC ("Glassfibre Reinforced Cement") presenta buenas propiedades resistentes, inmunidad a la corrosión y los paneles fabricados con GRC ofrecen además una elevada resistencia al fuego, un buen grado de aislamiento térmico y un peso específico reducido, lo que les hace idóneos para su utilización en cierres de fachadas [1].

El GRC presenta sin embargo, un problema de fragilidad con el tiempo, ocasionado por el ataque de los álcalis a la matriz de cemento. Por tal motivo, no se utiliza para el refuerzo de cementos la fibra E, más económica, desarrollándose la fibra AR ("Alkali resistant") con un alto contenido en circonia que eleva su coste [2]. No obstante, incluso con el empleo de fibras AR, el GRC sigue presentando problemas de fragilidad que se atribuyen al desarrollo de productos de hidratación del cemento, que afectan a la adherencia fibra-matriz y reducen la deformación necesaria para producir la fisuración del material [3].

De este modo, el conocimiento de los mecanismos y factores que gobiernan el proceso de fisuración del GRC, constituye un objetivo de gran interés para investigar procedimientos de mejora del problema y en todo caso tiene gran importancia para el proyectista de paneles de GRC, pues le permite predecir las tensiones y deformaciones que ocasionarán la fisuración de las mismas.

La Mecánica de la Fractura constituye una herramienta de gran utilidad para la predicción de la fisuración de materiales compuestos. En este trabajo, se utilizan las técnicas de la Mecánica de la Fractura para el estudio de la fisuración del GRC tanto a nivel de desarrollo de microfisuras como a nivel de progresión de macrofisuras.

## 2. HIPOTESIS

La fabricación de paneles de GRC se lleva a cabo casi exclusivamente por el procedimiento de proyección ("spray-up") en el que se amasa el cemento con los aditivos y en su caso la arena, bombeándose sobre el molde, a la vez que se incorpora la fibra cortada automáticamente por una máquina a partir de una bobina. De esta manera, la fibra queda distribuida al azar en dos dimensiones en forma de hilos cortados de longitud uniforme (usualmente entre 20 y 40 mm.), cada hilo constituido por un haz de un número elevado de filamentos (generalmente 204). De este modo, el material compuesto está constituido por una matriz relativamente frágil reforzada con fibras cortas distribuidas al azar. Los modelos micromecánicos simples de materiales compuestos, que suponen fibras largas monofilamentosas equiespaciadas y alineadas en la dirección de la tensión, no son por tanto directamente aplicables.

En el presente trabajo, se tendrán en cuenta los efectos de la longitud de las fibras y de la orientación al azar

de las mismas a través de dos factores de corrección, denominados respectivamente  $\phi_1$  y  $\phi_0$  cuyos valores son [1]:

$$\phi_1 = 1 - \frac{l_c}{2 l_f} \quad [2.1]$$

$$\phi_0 = 3/8 \quad [2.2]$$

donde  $l_f$  es la longitud de la fibra y  $l_c$  la longitud crítica de transmisión de la tensión de la fibra a la matriz, dada por:

$$l_c = \frac{2 \sigma_f n \pi r^2}{\Gamma p} \quad [2.3]$$

donde  $\sigma_f$  es la tensión en la fibra,  $n$  el número de filamentos del hilo,  $r$  el radio de dichos filamentos,  $p$  el perímetro del hilo en contacto con la matriz y  $\Gamma$  la tensión de adherencia fibra-matriz.

Con estos factores de corrección, la relación tensión-deformación para el material compuesto en régimen elástico, viene dada por la ley de las mezclas:

$$\sigma = (E_f V_f \phi_0 \phi_1 + E_m V_m) \epsilon \quad [2.4]$$

donde se ha denominado  $E_f$  y  $E_m$  a los módulos de Young de fibra y matriz respectivamente y  $V_f$  y  $V_m$  a las fracciones volumétricas de fibra y matriz.

Para modelizar la progresión de microfisuras en el material, se supondrá que en la matriz existen microfisuras previas, producidas durante el proceso de fabricación y anteriores, por tanto, a la puesta en carga, que son responsables de la fragilidad a tracción de los cementos sin reforzar. En el cemento reforzado con fibras, al alcanzar la tensión en la matriz un nivel crítico, algunas de estas microfisuras se desgarran, aunque no conducen a la rotura completa del material, como sucede en el cemento sin refuerzo, ya que las fibras coartan la propagación inestable de la microfisura. Es ésta la principal ventaja de la adición de fibras de refuerzo al cemento.

Finalmente, el dato que probablemente tiene mayor interés práctico es el de la tensión necesaria para iniciar la propagación de macrofisuras, denominada BOP ("Bend Over Point"). Para modelizar la propagación de estas macrofisuras, se supondrá que las primeras fisuras en propagarse serán las de tamaño máximo, y que el efecto de las fibras será el de "coser" la fisura reduciendo el factor de intensidad de tensiones en el extremo de la misma. Teniendo en cuenta la distribución al azar de las fibras,

se modelizará la fisura "cosida" por las fibras tal como muestra la figura 1, suponiendo que las fibras están igualmente espaciadas a una distancia media  $s$ , dada por [4]:

$$s = \sqrt{\frac{\pi^2 n r^2}{2 V_f}} \quad [2.5]$$

donde los términos utilizados tienen los significados ya descritos. Asimismo, para evitar singularidades en el factor de intensidad de tensiones por fibras situadas en las proximidades del extremo de la fisura, se supondrá que la fibra más próxima a dicho extremo se encuentra a una distancia  $s/2$ , tal como también se muestra en la figura 1.

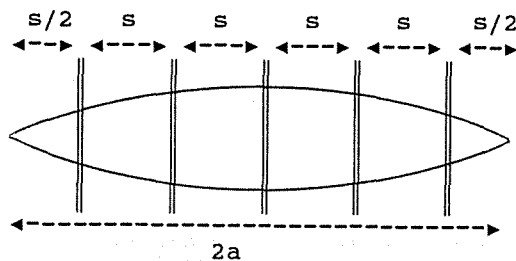


Figura 1. Esquema de distribución de las fibras a lo largo de la fisura que se utiliza en el cálculo.

A lo largo del desarrollo del modelo, se realizarán algunas hipótesis adicionales.

### 3. DESARROLLO DEL MODELO

#### 3.1 Inicio de la propagación de microfisuras

Para una microfisura en la matriz de tamaño  $2a$  menor que la separación media entre fibras  $s$ , el factor de intensidad de tensiones cuando actúa sobre la matriz una tensión  $\sigma_m$ , viene dado por [5]:

$$K_I = \sigma_m \sqrt{\pi a} f(2a/s) \quad [3.1]$$

donde el factor de corrección  $f$  es creciente con  $a$  y es del orden de 2,1 cuando  $2a$  tiende a  $s$ .

De acuerdo con las hipótesis de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, se supondrá que la propagación de la microfisura tiene lugar cuando  $K_I$  es igual a la tenacidad de fractura de la matriz  $K_{IC}$ . Dado que  $f$  es creciente con  $a$ , las primeras microfisuras que se propagarán serán aquellas para las que  $2a = s$ , si bien para estas microfisuras la propagación será muy pequeña al quedar rápidamente detenida por las fibras. Sucesivamente irán propagándose

microfisuras de tamaños menores, aumentando así la superficie fisurada en la matriz, con lo que el comportamiento mecánico del material compuesto deja de ser lineal, aún cuando las fisuras no sean todavía visibles.

Por consiguiente, la tensión en el material compuesto para la que se inicia la propagación de la microfisuración o LOP ("Limit of Proportionality") se obtiene simplemente a partir de la ecuación [3.1] para  $2a = s$  (en la cual  $f = 2,1$ ) hallándose la tensión en la matriz para inicio de la microfisuración:

$$\sigma_{mc} = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi s/2} \cdot 2,1} \quad [3.2]$$

a continuación se obtiene la deformación en el material compuesto, que, de acuerdo con la ley de las mezclas se supone homogénea:

$$\epsilon_1 = \frac{\sigma_{mc}}{E_m} = \frac{K_{IC}}{2,1 E_m \sqrt{\pi s/2}} \quad [3.3]$$

y, finalmente, la tensión LOP en el material compuesto se deduce aplicando la expresión [2.4] que de forma resumida puede escribirse:

$$LOP = E_c \epsilon_1 \quad [3.4]$$

donde el módulo de Young en el material compuesto  $E_c$  es:

$$E_c = E_f V_f \phi_0 \phi_1 + E_m V_m \quad [3.5]$$

Aunque  $\phi_1$  depende de la tensión en la fibra (ecuaciones [2.1] y [2.3]) durante la región de comportamiento elástico,  $l_c$  resulta en general mucho menor que  $l_f$  por lo que no se comete un error importante al suponer  $\phi_1$  constante, adoptando un valor medio de la tensión de la fibra en dicha región.

#### 3.2 Propagación de macrofisuras

El proceso descrito en el apartado anterior continúa hasta alcanzarse un nivel de tensiones en la matriz capaz de propagar macrofisuras a todo el ancho de la pieza.

Por lo general, la fragilidad propia de la matriz de cemento, implica la existencia de fisuras de un tamaño mayor que la separación media entre fibras  $s$  desde el momento de la fabricación del material. Fijándose en las fisuras de mayor tamaño  $2a_{max}$  bajo la acción de una tensión de tracción exterior, estas fisuras se propagarían si no existiesen fibras de refuerzo, cuando el factor de intensidad de tensiones alcanzase el

valor de la tenacidad de fractura de la matriz:

$$K_I = f_c \sqrt{\pi a_{max}} = K_{IC} \quad [3.6]$$

donde  $f_c$  es la tensión en la matriz de cemento que provoca la propagación de las fisuras. Puesto que en una matriz sin refuerzo, esta propagación es inestable,  $f_c$  coincide con la tensión de rotura a tracción de la matriz. La ecuación [3.6] puede, por tanto, emplearse para deducir el tamaño máximo de fisuras en la matriz:

$$a_{max} = \frac{K_{IC}^2}{\pi f_c^2} \quad [3.7]$$

Siempre que  $2a_{max}$  sea mayor que  $s$ , se podrá utilizar un esquema como el mostrado en la figura 1 para hallar el factor de intensidad de tensiones en la fisura, cuando existen fibras que la cosen.

La condición de propagación de la fisura se establece de nuevo utilizando el criterio de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal:

$$K_I \text{ (tensión exterior)} - K_I \text{ (fibras)} = K_{IC} \quad [3.8]$$

donde:

$$K_I \text{ (tensión exterior)} = \sigma_m \sqrt{\pi a_{max}} \quad [3.9]$$

y  $K_I$  (fibras) es el factor de intensidad de tensiones debido a las fibras que "cosen" la fisura. A partir de la expresión de Tada [6] para el  $K_I$  producido por una fuerza puntual y utilizando la distribución de fibras de la figura 1, se deduce finalmente [1]:

$$K_I \text{ (fibras)} = \frac{\sigma_m}{\sqrt{\pi a_{max}}} \sum_n \sqrt{\frac{2a_{max} - ns}{ns}} \quad [3.10]$$

donde  $n$  vale  $1/2, 3/2, \dots$  y  $ns$  es menor que  $2a_{max}$ . El coeficiente  $\tau$  de la expresión [3.10] viene dado por:

$$\tau = \frac{S_f}{s} \left[ \frac{E_f}{E_m} \phi_0 \phi_1 + \frac{V_m}{V_f} \right] \quad [3.11]$$

donde  $S_f$  es el área de la sección del hilo (igual a  $n \pi r^2$ ) y las demás letras tienen los significados usuales.

Introduciendo  $K_I$  (tensión exterior) y  $K_I$  (fibras) de las expresiones [3.9] y [3.10] en la ecuación [3.8], puede hallarse la tensión en la matriz para la que se inicia la propagación de microfisuras. A continuación, se halla la tensión soportada por las fibras que "cosen" la fisura  $\sigma_f'$ :

$$\sigma_f' = \sigma_m \left[ \frac{E_f}{E_m} + \frac{V_m}{V_f \phi_0 \phi_1} \right] \quad [3.12]$$

donde ahora ya hay que tener en cuenta el valor de  $\sigma_f'$  para adoptar el valor de  $\phi_1$  apropiado. Finalmente, la tensión en el material compuesto (BOP) para propagación de microfisuras, se obtiene a partir de  $\sigma_f'$ :

$$BOP = \sigma_f' V_f \phi_0 \phi_1 \quad [3.13]$$

ya que en la zona fisurada, la tensión exterior está soportada exclusivamente por las fibras.

#### 4. COMPROBACION EXPERIMENTAL

Aunque no son frecuentes los datos experimentales de ensayos de tracción directa de GRC, existen algunos trabajos publicados en la literatura, con investigaciones completas del comportamiento mecánico a tracción del GRC y de la variación con el tiempo de sus propiedades, que pueden servir como contraste del modelo desarrollado. Por su extensión y profundidad utilizaremos a este fin el trabajo de Oakley y Proctor [7] del BRE. Se comparan los resultados experimentales de LOP y BOP a tracción, tanto para GRC joven (28 días) como para GRC envejecido (1 año). Los datos utilizados en el cálculo se resúmen en la tabla 1:

Tabla 1. Propiedades de los materiales utilizados en el cálculo

Módulo de Elasticidad de la fibra	$E_f = 70 \cdot 10^3$ MPa.
Fracción volumétrica de fibra	$V_f = 4,5$ %
Longitud de las fibras	$l_f = 38$ mm.
Número de filamentos de los hilos	$n = 204$
Radio de los filamentos	$r = 6,25$ $\mu$ m.
Perímetro de los hilos	$p = 2,83$ mm.



Todos los datos anteriores coinciden con los del GRC utilizado por Oakley y Proctor en su investigación.

Además de los datos anteriores, se necesitan para los cálculos otros datos de la matriz, más difíciles de conocer, como son el módulo de elasticidad, la resistencia a tracción, la tenacidad de fractura y la tensión tangencial de adherencia fibra-matriz, datos éstos que son además dependientes de la edad.

Se adoptará el valor de  $20 \cdot 10^3$  MPa. para el módulo de elasticidad de la matriz a los 28 días y una energía de fractura de  $4 \text{ J/m}^2$  [5] para los cuales la tenacidad de fractura  $K_{IC}$  resulta  $0,413 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ . La tensión de rotura a tracción de la pasta de cemento no la indican Oakley y Proctor en su trabajo, por lo que se deduce a partir del módulo de elasticidad utilizando las expresiones del CEB, y resultando 2,8 MPa. A falta de datos sobre la evolución de estas propiedades con la edad, se supondrá un aumento del 10 % en el módulo de elasticidad, en la tenacidad de fractura y en la tensión de rotura de la matriz correspondiente al GRC envejecido 1 año.

En cuanto a la tensión de adherencia fibra-matriz existen grandes discrepancias entre los distintos autores. Para este cálculo se adoptará el valor de 1,1 MPa. para GRC joven [7] y se supondrá que aumenta hasta 10 MPa. para GRC envejecido [8].

Con los datos expuestos, el modelo predice unos valores del LOP y BOP que se reflejan en la tabla 2 junto a los valores experimentales de Oakley y Proctor.

Tabla 2. Comparación entre las predicciones teóricas del modelo y los resultados experimentales de Oakley y Proctor.

	Predicción teórica		Resultados experimentales
	Edad	Valor	
LOP (MPa.)	28 días	5,20	$5,0 \pm 0,5$ $6,0 \pm 0,5$
	1 año	5,69	
BOP (MPa.)	28 días	6,73	$6,8 \pm 1,7$ $6,0 \pm 1,7$
	1 año	7,40	

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo teórico basado en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, que permite analizar el proceso de fisuración de los cementos reforzados con fibra de vidrio.

Se han propuesto expresiones, basadas en el modelo, tanto de la tensión LOP de inicio de la microfisuración de la

Finalmente, para un mayor contraste del modelo, se han comparado las predicciones de la evolución del BOP con la edad, con los resultados experimentales del Building Research Establishment [9]. Para el cálculo se ha supuesto la variación con la edad del módulo de elasticidad de la matriz y de la tensión de rotura de la misma que propone el Model Code y se ha hecho la hipótesis de que la tenacidad de fractura evoluciona con la edad de forma semejante a la tensión de rotura. La figura 2 muestra los resultados obtenidos, comprobándose el buen acuerdo entre las predicciones teóricas y los datos experimentales hasta los 2 años de envejecimiento analizados.

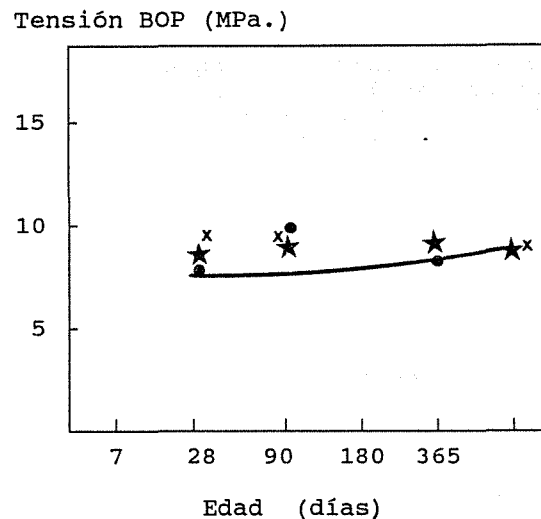


Figura 2. Comparación de las predicciones del modelo teórico con resultados experimentales de la variación de BOP.

matriz, como de la tensión BOP de progresión de macrofisuras.

Las expresiones encontradas se han contrastado comparando las predicciones teóricas con resultados experimentales de ensayos de tracción directa de GRC de la literatura, comprobándose el buen acuerdo existente en las tensiones de fisuración, tanto para el material joven como para el material envejecido.

## 6. AGRADECIMIENTOS

M.L. Sánchez Paradela desea expresar su agradecimiento por la ayuda financiera prestada a esta investigación a través del proyecto de investigación de CICYT, número PB87-0805 "Aplicaciones Arquitectónicas de los Materiales Compuestos y Aditivados" dirigido por D. Luis de Villanueva Domínguez catedrático y director del departamento de Construcción y Tecnologías Arquitectónicas de la E.T.S. de Arquitectura de Madrid.

## 7. REFERENCIAS

- [1] **Sánchez Paradela, M.L.** (1990). "Modelización hasta rotura de los cementos reforzados con fibras de vidrio". Tesis Doctoral. E.T.S. de Arquitectura. Madrid.
- [2] **Sánchez Paradela, M.L. y Sánchez Gálvez, V.** (1989). Hormigón y Acero, No. 173, pp. 113-176.
- [3] **Bentur, A. y Mindess, S.** (1990). "Fibre Reinforced Cementitious Composites", Elsevier Applied Science.
- [4] **Krenchel, H.** (1975), Proc. RILEM Symposium. Fibre Reinforced Cement and Concrete. Londres. The Construction Press, pp. 81-93.
- [5] **Nair, N.G.** (1975). Proc. RILEM Symposium. Fibre Reinforced Cement and Concrete. Londres. The Construction Press, pp. 81-93.
- [6] **Tada, H.** (1985). "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Paris Production Incorporated. Saint Louis, Missouri.
- [7] **Oakley, D.R. y Proctor, B.A.** (1975). Proc. RILEM Symposium. Fibre Reinforced Cement and Concrete. Londres. The Construction Press, pp. 347-359.
- [8] **deVekey, R.C. y Majumdar, A.J.** (1970). J. Mater. Sci. No. 15, pp. 183-185.
- [9] **Building Research Establishment** (1976). "A Study of the Properties of Cem-FIL/OPC Composites". CP 38/76, pp. 42-56.

EVALUACION DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA Y DEL MODULO ELASTICO DE HUESO CORTICAL MEDIANTE TECNICAS DE INDENTACION.

M. Ontañón<sup>1</sup>, F.J. Gil<sup>1</sup>, A. Casinos<sup>2</sup>, F. Guiu<sup>3</sup> y J.A. Planell<sup>1</sup>.

1. Depto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña, E.T.S.I.I.B., Avda. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

2. Depto. Biología Animal (Vertebrados), Facultad de Biología, Universidad de Barcelona, Avda. Diagonal 645. 08028-Barcelona.

3. Dept. of Materials, Queen Mary and Westfield College, Mile End Road, London E1 4NS, Reino Unido.

Resumen.- La determinación de las propiedades mecánicas del hueso cortical exige la elaboración de probetas adecuadas a los distintos ensayos a realizar. En el caso de huesos pequeños o de forma complicada se hace prácticamente imposible la extracción de probetas de tracción, C.T. o S.E.N.B. Es por ello que la puesta a punto de técnicas de ensayo alternativas son de gran interés para el estudio biomecánico de los tejidos duros. El presente trabajo demuestra que las técnicas de microindentación Vickers y Knoop permiten determinar el módulo de Young del hueso cortical, siendo así mismo posible poner de manifiesto su anisotropía. Los resultados obtenidos son comparables a los existentes en la literatura para huesos cuyo módulo de Young se ha determinado por métodos convencionales. Se demuestra así mismo que para huesos de elevados contenido mineral y módulo elástico, la técnica de indentación permite obtener valores de tenacidad a la fractura,  $K_{IC}$ , comparables a los existentes en la literatura.

Abstract.- The measurement of the mechanical properties of cortical bone requires the preparation samples suitable to the tests which should be carried out. It is practically impossible to machine tensile, C.T. or S.E.N.B. specimens from small bones or bones with special geometry. The development of alternative testing methods is thus of great interest for the biomechanical study of hard tissues. The present work shows that the Young's modulus of cortical bone can be evaluated by means of Vickers and Knoop microindentation techniques. Moreover, it is possible to show its anisotropy. The results obtained are in good agreement with those existing in the literature for bones where the Young's moduli have been determined using conventional methods. It is shown as well that for bones with high mineral content and high elastic modulus, the indentation technique gives fracture toughness values,  $K_{IC}$ , which agree with those existing in the literature.

## 1. INTRODUCCION.

La caracterización mecánica de los tejidos biológicos entraña serias dificultades tanto por su complejidad microestructural, como por su geometría que muchas veces impide la obtención de probetas estandarizables. Los tejidos duros y en especial el hueso cortical ofrece mayor facilidad dado que en ciertas especies de vertebrados, existen huesos de tamaño adecuado para la extracción de probetas. Así, las propiedades mecánicas del hueso cortical han sido estudiadas mediante diferentes técnicas en huesos largos humanos, bovinos, de caballo, de perro, de canguro, así como de otros que ofrecen algún interés especial, tales como la bula timpánica de ballena o el asta de ciervo (1-3). El módulo de Young se ha medido mediante ensayos simples de tracción, compresión y de flexión, así como mediante la propagación de ultrasonidos (2-5). Por su parte se ha medido la resistencia a tracción, a compresión, a flexión, la tenacidad a la fractura y la propagación de grietas por fati

ga (2, 3, 6, 7). En muchos casos las técnicas utilizadas encuentran serias dificultades a la hora de tener en cuenta la anisotropía del hueso, así como la variación local de propiedades. En este sentido, se hace difícil diferenciar diáfisis de epífisis, o de periosteo de endosteo. Por otra parte, las técnicas convencionales impiden la caracterización mecánica de huesos de pequeño tamaño o/y de geometría complicada.

Recientemente, se han publicado algunos trabajos en los cuales se pretende a través de correlaciones entre contenido mineral y módulo elástico y entre contenido mineral y microdureza Vickers, llegar a establecer una correlación entre microdureza Vickers y módulo de Young para el hueso cortical (8,9). Sin embargo, estas correlaciones no tienen en cuenta factores tan importantes como porosidad y orientación de las fibras de colágeno. Además, los estudios se limitan a cortes transversales de huesos largos.

En el caso de materiales cerámicos existe una técnica de indentación que permite evaluar el parámetro E/H, donde E es el módulo de Young y H es la dureza, mediante dos indentaciones, una Vickers y otra Knoop (10). La idea está en medir la recuperación elástica que se produce en una indentación Knoop, que estará relacionada con el módulo elástico del material, al retirar una tensión aplicada que está relacionada con la dureza del mismo, y que se mide mediante una indentación Vickers. La relajación elástica se mide mediante el acortamiento que se produce en la diagonal corta de la indentación Knoop.

Mediante una indentación Vickers es posible, en los materiales cerámicos, evaluar su tenacidad a la fractura (11-13). Se demuestra que si la longitud de las grietas radiales después de una indentación Vickers es superior a la longitud de su diagonal, es posible determinar el  $K_{IC}$  del material.

En el presente trabajo se han aplicado dichas técnicas de indentación para la determinación del módulo elástico y la tenacidad a la fractura de huesos para los cuales existe información en la literatura obtenida mediante técnicas convencionales. Se pretende pues validar dichas técnicas al caso del hueso cortical en orden a poder aplicarlas en un futuro a huesos de geometría complicada y/o de pequeño tamaño, así como a estudios locales de dichas propiedades mecánicas.

2. MATERIALES Y METODOS.

El método propuesto por Marshall, Noma y Evans (10), relativo a la determinación de la relación E/H demuestra que es posible obtener una expresión de la forma:

$$b'/a' \approx b/a - \alpha H/E \quad /1/$$

donde b/a es la razón de diagonales en el indentador Knoop (valor siempre muy próximo a 1/7), b'/a' es la razón de diagonales de la huella Knoop después de la recuperación elástica al retirar la carga, y  $\alpha$  es una constante que se determina experimentalmente. Para determinar  $\alpha$  se han utilizado diferentes materiales, llamados de calibración, cuyo módulo elástico E es conocido mediante otras técnicas experimentales. b'/a' se miden en el ocular del microdurómetro después de realizar una indentación Knoop, y H se mide mediante una indentación Vickers. De acuerdo con los autores de dicho método (10), H se calcula como la relación entre la carga aplicada y la superficie proyectada de la huella. Debe señalarse que la técnica es válida siempre que H/E sea inferior a 0.1. Se han probado cargas de 500 g y de 1000 g para ambas indentaciones, no observándose diferencias en el comportamiento final.

Los materiales de calibración empleados han sido vidrio de silicato de soda, alúmina de 92% de densidad, alúmina-15%zircona, calcita, nitruro de silicio, acero de herramientas recocido, acero de herramientas templado y fundición nodular austemplada. La Tabla I da los valores de módulo elástico adoptados y las mediciones de b'/a' y H. La Figura 1 muestra la recta obtenida al re-

TABLA I. Valores de módulo elástico adoptados y mediciones de b'/a' y H para los materiales no biológicos de calibración.

MATERIAL	b'/a'	HV(GPa)	E(GPa)
Vidrio	0.107(0.003)	5.91(0.08)	70
Nitruro de silicio	0.108(0.006)	17.47(0.41)	310
Mullita zircona	0.111(0.005)	15.66(0.69)	370
Alumina(92%)	0.121(0.011)	11.59(0.76)	353
Alumina	0.130(0.007)	11.38(0.60)	353
Calcita	0.135(0.006)	1.49(0.08)	81
Fundición nodular ADI	0.133(0.004)	3.74(0.15)	180
Acero de herramienta r.	0.142(0.006)	2.31(0.11)	205
Acero de herramienta t.	0.136(0.004)	6.80(0.14)	195

presentar b'/a' contra el parámetro H/E. Se observa que la intersección en el origen es prácticamente 0.144, que corresponde a 1/7, mientras que la pendiente, o parámetro  $\alpha$  es 0.52. Los resultados de calibración son muy parecidos a los obtenidos por Marshall, Noma y Evans (10).

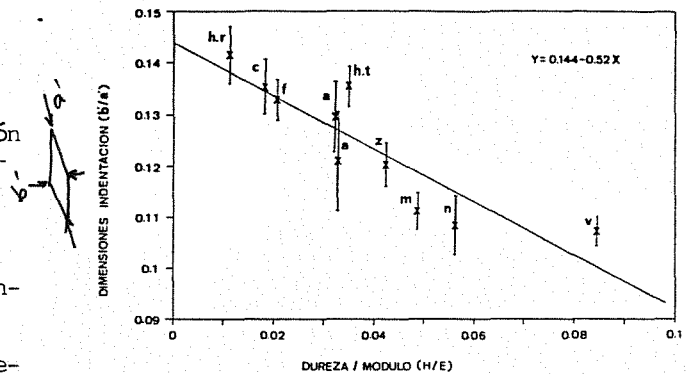


Fig.1. Recta de calibración b'/a' contra H/E para los materiales no biológicos. h.r: acero de herramientas recocido; c: calcita; f: fundición nodular austemplada; a: alúmina; h.t: acero de herramientas templado; z: alúmina-zircona; m: mullita-zircona; n: nitruro de silicio; v: vidrio.

La tenacidad a la fractura de materiales frágiles, como los cerámicos, se puede determinar mediante ensayos de indentación, siempre que el volumen de la cavidad sea acomodado por un flujo radial neto de material, produciendo una zona semiesférica plástica rodeada por una matriz elástica. Además, las grietas radiales orientadas perpendicularmente a la superficie de la pro beta, deben de ser de igual o mayor longitud que las diagonales de la huella Vickers (11,12).

Se ha tomado el modelo de Anstis, Chantikul, Lawn y Marshall (13) que relaciona la  $K_{IC}$  con el tamaño de la grieta, según la expresión:

$$K_{IC} = \Omega_R (E/H)^{1/2} (P/c^{3/2}) \quad /2/$$

donde  $\Omega_R$  es una constante independiente del material de valor 0.016, P es la carga aplicada por el indentador, y c es la longitud de la grieta que se determina en el ocular de medida de un microscopio.

Los huesos empleados en el estudio del módulo elástico han sido fémur y tibia caninos, asta de ciervo, bula timpánica de ballena, fémur bovino y cúbito de caballo, por existir en la literatura información relativa a sus módulos elásticos obtenidos por métodos convencionales. Las muestras habían sido conservadas congeladas a  $-20^\circ\text{C}$  hasta que fueron cortadas para la preparación de probetas. Se han hecho cortes en dirección transversal, es decir perpendicular a la dirección larga de los huesos, y en planos longitudinal radial y longitudinal circunferencial en orden a poder analizar la anisotropía del hueso. Las muestras cortadas se incluyeron en resina de poliéster, y se pulieron primero con tres discos abrasivos de tamaño de grano de creciente y luego con alúmina de 0.05  $\mu\text{m}$ . En estas condiciones se puede estudiar la microestructura y realizar las microindentaciones. En muestras de bula timpánica de ballena y fémur y tibia bovinos cortadas y pulidas de forma análoga se realizaron indentaciones Vickers para la evaluación de  $K_{IC}$ . Las cargas empleadas en microindentaciones, tanto Vickers como Knoop, han sido de 25 g durante 15 s. Las cargas usadas en indentaciones Vickers para la determinación de  $K_{IC}$  han sido de 10 Kg durante 15 s para la bula timpánica de ballena y de 62.5 Kg durante un tiempo igual para el hueso bovino.

Las microindentaciones, las indentaciones y las grietas radiales se han observado al microscopio.

En orden a tener una idea de la influencia del grado de mineralización en el comportamiento mecánico, se han calcinado muestras extraídas de los mismos huesos. Las muestras previamente desengrasadas en cloroformo-etanol se deshidrataron en una estufa de  $70^\circ\text{C}$ . La obtención de cenizas se realizó por calcinación de las muestras en un horno de mufla a  $500^\circ\text{C}$  hasta peso constante. La relación entre el peso calcinado y peso seco proporciona el valor de contenido mineral o grado de mineralización del hueso.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSION.

La recta de calibración se ha descrito en el apartado anterior (Fig.1 y Tabla I). Los errores experimentales son siempre sensiblemente inferiores al 10%, que corresponden a los errores característicos que se cometen al realizar mediciones de indentación o dureza. Con los valores obtenidos en la recta de calibración: intersección en ordenadas,  $b/a = 0.144$  y  $\alpha = 0.52$ , se realizan los cálculos correspondientes a la evaluación del módulo elástico del hueso cortical.

En la microindentación de los distintos huesos se utilizaron cargas pequeñas en orden a que el tamaño de la huella fuera siempre menor que las láminas de la microestructura. La Fig. 2 muestra

un corte transversal de fémur bovino, con microestructura típicamente laminar. Utilizando huellas de pequeño tamaño se evita indentar sobre los vasos sanguíneos o sobre las lacunae.

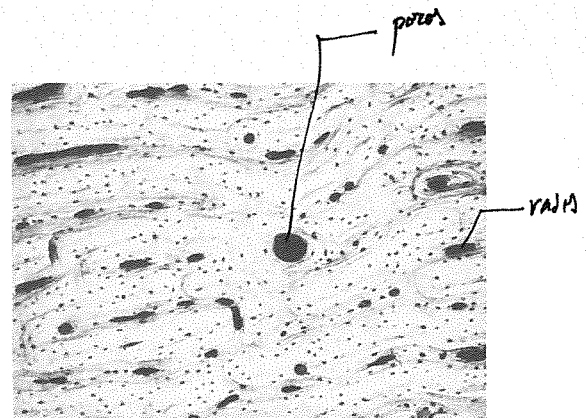


Fig.2. Sección transversal de fémur bovino. (x240). *laminar*

Las Figs. 3 y 4 muestran dos microindentaciones Vickers sobre un corte transversal de bula timpánica de ballena y sobre un plano transversal de fémur de perro, mientras que la Fig. 5 muestra una microindentación Knoop sobre un plano longitudinal radial de fémur bovino. En estas condiciones, puede afirmarse que todas las mediciones se hicieron sobre un hueso compacto, evitando indentar sobre poros. Cabe señalar así mismo que en todos los cortes longitudinales, tanto radial como circunferencial, se realizaron microindentaciones Knoop en sentido paralelo a la fibra y en sentido perpendicular a la fibra. Así, la Fig.5 corresponde a una huella paralela a la fibra en un corte longitudinal radial.

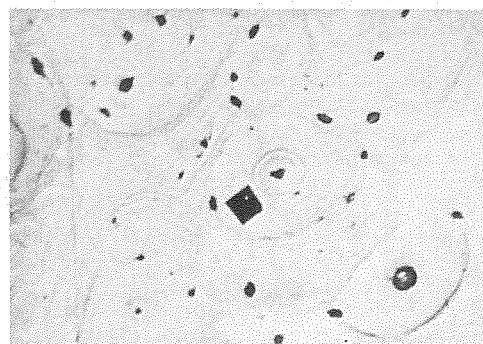


Fig.3. Indentación Vickers transversal de fémur canino (x960).

La Tabla II muestra un resumen de módulos elásticos recogidos de la literatura (2-5).  $E_1$  corresponde al módulo en dirección circunferencial,  $E_2$  corresponde al módulo en dirección radial y  $E_3$  corresponde al módulo en dirección longitudinal, que corresponde al módulo denominado transversal a lo largo de este trabajo. Puede observarse que no existe información completa relati-

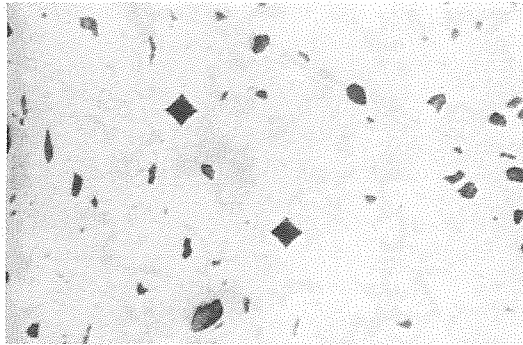


Fig.4. Indentaciones Vickers en una sección transversal de bula de ballena (x960).

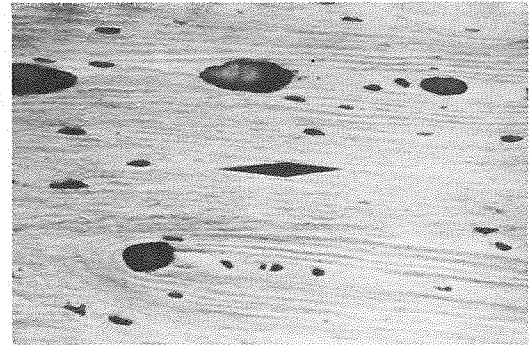


Fig.5. Indentación Knoop en sección longitudinal radial de fémur bovino.(x480).

va a los tres módulos elásticos para los distintos huesos. Cabe así mismo señalar que según autores, se considera el hueso como ortotrópico o transversalmente isotrópico ( $E_1 = E_2$ ).

Tabla II. Módulos elásticos referenciados en la bibliografía.

	$E_1$ (GPa)	$E_2$ (GPa)	$E_3$ (GPa)	Ref.
Fémur canino	12.0-12.8	13.4-15.6	20	[3,4]
Fémur bovino	5.9-11.5	6.4-14.6	13.5-31.3	[1,4,5,9]
Bula ballena	-	-	31.3-34.1	[1,2,9]
Fémur caballo	-	-	25.7	[9]
Asta ciervo	-	-	7.4-7.3	[1,2,9]

La Tabla III muestra los valores de  $b'/a'$  y H medidos en los distintos huesos y en las diferentes orientaciones estudiadas, así como los valores de E calculados a partir de las anteriores mediciones. Las iniciales l.c.s.f., l.c.p.f., l.r.s.f. y l.r.p.f. corresponden respectivamente a longitudinal circunferencial sentido fibra, longitudinal circunferencial perpendicular fibra, longitudinal radial sentido fibra y longitudinal radial perpendicular fibra. El cálculo del módulo se lleva a cabo a partir de la expresión  $1/\nu$ . Es posible observar que los resultados obtenidos indican que el hueso cortical es un material ortotrópico, aunque no existen diferencias importantes entre los módulos obtenidos en probetas radiales y circunferenciales. Debe destacarse que los valores obtenidos en todos los casos son muy parecidos a los que existen en la literatura, y que se han presentado en la Tabla II. En todo caso los valores obtenidos son ligeramente superiores a los de referencia. Ello se discutirá en términos del efecto de la porosidad, que juega un papel importante al realizar mediciones convencionales.

Tabla III. Valores de  $b'/a'$  y H medidos y valores de E calculados en los distintos huesos y orientaciones estudiados.

HUESO	ORIENTACION	$b'/a'$	HV(GPa)	E(GPa)
Tibia canina	transv.	0.131(0.005)	0.53(0.02)	20.9(0.3)
	l.c.s.f.	0.118(0.008)	0.51(0.03)	10.1(0.5)
	l.c.p.f.	0.106(0.007)	0.55(0.03)	7.6(0.6)
	l.r.s.f.	0.131(0.005)	0.53(0.02)	20.9(0.3)
	l.r.p.f.	0.126(0.006)	0.51(0.04)	15.0(0.5)
Fémur canino	transv.	0.128(0.003)	0.61(0.04)	20.2(0.4)
	l.c.s.f.	0.127(0.004)	0.49(0.02)	15.4(0.3)
	l.c.p.f.	0.116(0.006)	0.48(0.03)	8.9(0.5)
	l.r.s.f.	0.118(0.007)	0.50(0.02)	10.2(0.4)
	l.r.p.f.	0.118(0.006)	0.52(0.02)	10.3(0.4)
Fémur bovino	transv.	0.135(0.005)	0.65(0.05)	38.3(0.5)
	l.c.s.f.	0.127(0.006)	0.57(0.03)	13.7(0.5)
	l.c.p.f.	0.115(0.008)	0.59(0.03)	10.5(0.6)
	l.r.s.f.	0.131(0.003)	0.62(0.05)	24.0(0.5)
	l.r.p.f.	0.111(0.007)	0.64(0.04)	9.9(0.7)
Bula ballena	transv.	0.115(0.007)	1.91(0.18)	34.9(2.6)
	l.circ.	0.127(0.005)	1.98(0.14)	62.2(1.7)
	l.rad.	0.128(0.008)	1.94(0.17)	63.1(2.3)
Ulna caballo	transv.	0.131(0.004)	0.41(0.03)	16.0(0.3)
	l.c.s.f.	0.118(0.004)	0.35(0.01)	7.0(0.2)
	l.c.p.f.	0.108(0.005)	0.34(0.02)	4.9(0.3)
	l.r.s.f.	0.120(0.005)	0.42(0.03)	9.1(0.4)
	l.r.p.f.	0.108(0.012)	0.38(0.02)	5.6(0.6)
Asta ciervo	transv.	0.117(0.004)	0.45(0.02)	8.5(0.3)
	l.c.s.f.	0.105(0.010)	0.33(0.03)	4.4(0.6)
	l.c.p.f.	0.103(0.012)	0.34(0.02)	4.3(0.6)

La Tabla IV presenta los contenidos minerales de los distintos huesos estudiados. Debe destacarse que la bula timpánica de ballena es un hueso altamente mineralizado, mientras que el asta de ciervo es un hueso de bajo contenido mineral. Ello induce a pensar que, observando la Tabla III, existe una correlación entre módulo elástico y contenido mineral.

En la mayoría de estudios existentes se asimila hueso cortical a hueso compacto. Sin embargo, el hueso cortical contiene vasos sanguíneos y lacunae que juega un papel de poros en la microestructura del hueso. Esta porosidad ha sido evaluada por algunos autores (14,15) y está entre el 8 y el 9%. Por su parte, parece claro que existe una correlación entre contenido mineral y módulo elástico. Ello lleva a Currey (15) a formular un modelo para el módulo elástico que tenga en cuenta estos dos parámetros:

$$\log E = - 6.30 + 3.17 \log Ca + 3.52 \log V_f \quad (3)$$

donde Ca es el contenido en calcio del hueso y  $V_f$  es la fracción de volumen de hueso compacto, en ausencia de poros. A partir de los huesos empleados en el estudio de Currey, fémur bovino, bula timpánica de ballena y asta de ciervo, es posible calcular cómo aumenta el módulo elástico del hueso compacto a partir de los valores de hueso cortical. Utilizando este mismo modelo en el presente caso, es posible a partir de los valores obtenidos para hueso compacto, evaluar el módulo en presencia de porosidad, para un contenido mineral análogo al considerado por Currey. Así resulta que los módulos transversales de los tres huesos considerados pasarían a ser 32.7, 30.6 y 5.1 GPa respectivamente, que son muy similares a los mostrados en la Tabla II.

**TABLA IV.** Contenidos minerales de los diferentes huesos estudiados.

HUESO	%CENIZAS
Tibia canina	70.1
Fémur canino	70.9
Fémur bovino	71.8
Bula ballena	86.9
Ulna caballo	71.7
Asta ciervo	64.7

Estos resultados permiten demostrar que la técnica de microindentación reproduce con gran fidelidad los resultados que se pueden obtener mediante otras técnicas convencionales. Por lo tanto será posible ahora evaluar el módulo elástico en huesos pequeños o de geometría complicada, con buena confianza en los resultados que se obtengan.

Queda sin embargo un punto importante a discutir. Tanto en mediciones convencionales como en la que aquí se propone, se observa que el contenido mineral y la porosidad no pueden ser los únicos parámetros de los que depende el módulo elástico. La anisotropía demostrada debe explicarse a través de la orientación y microestructura de las fibras de colágeno constituyentes del hueso.

La Tabla V muestra los valores de tenacidad a la fractura obtenidos por indentación en bula timpánica de ballena y fémur y tibia bovinos, comparados a valores existentes en la literatura para estos mismos huesos (16,17). La similitud entre unos y otros da idea que la técnica de indentación es válida para la determinación de  $K_{IC}$ . La Fig. 6 muestra una grieta radial emergente de una indentación en el caso de bula timpánica en un corte transversal. Debe desta-

carse que las grietas radiales que se producen al realizar la indentación Vickers son sensibles a la microestructura, y sobretodo en hueso bovino, las grietas tienden a propagarse entre láminas.

**Tabla V.** Tenacidad a la fractura obtenida por indentación en bula de ballena y fémur y tibia bovinos comparados con valores referenciados en la literatura.

HUESO	$K_{IC}$ MPa m <sup>1/2</sup>	Ref.
Bula ballena	0.69(0.2) - 0.73(0.2)	-
Tibia bovina	2.30(0.3)	2.2 - 6.3 [16,17]
Fémur bovino	2.22(0.7) - 3.16(0.6)	2.4 - 8 [16,17]

En este caso, al aplicar cargas elevadas para producir grietas radiales, las huellas son de gran tamaño y por consiguiente la medición puede considerarse como macroestructural. De ahí la excelente concordancia con los valores de la literatura.

Finalmente debe señalarse que debido a la sensibilidad a la microestructura, las grietas producidas por indentación se propagan de forma análoga a como lo harían en un ensayo con probeta C.T., es decir entre láminas o bordeando osteonas. No parece que este método de ensayo permita obtener valores de tenacidad en función de la orientación de la microestructura.

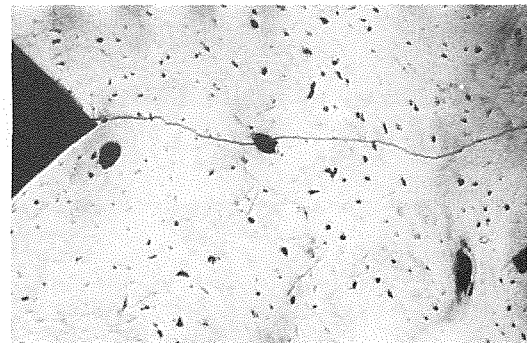


Fig.6. Grieta radial emergente de indentación Vickers en un plano transversal de bula timpánica. (X 240).

#### 4. AGRADECIMIENTOS.

Los autores del presente trabajo agradecen la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto de investigación MAT89-0277.

5.REFERENCIAS.

- (1) Currey, J.D. (1978) "Mechanical properties of bone tissues with greatly differing functions". J.Biomechanics, 12, 313-319.
- (2) Currey, J.D. (1984) "Comparative mechanical properties and histology of bone" Amer.Zool. 24, 5-12.
- (3) Cowin, S.C., Van Buskirk, W.C. y Ashman, R.B. (1987) "Properties of bone" en Handbook of Bioengineering. Eds.R. Skalak y S. Chien. McGraw-Hill. Nueva York.
- (4) Ashman, R.B., Cowin, S.C., Van Buskirk y Rice, J.C. "A continuous wave technique for the measurements of the elastic properties of cortical bone" J.Biomechanics 17, nº5, 349-361 (1984).
- (5) Lawrence Katz, J. y Meunier, A. (1987) "The elastic anisotropy of bone" J. Biomechanics, 20, nº11/12, 1063-1070.
- (6) Bonfield, W., Grynblas, M.D. y Young, R.J. (1978) "Crack velocity and the fracture of bone" J.Biomechanics 11, 473-479.
- (7) Carter, D.R. y Caler, W.E. (1983) "Cycle-dependent and time-dependent bone fracture with repeated loading" J.Biomech. Eng. 105, 166-170.
- (8) Evans, G.P., Behiri, J.C., Currey, J.C. y Bonfield, W. "Microhardness and Young's modulus in cortical bone exhibiting a wide range of mineral volume fractions, and in a bone analogue" J.Mat.Sci: Mat.Med. 1, 38-43 (1990).
- (9) Currey, J.D. y Brear, K. (1990) "Hardness, Young's modulus and yield stress in mammalian mineralized tissues" J.Mat. Sci: Mat.Med. 1, 14-20.
- (10) Marshall, D.B., Noma, T. y Evans, A.G. (1982) "A simple method for determining elastic-modulus-to-hardness ratios using Knoop indentation measurements" Communications of the Amer.Cer.Soc. C-175 C-176.
- (11) Reece, M. y Guiv, F. (1990) "Repeated indentation method for studying cyclic fatigue in ceramics" J.Am.Ceram.Soc. 73(4) 1004-1013.
- (12) Cook, R.F. y Pharr, G.M. (1990) "Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics" J.Am.Ceram.Soc. 73(4), 787-817.
- (13) Anstis, G.R., Chantikul, P., Lawn, B.R. y Marshall, D.B. (1981) J.Am.Ceram.Soc.64(9) 533-538.
- (14) Martin, R.B. y Ishida, J. (1989) "The relative effects of collagen fibers orientation, porosity, density and mineralization on bone strength" J. Biomechanics 22 nº5, 419-426.
- (15) Currey, J.D. (1988) " The effect of porosity and mineral content on the young's modulus of elasticity of compact bone" J.Biomechanics 21 nº2, 131-139.
- (16) Behiri, J.C. y Bonfield, W. (1984) "Fracture mechanics of bone-effects of density, specimen thickness and crack velocity on longitudinal fracture" J. Biomechanics 17, nº1, 25-34.
- (17) Moyle, D.D. y Gavens, A.J. (1986) "Fracture properties of bovine tibial bone" J.Biomechanics 19, nº11, 919-927.

} hueso cortical: con venas, nervios, ...  
 hueso compacto: sin defectos.



## PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN CEMENTOS OSEOS ACRILICOS

M.M. Vila y J.A. Planell

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.  
Universidad Politécnica de Cataluña. E.T.S.I.I.B. Diagonal, 647,  
-08028- BARCELONA

Resumen.- El aflojamiento y la necesidad de recambio de las prótesis ortopédicas cementadas se explica por el agrietamiento y fractura final de los cementos óseos utilizados. El estudio de la propagación de grietas por fatiga en dichos materiales se hace pues necesario. El presente trabajo comprueba que la propagación de grietas por fatiga tracción-tracción en los cementos óseos acrílicos sigue la ley de Paris. Además se comprueba que la velocidad de propagación es muy sensible a la microestructura y a la amplitud de tensión aplicada. La presencia de poros de tamaño inferior al defecto intrínseco crítico del material da lugar a una menor velocidad de propagación.

Abstract.- Cracking and final failure of bone cements explain the loosening and eventual revision of cemented orthopaedic prostheses. It becomes thus necessary to study the fatigue crack propagation in such materials. The present work shows that the fatigue crack propagation in acrylic bone cements tested in tension-tension follows the Paris law. It has been also shown that the crack propagation rate is very sensible to the microstructure and to the applied stress amplitude. The crack propagation rate is reduced when pores with size smaller than the critical intrinsic defect of the material exist in the microstructure.

## 1. INTRODUCCION

El aflojamiento de las prótesis ortopédicas cementadas está bien documentado en la literatura (1,2), y en general se explica dicho aflojamiento en términos de las pobres propiedades mecánicas de los cementos óseos acrílicos utilizados convencionalmente (3,4). Parece demostrado que el aflojamiento se produce por nucleación de grietas, básicamente en la intercara hueso-cemento, que se propagan hacia la intercara prótesis-cemento (3,4).

En general, el comportamiento mecánico de los cementos óseos viene fuertemente influenciado por su microestructura que consiste en partículas de polimetilmetacrilato (PMMA) inmersas en una matriz de monómero metilmetacrilato polimerizado. El material se obtiene al mezclar el polvo PMMA con el monómero líquido, que tras el amasado y su introducción en el canal femoral del hueso, polimeriza. Todo ello da lugar a una microestructura variable, fuertemente dependiente de las condiciones de preparación del mate-

rial, lo que a su vez produce un amplio abanico de propiedades mecánicas (4). Las diferencias en propiedades mecánicas entre los cementos óseos acrílicos y el PMMA industrial deben interpretarse en este sentido: a causa de los poros por aire ocluido y los microporos producto de la elevada exotermia de polimerización.

Ciertos autores, al estudiar el cemento extraído en operaciones de revisión, observan que éste aparece seriamente fragmentado, y establecen que el modo de fractura corresponde a la propagación de grietas por fatiga nucleadas en las intercaras del cemento (3). Por su parte, aunque es posible en contrar información relativamente abundante referente al comportamiento a fatiga controlada por la nucleación para los cementos óseos, no ocurre lo mismo en cuanto a estudios relativos a propagación de grietas por fatiga. Existe coincidencia entre diferentes autores en encontrar una resistencia a fatiga a 10<sup>6</sup> ciclos entre 10 y 20 MPa, a partir de las correspondientes curvas S-N determinadas a frecuencias entre 1 y 30 Hz (5-8). Los estudios existentes en los

que se contempla el efecto de la porosidad, medio ambiente y frecuencia en la probabilidad de fractura mediante un análisis estadístico de Weibull (8-10), parecen demostrar que la porosidad es la característica microestructural más importante, dado que para una misma probabilidad de fractura, la presencia de poros reduce el número de ciclos a fractura por lo menos en un factor 2 (revisión 8). En cuanto a propagación de grietas por fatiga en cementos óseos acrílicos (11) y cementos dentales acrílicos (12), parece comprobado que estos materiales siguen la ley de Paris.

El presente estudio pretende analizar la propagación de grietas por fatiga en cementos óseos acrílicos ensayados en seco a temperatura ambiente, correlacionando dicho comportamiento con la porosidad del material. En un anterior estudio, se comparó el comportamiento mecánico y la tenacidad a fractura en cementos óseos acrílicos preparados al aire y al vacío (13). Se demuestra que la porosidad no sólo no reduce la tenacidad a fractura, sino que la aumenta ligeramente. En este trabajo se investiga el efecto de la porosidad en la propagación de grietas por fatiga.

2. MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

El cemento óseo acrílico Rostal objeto de estudio ha sido gentilmente donado por Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. en forma de dosis de 40 g de PMMA en polvo y 20 ml de MMA líquido. Se han mezclado ambos componentes de manera convencional y al vacío hasta obtener en cada caso una masa pastosa con la cual se moldearon probetas C.T. de dimensiones: espesor B = 6mm, anchura W = 23mm y longitud de la entalla a = 11.35mm, siguiendo la norma ASTM E-399, y descrita en otros trabajos (14). El fondo de la entalla se hizo agudo manualmente mediante una cuchilla de afeitar de corte agudo manualmente mediante una tal como recomienda en el caso del ensayo de polímeros el European Group of Fracture (15).

Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica de fatiga Schenck, a una frecuencia de 2 Hz aplicando cargas cíclicas a tracción-tracción con una carga máxima aplicada de 80 N, una carga media de 60 N y una amplitud de carga de 20 N, es decir R = 0,5. Se realizó también un ensayo a R = 0,33, con carga máxima aplicada de 90 N, carga media de 60 N y amplitud de carga de 30 N, siendo la frecuencia empleada la misma de 2 Hz.

La longitud de la grieta se determinó mediante un catetómetro móvil calibrado en función del número total de ciclos de carga aplicados. Ello permite luego relacionar da/dN con ΔK<sub>I</sub>.

La porosidad de las probetas ensayadas se midió de la misma manera que se describe en un trabajo anterior (13), mediante el método de conteo de puntos.

Las superficies de fractura se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

A partir de los datos obtenidos experimentalmente se evaluó la velocidad de crecimiento de la grieta da/dN para distintas longitudes de la misma. Se ha comprobado que los cementos óseos acrílicos obedecen la ley de Paris según la cual es el factor de intensidad de tensiones K<sub>I</sub> el que controla el proceso de crecimiento (17). Así K<sub>I</sub> se calcula de acuerdo con la norma ASTM E-399 para probetas C.T.

$$K_I = (P/BW^{1/2})f(a/W) \quad (1)$$

$$f(a/W) = ((2+a/W)/(1-a/W)^{3/2})(0,886+4,64a/W - 13,32(a/W)^2+14,72(a/W)^3-5,6(a/W)^4)$$

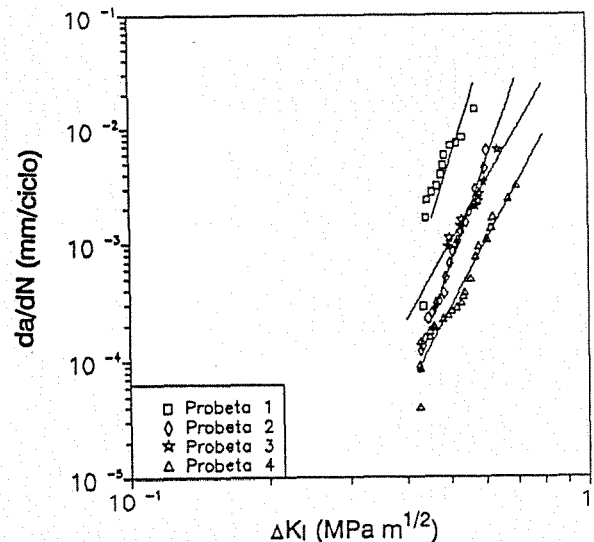


Fig.1. Representación de da/dN frente a ΔK, para R = 0,5.

siendo P la carga aplicada, B el espesor de la probeta, W su anchura, y a la longitud de la grieta medida desde el punto de aplicación de la carga.

En la Fig. 1 se observa que al representar los resultados obtenidos en los ensayos con R = 0,5, estos siguen la ley de Paris, da/dN = A(ΔK)<sup>n</sup>. Debe señalarse que las distintas rectas corresponden a materiales con porosidad creciente desde 0,7% para la probeta 1 hasta 4% para la probeta 4. El tamaño medio de los poros está alrededor de 50 μm. Sin embargo se ha llegado a encontrar un poro de 500 μm en la probeta 4. Puede apreciarse como la velocidad de propagación dis-

TABLA I. Valores de los coeficientes n y A de la relación de Paris para R = 0,5.

PROBETA	n	A (mm <sup>(1-n/2)</sup> /MPa <sup>n</sup> ciclo)
1	25,159959	12,267499
2	0,043882	7,273891
3	1,438990	11,086451
4	0,111318	6,772833

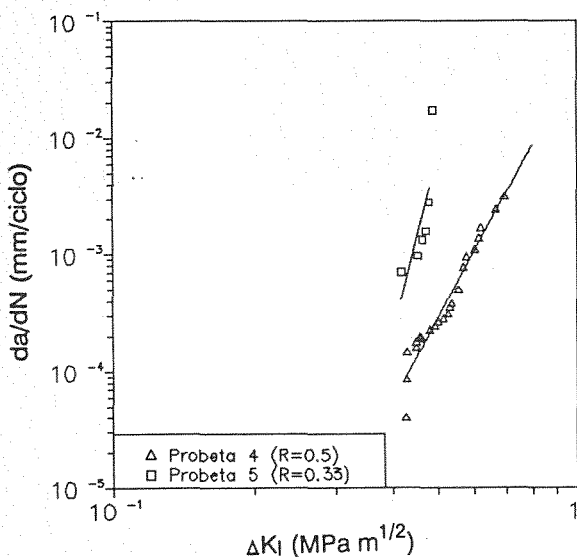


Fig. 2. Representación de da/dN frente ΔK, para R = 0,5 y R = 0,33.

minuye al aumentar la porosidad. Este efecto se pone también de manifiesto en la Tabla I donde se muestran los valores hallados para las constantes A y n al ajustar los datos medidos. Debe señalarse así mismo que el umbral de propagación tiene en todos los casos un valor  $\Delta K_{I} = 0,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

En la Fig.2. se representa la influencia de la amplitud de carga en probetas de igual porcentaje de porosidad. En la misma se representan los resultados obtenidos en ensayos a R = 0,5, probeta 4 y a R = 0,33, probeta 5. En ambos casos la porosidad estaba próxima al 4%. Se observa que la velocidad de propagación de la grieta está altamente influida por la amplitud de carga aplicada. Si se compara con la Fig.1. es posible notar que la velocidad de propagación en este caso, de la probeta 5 es superior a la que se obtiene en la probeta 1, donde la porosidad es muy baja (<0,7%).

La interpretación de estos resultados puede hacerse teniendo en cuenta el mecanismo de propagación de la grieta en este material y que consiste en el crazing. Este mecanismo de deforma-

ción es característico del PMMA cuando se solicita a tracción. Las crazes son microgrietas que pueden crecer desde la superficie ó defectos internos en planos perpendiculares a la máxima tensión aplicada principal de tracción. No son grietas en sentido estricto ya que están las paredes unidas por fibrillas de polímero entre las que existen microvacíos (para una revisión ver 16). En un material con una grieta aguda la densidad de crazes es máxima en el área de máxima concentración de tensiones, es decir, en la punta de la grieta, de tal modo que se puede asimilar, con una buena aproximación, la longitud de la craze a la zona plástica de Dugdale (17). Tomando la expresión de su radio (16) igual:

$$R = \pi/8 (K_I/\sigma_p)^2 \quad (3)$$

donde  $\sigma_p$  es la tensión en la punta de la craze que puede tomarse como el límite elástico del material. En estas condiciones es posible observar que desde el umbral de propagación hasta la rotura final, la zona plástica de Dugdale aumenta su tamaño desde 150  $\mu\text{m}$  hasta 400  $\mu\text{m}$ . Esto significa que las crazes van aumentando su tamaño a medida que la grieta avanza. La fractura final se producirá cuando  $K_{I\text{máx}}$  alcance el valor de  $K_{Ic}$  y en este caso, el tamaño de la zona plástica será del mismo orden que la longitud de la craze máxima que puede soportar el PMMA, es decir 600  $\mu\text{m}$ .

La presencia de un poro en el camino de avance de una grieta hace que ésta se propague hasta el poro de forma más rápida a como lo haría en ausencia del mismo. Esto se explica por la concentración de tensiones en el plano ecuatorial del poro, que a su vez, según sea la tensión aplicada producirá crazes en dicho plano ecuatorial. La coalescencia entre crazes: las correspondientes al avance de la grieta y las formadas alrededor del poro, dará lugar a un avance más rápido. Sin embargo, una vez alcanzado el poro, éste enroamará la grieta, siendo necesario crear de nuevo crazes agudas de la forma y tamaño que indica la zona plástica de Dugdale, para que la grieta se siga propagando. De hecho, aun que no se ha podido plasmar en las Figs. 1 y 2, cuando se representaron los datos en gráficas del tipo a-N, es decir, longitud de la grieta frente a número de ciclos, era posible observar en el caso de la probeta 4, la de mayor porosi-

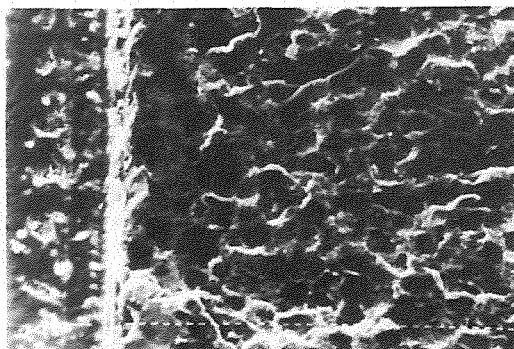


Fig. 3. Zona de inicio de la grieta en la probeta 1. La propagación tiene lugar de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 10  $\mu\text{m}$ .

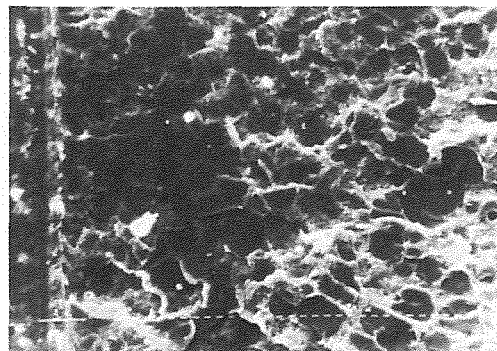


Fig. 4. Zona de inicio de la grieta en la probeta 4. La propagación tiene lugar de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 10  $\mu\text{m}$ .

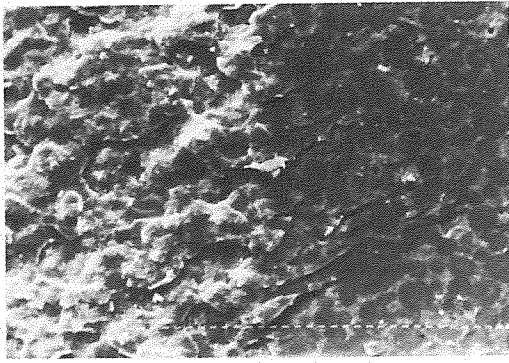


Fig. 5. Zona de transición de propagación por fatiga a propagación rápida. Probeta 1. Cada trazo blanco representa 10  $\mu\text{m}$ .

dad, como la grieta se detenía periódicamente durante un número determinado de ciclos. Estos avances y paradas encuentran su explicación en el razonamiento expuesto. Para que este proceso tenga lugar es necesario que el tamaño del poro ó incluso del poro más la craze por delante del mismo sea inferior al tamaño del defecto intrínseco crítico, calculado en otro trabajo (13) y del orden de 1 mm, que daría lugar a fractura frágil catastrófica.

Las Figs. 3 y 4 muestran las regiones de inicio de la grieta para las probetas 1 y 4. Se observa que la zona de inicio, de aspecto plano es mucho más importante en la probeta de mayor porosidad.

La Fig. 5 muestra la transición desde la zona de fatiga a la zona de propagación rápida frágil final en el caso de la probeta 1. Es de destacar que en la zona de fatiga la zona avanza simultáneamente sobre diferentes planos paralelos mientras que en la zona de propagación rápida frágil, el avance es sobre un sólo plano. En este sentido cabe introducir el efecto de los poros. La grieta que avanza por fatiga puede alcanzar un poro sobre un plano determinado, pero la coalescencia de crazes para seguir avanzando puede hacer que el plano de avance a partir del poro sea diferente del de llegada al mismo. Ello da lugar a que la superficie de fractura por fatiga no sea plana, tal como muestra la Fig. 6, correspondiente a la muestra 4. Por su parte, para la probeta 2, de baja porosidad, la Fig. 7 muestra una superficie de fractura más plana, debido a la práctica inexistencia de poros en su microestructura.

La presencia de poros parece gobernar la velocidad de propagación de la grieta. Ello queda reflejado en los valores de  $A$  en la Tabla I. Se observa que al decrecer la porosidad aumenta el valor de  $A$ . Por su parte, la tasa de crecimiento de la grieta es parecida en las probetas 1 y 2 de baja porosidad, con exponente  $n$  parecido. A su vez, el exponente  $n$  en las probetas 3 y 4 es muy similar. Ello se puede explicar por la mayor porosidad de las mismas. La probeta 4 era más porosa pero poseía poros de tamaño no superior a 100  $\mu\text{m}$ , mientras que la probeta 3, con menor porosidad, poseía un poro de diámetro su-

perior a 400  $\mu\text{m}$ .

De todo lo anterior se deduce que la presencia de poros reduce la velocidad de propagación de la grieta. Ello no tiene porque estar en desacuerdo con resultados de otros autores (7,10), que encuentran que la resistencia a la fatiga aumenta al disminuir la porosidad de los cementos óseos. Dichos resultados se refieren a curvas S-N obtenidas en probetas cilíndricas moldeadas y no entalladas, para las cuales la resistencia a fatiga incluye las dos etapas: nucleación y propagación. Podría pues decirse que la presencia de poros acorta el periodo de nucleación aunque aumente el periodo de propagación.

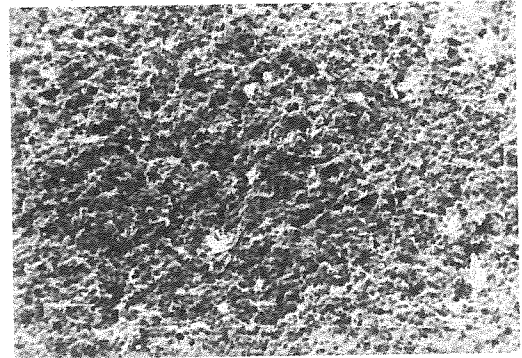


Fig. 6. Zona de fractura por fatiga de la probeta 4. Propagación de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 100  $\mu\text{m}$ .

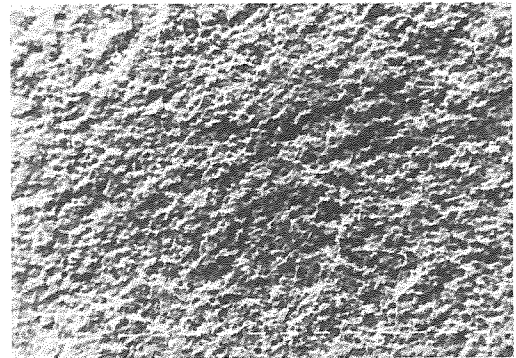


Fig. 7. Zona de fractura por fatiga de la probeta 2. Propagación de izquierda a derecha. Cada trazo blanco representa 100  $\mu\text{m}$ .

#### 4. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo agradecen la financiación recibida de la CAICYT a través del proyecto de investigación PA-0320-85, la donación del cemento óseo Rostal y del sistema de preparación del mismo en vacío a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

- (1) Amstutz, H.C. (1970) Clin. Orthop. Rel. Res. 72, 123.
- (2) Wilson, Jr. P.D. (1987) Clin. Orthop. Rel.

- Res., 225, 228.
- (3) Topoleski, L.D.T., Ducheyne, P. y Cuckler, J.M. (1990) "A fractographic analysis of in vivo poly(methylmethacrylate) bone cement failure mechanisms" J. Biomed. Mat. Res. 24, 135-154.
- (4) Saha, S. y Pal, S. (1984) "Mechanical properties of bone cement: A review" J. Biomed. Mater. Res. 18, 435-462.
- (5) Jaffe, W.L., Rose, R.M. y Radin, E.L. (1974) "On the stability of the mechanical properties of self-curing acrylic bone cement" J. Bone Jt. Surg. 56-A, n<sup>o</sup>8,
- (6) Freitag, T.A. y Cannon, S.L. (1977) "Fracture characteristics of acrylic bone cements. II. Fatigue" J. Biomed. Mater. Res. 11, 609-624.
- (7) Burke, D.W., Gates, E.I. y Harris, W.H. (1984) "Centrifugation as a method of improving tensile and fatigue properties of acrylic bone cement" J. Bone Jt. Surg. 66-A, n<sup>o</sup>8, 1265-1273.
- (8) Krause, W. y Mathis, R.S. (1988) "Fatigue properties of acrylic bone cements: Review of the literature" J. Biomed. Mater. Res. 22, n<sup>o</sup> A1, 37-53.
- (9) Krause, W.R., Grimes, L.W. y Mathis, R.S. (1988) "Fatigue testing of acrylic bone cements: Statistical concepts and proposed test methodology" J. Biomed. Mater. Res. 22, n<sup>o</sup> A2, 179-190.
- (10) Johnson, J.A., Provan, J.W., Krygier, J.J. Chan, K.H. y Miller, J. (1989) "Fatigue of acrylic bone cement-Effect of frequency and environment" J. Biomed. Mater. Res. 23, 819-831.
- (11) Wright, T.M. y Robinson, R.P. (1982) "Fatigue crack propagation in polymethylmethacrylate bone cements" J. Mat. Sci. 17, 2463-2468.
- (12) Lankford, J., Astleford, W.J. y Asher, M.A. (1976) J. Mat. Sci., 11, 1624.
- (13) Vila, M.M. y Planell, J.A. (1990) "Influencia de la porosidad en la tenacidad a la fractura de los cementos óseos" Anales de Mecánica de la Fractura, 7, 134-139.
- (14) Vila, M.M., Silvestre, A. y Planell, J.A. (1989) "Tenacidad a fractura de cementos óseos" Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, 6, 5-11.
- (15) EGF Newsletter (1988/89) "A linear elastic fracture mechanics (LEFM) standard for determining  $K_{Ic}$  and  $G_c$  for plastics". H.H. Kausch and J.G. Williams, 8, 14.
- (16) Kinloch, A.J. y Young, R.J. (1983) "Fracture behaviour of polymers" Cap.5, Applied Science Pub. London.
- (17) Döll, W., Seidelmann, U. y Könczöl, L. (1980) "On the validity of the Dugdale model for craze zones at crack tips in PMMA" J. Mat. Sci. Letters, 15, 2389-2394.

*Poliestireno*

## FRACTURA DE MEZCLAS DE PS Y SBS

M.L.L. MasPOCH, R. Diaz, A.B. Martinez Benasat

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Lab. Materiales Plásticos. E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona. Universidad Politécnica de Cataluña. Avda. Diagonal 647, 08028 BARCELONA.

Resumen.- Se ha estudiado el comportamiento a la fractura del mismo poliestireno con distinto contenido en lubricante, y su posterior mezcla con un copolímero SBS en bloque.

Abstract.- It has been studied both, the fracture behaviour of the same polystyrene with lubricant contents, and the subsequent blending with different weight fractions of a SBS block copolymer.

## 1. INTRODUCCION

El poliestireno (PS) es un termoplástico amorfo que se utiliza por sus buenas cualidades para el moldeo y por su transparencia, pero a temperatura ambiente se encuentra por debajo de su temperatura de transición vítrea ( $T_g$ ) y su comportamiento es frágil.

El PS cuando está solicitado a tracción presenta un mecanismo de deformación por crazing, mientras que a compresión el mecanismo es el de deformación por cedencia en bandas de cizalladura.

Las crazes no son verdaderas grietas sino regiones localizadas de material deformado plásticamente, pero juegan un importante papel en la iniciación de la fractura, ya que la rotura de la craze cuando ésta ha alcanzado un tamaño determinado, da lugar a la propagación de la grieta.

Para crazes, se ha demostrado experimentalmente (1-3) la utilidad del criterio de fractura de Dougdale para zonas deformadas plásticamente en

forma de línea y que se encuentran en la punta de la grieta.

El PS presenta fractura frágil porque el mecanismo de absorción de energía que opera sólo lo hace en regiones localizadas alrededor de la punta de la grieta y los valores de  $G_{IC}$  medidos son casi enteramente el trabajo necesario para producir una craze o un manojito de crazes en la punta de la grieta.

Para incrementar la tenacidad es necesario aumentar el volumen en el que otro mecanismo de absorción de energía opera y al mismo tiempo limitar el crecimiento y ruptura de microvacíos y crazes para prevenir una prematura iniciación de la grieta (4-5).

Dispersando partículas de caucho en el PS se ha conseguido incrementar sustancialmente la tenacidad del PS. Originalmente la adición del caucho se realizó por mezcla mecánica, pero ello presen

taba problemas con la escasa adhesión en la interfase y también limitaba la cantidad de caucho a dispersar, pero posteriormente la adición del caucho se realizó solubilizándolo en el estireno monómero y así durante la polimerización tiene lugar el injerto y mediante la inversión de las fases se aumenta la fracción en volumen de partículas al contener éstas subinclusiones de PS, y así se obtienen los denominados poliestirenos de alto impacto (HIPS).

Para explicar el incremento de la tenacidad del PS por la adición de la segunda fase elastomérica, se han presentado varias teorías (4) pero para el HIPS hay evidencias (6) que las partículas de caucho actúan introduciendo una multiplicidad de concentradores de tensiones que originarán multiplicidad de crazes. Entonces habrán muchas grietas que se propagarán durante el proceso de fractura, además la perturbación de los campos de tensiones entre grietas vecinas harán que se enroquen con las partículas. Todo este proceso requiere mayor energía debido a la producción de muchas nuevas superficies y explica el emblanquecimiento y mayor elongación de los HIPS.

Sin embargo las diferentes morfologías que se pueden obtener mezclando o aleando copolímeros en bloque de estireno y butadieno con el PS pueden hacer actuar otros diferentes mecanismos de refuerzo de la tenacidad (5).

En este artículo se continúa la línea presentada anteriormente (3) de estudio de la fractura de mezclas de PS con copolímeros en bloque SBS en el que los bloques de estireno deben originar una buena adhesión en la interfase entre las partículas y la matriz. Además se caracterizan los PS utilizados, y se estudia la influencia del lubricante sobre los parámetros de fractura del PS.

## 2. MATERIALES

Se han utilizado dos grados distintos de poliestireno suministrados por BASF ESPAÑOLA S.A., que se caracterizan por tener prácticamente la misma distribución de masas moleculares (Tabla-1) pero mientras el grado K no contiene lubricante, el grado E tiene un 5.5%.

El SBS utilizado es un grado comercial de copolímero en bloque que nos fue suministrado por REPSOL.

MATERIAL	LUBRICANTE (%)	$\bar{M}_w$ (g/mol)	$\bar{M}_n$ (g/mol)	Tg (°C)
PS-E	5.5	274000	135000	82.0
PS-K	0	300000	133000	107.4
SBS				-84.6
E-10		251000	117000	92.0
K-10		223000	89000	103.7
KII-10		231000	93000	-

Tabla-1. Características de los materiales.

## 3. DETALLES EXPERIMENTALES

Las mezclas se obtuvieron en una extrusora-granecedora adicionando a cada 100 gramos de PS grado E o K, 2.5, 5, 7.5, 10 g. de SBS obteniéndose así las mezclas E-2.5, E-5, E-7.5, E-10 y K-10. La mezcla K-10 se volvió a grancear obteniéndose así KII-10, mientras que E-0 y K-0 corresponden a los grados E y K sin mezclar con SBS.

Las temperaturas de transición vítrea (Tg) se obtuvieron por análisis térmico diferencial en un calorímetro METZLER.

Las masas moleculares medias en peso y en número ( $\bar{M}_w$  y  $\bar{M}_n$ ) se determinaron por cromatografía de permeabilidad en gel en un cromatógrafo líquido WATERS. Los valores de las masas moleculares del E-10, K-10 y KII-10 corresponden al poliestireno extraído posteriormente de la mezcla.

Las probetas se obtuvieron por inyección en el molde de la figura 4 de la norma (7) ASTM D-647. Se utilizaron dos tipos de probetas, la probeta en forma de halterio tipo I según la norma (8) ASTM D-638 en los ensayos para determinar la tensión de cedencia en tracción, y la probeta en forma de barra prismática de 6.35\*12.7\*55.88 mm. que se obtuvo de cortar por la mitad la barra prismática obtenida del molde de inyección. Con estas últimas probetas que guardan las relaciones establecidas por el protocolo de norma (9) y utilizando una distancia entre apoyos de 50.8 mm. mediante el ensayo SENB se han obtenido los valores de K<sub>Ic</sub> y G<sub>Ic</sub>, y utilizando probetas sin entallar se calcularon los valores del límite elástico de tensión máxima a flexión en la cara de tracción. En las probetas entalladas, la entalla se agudizó con una hoja de afeitar.

La tensión de cedencia a compresión se ha determinado en el ensayo de compresión en deformación plana (10) siendo la anchura del soporte de compresión de 5 mm., las probetas prismáticas citadas anteriormente, que se utilizaron fueron previamente untadas con bisulfuro de molibdeno.

Los ensayos mecánicos se realizaron a 20°C de temperatura en una máquina universal de ensayos INSTRON a varias velocidades de separación de las mordazas.

## 4. INFLUENCIA DEL LUBRICANTE EN EL PS

En ambos poliestirenos, sin lubricante y con un 5.5% de lubricante, a compresión se deforman por bandas de cilladura a aproximadamente 45°, y a tracción se forman crazes cuyo número o densidad aumenta con la velocidad de deformación.

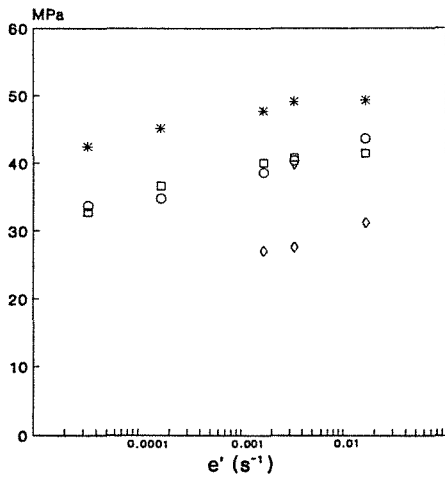
Las magnitudes de las propiedades mecánicas y de los parámetros de fractura tal como puede observarse en la figura-1, aumentan con la velocidad de deformación.

El poliestireno sin lubricante fue estudiado con profundidad en un artículo anterior (3), donde además se demostró la aplicabilidad del modelo de Dougdale.

La adición de lubricante disminuye la Tg del PS, disminuye las magnitudes de las tensiones de ce-

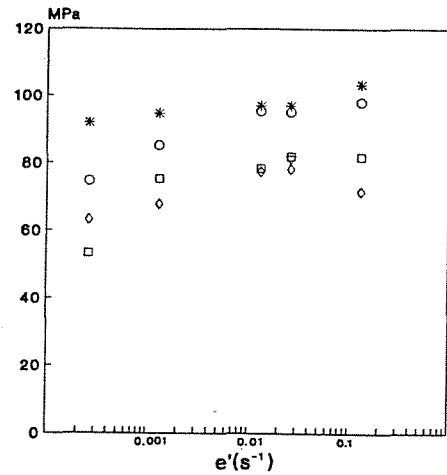


tracción



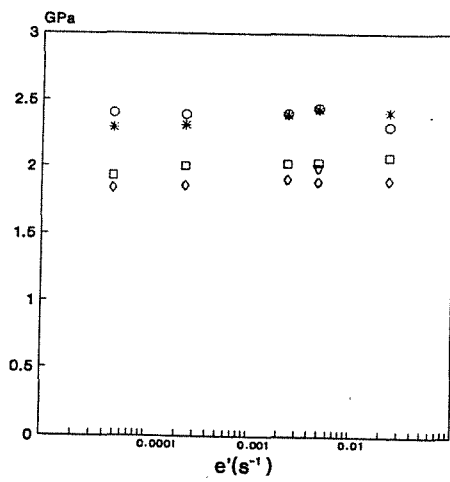
○ E-0   ◇ E-10   \* K-0   □ K-10   ▽ K2-10  
 55% aumento   00% lmn. E

compresión

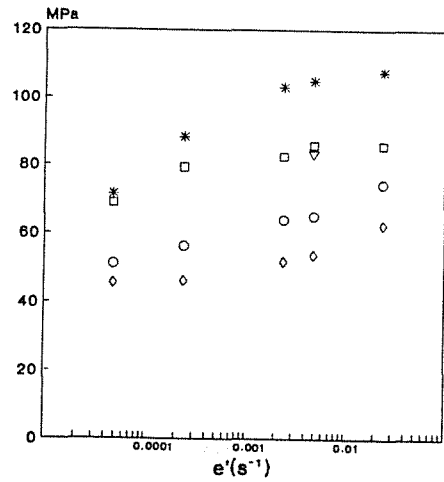


○ E-0   ◇ E-10   \* K-0   □ K-10   ▽ K2-10

flexión

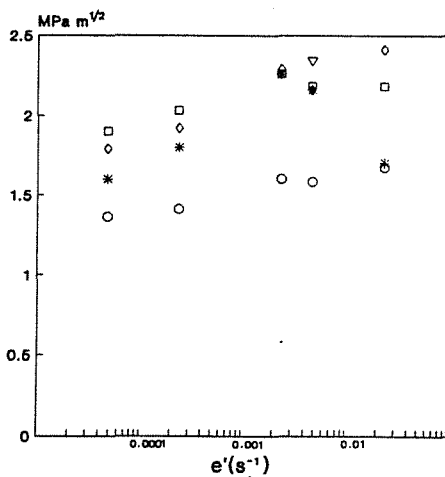


○ E-0   ◇ E-10   \* K-0   □ K-10   ▽ K2-10



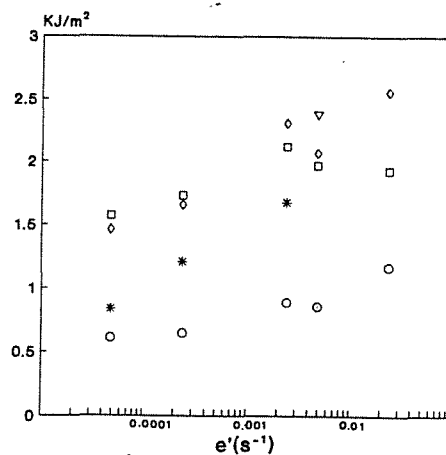
○ E-0   ◇ E-10   \* K-0   □ K-10   ▽ K2-10

K<sub>Ic</sub>



○ E-0   ◇ E-10   \* K-0   □ K-10   ▽ K2-10

G<sub>Ic</sub>



○ E-0   ◇ E-10 cal.   \* K-0  
 □ K-10 cal.   ▽ K2-10

Figura-1. Valores obtenidos en función de la razón de deformación.



dencia a tracción, compresión y flexión, y tiene poca influencia en la magnitud del módulo elástico.

La observación visual de las probetas traccionadas, muestra que para una misma velocidad de formación, las que tienen más lubricante presentan una menor cantidad de crazes que aparentan ser más altas y no muy largas, mientras que en el PS sin lubricante se observa una muy alta densidad de crazes muy finas y largas que dan la impresión de casi tocarse. El PS al 5.5% de lubricante rompe en el punto de cedencia. El PS sin lubricante tiene un mayor alargamiento en el punto de cedencia, y después del punto de cedencia, el material se sigue alargando manteniéndose la carga casi constante, decae ligeramente. Ello indica que este último tendrá mayor tenacidad que el anterior. Las crazes empiezan a detectarse visualmente a una tensión entre un 10-20% menor que la tensión de cedencia.

En el ensayo SENB, a bajas velocidades de propagación, la grieta se inicia antes de su propagación inestable, y ello se confirma sobre la superficie de fractura donde la entalla inicial está seguida por una región de baja velocidad de propagación en el interior del craze, y termina con una región donde la grieta se ha propagado rápidamente por delante de la craze (3).

En el PS sin lubricante, se puede generar fácilmente una gran densidad de finas y largas crazes al agudizar la entalla, es decir, que puede formarse que puede formarse fácilmente un manojito de crazes en la punta de la grieta enromándola así y aumentando las magnitudes de los parámetros de la fractura. Además, a partir de una determinada velocidad de deformación durante el choque de la carga se producen manojos de crazes en la punta de la grieta causando el pico que se detecta en los gráficos de  $K_{Ic}$  y  $G_{Ic}$  de la figura-1 en el caso del PS sin lubricante.

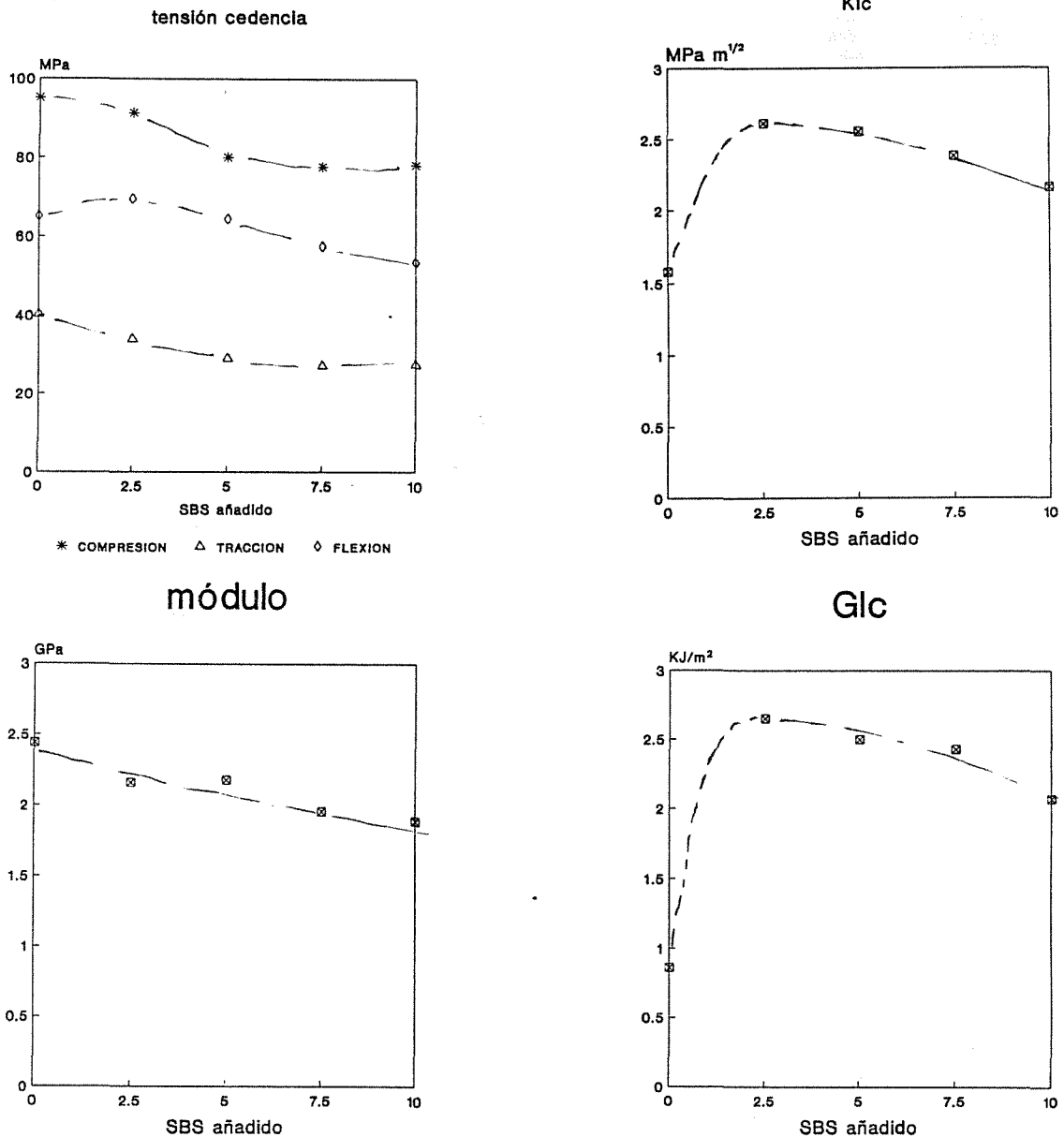


Figura-2. Mezclas de PS-E y SBS a 1 cm/min.

## 5. MEZCLAS DE PS Y SBS

En la figura-2 se representan los valores de las propiedades mecánicas y de  $K_{Ic}$  obtenidos experimentalmente. Los valores de  $G_{Ic}$  se han calculado a partir de los valores de  $K_{Ic}$  y  $E$ , obtenidos experimentalmente, y usando 0.4 como valor del coeficiente de Poisson. Estos valores se han determinado a una velocidad de separación de las mordazas de 1 cm/min. y se representan en función de los gramos de SBS añadidos a cada 100 gramos de PS con un 5.5% de lubricante.

A medida que aumenta la cantidad de SBS añadido, bajan los valores de las magnitudes mecánicas. El módulo elástico sufre una reducción del 22.5% cuando se añade un 9% de SBS, lo que permite estimar algún tipo de inclusión, es decir, una fracción en volumen de segunda fase mayor que la que corresponde a la fracción en peso de SBS añadida.

En los ensayos de tracción, el E-0 rompe en el punto de cedencia, cuyo alargamiento parece mantenerse constante e independiente de la cantidad de SBS añadido. El E-2.5 presenta un gran alargamiento después del punto de cedencia indicando una gran tenacidad, pero a medida que aumenta el alargamiento hay una caída de la carga, sin formarse ninguna estricción sobre la probeta. A adiciones mayores de 2.5 de SBS, el alargamiento después del punto de cedencia se va reduciendo a medida que aumenta la cantidad de SBS indicando una reducción de la tenacidad. A medida que aumenta la velocidad de deformación aumenta el alargamiento indicando un incremento de la tenacidad que queda reflejado en los valores experimentales obtenidos (figura-2), además en dicha figura puede observarse el aumento de los valores de las propiedades mecánicas con la velocidad de deformación. Estos fenómenos se acompañan de un emblanquecimiento en la probeta aumentando el blanqueo a medida que aumenta la velocidad de deformación. Este emblanquecimiento está ligado a la formación de las crazes, luego aumenta con la densidad de crazes formadas que también permite un mayor alargamiento o aumento de volumen de la probeta sin romperse.

Todo ello justifica que la mezcla E-2.5 tenga la mayor tenacidad de todas las mezclas, tal como así ocurre experimentalmente pudiéndose observar en los gráficos  $K_{Ic}$  y  $G_{Ic}$  de la figura-2.

La presencia del 5.5 % de lubricante en las mezclas hace que durante el proceso de mezcla, granado y posterior inyección, el material apenas se degrade tal como puede observarse en la tabla-1 por la pequeña reducción en las masas moleculares. La  $T_g$  en estas mezclas aumenta a medida que añadimos SBS ya que disminuye la concentración de lubricante que actúa como plastificante.

## 6. EFECTO DEL LUBRICANTE SOBRE LAS MEZCLAS

En líneas generales, la mezcla K-10 sigue el mismo comportamiento que las mezclas E-10, sólo que al no estar plastificada los valores de cedencia a tracción, compresión y flexión son mayores. Mientras que en tracción el alargamiento

en el punto de cedencia es prácticamente constante, mayor que su correspondiente con el 5.5 % de lubricante, e independiente de la velocidad de deformación. El alargamiento total en tracción es también menor que los correspondientes a sus homólogos con el 5.5 % de lubricante, y el alargamiento después del punto de cedencia se produce plano, casi sin caída de la tensión hasta llegar al valor de ruptura.

En la mezcla K-10, la falta de lubricante ha originado una ligera degradación del PS durante los procesos de mezcla y de inyección. Esta degradación puede observarse en la tabla-1 con la disminución de las masas moleculares medias.

Para estimar la eficacia del proceso de mezcla y su posible influencia en el caso más desfavorable, es decir con mayor cantidad de SBS y menor lubricación, se ha procedido a un segundo paso de la granza K-10 por la granceadora obteniéndose así la granza KII-10. Con este material resulta un ligero incremento en los valores de los parámetros de la fractura, en relación a K-10.

## 7. AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a BASF ESPAÑOLA S.A. el habernos facilitado las granzas de PS y a REPSOL el habernos facilitado el copolímero SBS en bloque.

## 8. REFERENCIAS

- (1) G.P. Marshall, L.E. Culver, J.G. Williams. "Fracture phenomena in polystyrene", Int.J. of fracture, 9 (1973) 295-309.
- (2) W. Döll, L. Könzöl. "Micromechanics of fracture under static and fatigue loading: optical interferometry of crack tip crazes zones", Adv. Polym. Sci., 91,92 (1990) 138-209.
- (3) A.B. Martínez, M.LL. Maspoch. "Determinación de los parámetros de fractura del PS mediante el protocolo de ensayo del European Group on Fracture", Anales Mecánica Fractura, 7 (1990) 156-163.
- (4) A.J. Kinloch, R.J. Young. "Fracture behaviour of polymers", Applied Science Publishers, London, 1983.
- (5) A.S. Argon, R.E. Cohen. "Crazing and toughness of block copolymers and blends", Adv. Polym. Sci., 91-92 (1990) 302-350.
- (6) C.B. Buckknall. "Fracture and failure of multiphase polymers and polymer composites", Adv. Polym. Sci., 27 (1978) 121-146.
- (7) ASTM. "Rec. practice for desing of molds for test specimens of plastics molding materials", 27 (1969) D-647.
- (8) ASTM. "Test for tensile properties of plastics", 27 (1969) D-638.
- (9) European Group on Fracture. "A linear elastic

fracture mechanics standard for determining  
K<sub>c</sub> and G<sub>c</sub> for plastics", EGF Newsletter 8  
(1988/89) 14-18

(10) J.G. Williams, H. Ford. "Stress-strain  
relationships for some unreinforced plastics",  
J. Mech. Eng. Sci., 6 (1964) 405-417.

**COMPORTAMIENTO A FATIGA DEL ACERO A515 GRADO 70****Linaza Aberásturi A., Rodríguez Ibabe J.M., Fuentes Pérez M.****CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TECNICAS DE GUIPUZCOA (CEIT)****P<sup>a</sup> Manuel de Lardizabal, 15 - 20080 SAN SEBASTIAN****RESUMEN**

Se ha estudiado el comportamiento a fatiga de un acero A515 Grado 70 utilizado en la construcción de recipientes a presión. Como variables a analizar se han considerado la orientación de la entalla, el nivel de procedencia en el espesor de la plancha y la relación de cargas. Las dos primeras variables no afectan a la ecuación de Paris ni a los valores del umbral. Por otra parte, a través de mediciones de cierre de grieta se ha determinado un valor efectivo del umbral comprendido entre 4 y 5 MPa  $\sqrt{m}$ . Los resultados obtenidos concuerdan con los de otros aceros de microestructura similar.

**ABSTRACT**

The fatigue behaviour of a pressure vessel steel A515 Grade 70 has been studied. Main parameters analysed are notch orientation, location of the specimen level on shell and load ratio. The first two variables have not influence in the Paris equation and threshold values. In the other hand, when measuring crack closure the threshold effective value spans between 4 and 5 MPa  $\sqrt{m}$ . Results are in agreement with previously reported data for similar microstructures.

**1-INTRODUCCION**

El presente trabajo se enmarca dentro de un proyecto más amplio consistente en el estudio del comportamiento a fatiga y fractura de un acero A515 Grado 70 utilizado en la construcción de calderas para centrales térmicas. Las condiciones de trabajo corresponden a un intervalo de temperaturas comprendido entre 20 y 360°C, encontrándose por lo tanto el acero en un rango correspondiente al palier superior de la curva tenacidad-temperatura. En esa situación la fractura frágil resulta remota pero no así el riesgo de rotura por fractura dúctil y fatiga [1]. En ambos casos la rotura se origina a partir de defectos de fabricación superficiales o asociados a soldaduras, especialmente si ocurren en regiones de baja tenacidad o baja resistencia a la propagación de grietas por fatiga.

El trabajo que se describe a continuación es una exposición de los resultados obtenidos con relación a la respuesta a fatiga que presenta el material base (estructura de suministro). A fin de tener en cuenta las posibles heterogeneidades microestructurales y la existencia de tensiones residuales se han estudiado los efectos de la orientación y situación de las probetas en las planchas conformadas. De forma similar, considerando la influencia que en aceros de microestructura similar presenta la relación de cargas en la propagación de la grieta [2,3], se ha estudiado el efecto que ésta genera tanto en la zona de Paris como en la zona del umbral. En este último caso, a fin de determinar el valor efectivo del umbral se han realizado mediciones de cierre de grieta.

## 2- TECNICAS EXPERIMENTALES

El material estudiado es un acero A 515 Grado 70 suministrado por la empresa Mague (Portugal) y fabricado por Creusot-Marrel (Francia). La composición química del acero es: 0,22% C, 1,21% Mn, 0,030% P, 0,35% Si y 0,004% S. El material ha sido suministrado en forma de discos de 165 mm de espesor con una geometría tal como se indica en la Fig.1.

El acero presenta una estructura ferrito-perlítica ( $D_{\alpha} = 10,6 \mu\text{m}$ ,  $D_{\text{perlita}} = 6 \mu\text{m}$ , %Perlita = 22%) observándose una homogeneidad microestructural muy notable a lo largo de todo el espesor de la plancha. Las propiedades mecánicas convencionales en la dirección de laminación son  $\sigma_{0,2\%} = 370 \text{ MPa}$  y  $\sigma_{\text{UTS}} = 545 \text{ MPa}$ .

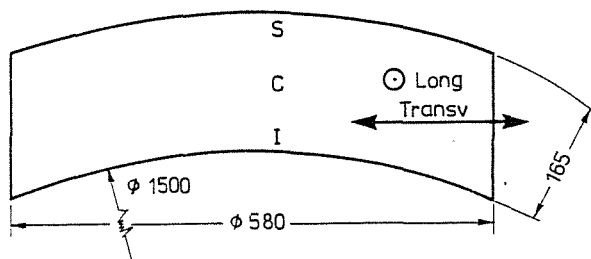


Fig. 1 Esquema de la geometría del trozo de acero utilizado para la extracción de las probetas.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica Instron 1342 de  $\pm 100 \text{ KN}$  de capacidad dinámica, utilizando probetas CT de 12 mm de espesor y  $W=50 \text{ mm}$ . Para velocidades de propagación ( $da/dN < 10^{-8} \text{ m/c}$ ), éstos se realizaron a una frecuencia de  $30 \div 40 \text{ hz}$ , bajo control de carga y con onda sinusoidal. Durante el transcurso del ensayo la relación de cargas se mantuvo constante, disminuyendo la amplitud de carga escalonadamente de forma manual. Cada etapa de amplitud de carga constante se mantuvo hasta lograr un crecimiento mínimo de grieta de dos veces el tamaño de la zona plástica correspondiente al escalón anterior. La velocidad de propagación de la grieta (la longitud de ésta se midió mediante un catetómetro de X20) se estimó por el método de la secante y la expresión utilizada para calcular  $\Delta K$  fue la propuesta por la norma ASTM E 647-88 para probetas CT. A partir de los pares de valores  $\log \Delta K - \log (da/dN)$  se realizó un ajuste por regresión lineal para las velocidades comprendidas entre  $10^{-9}$  y  $10^{-10} \text{ m/c}$ . De la ecuación de la recta obtenida se calculó el valor de  $\Delta K$  correspondiente a  $(da/dN) = 10^{-10} \text{ m/ciclo}$  y se consideró igual a  $\Delta K_{th}$ . Los ensayos correspondientes a velocidades de propagación superiores a  $10^{-8} \text{ m/ciclo}$  se llevaron a cabo bajo control de carga, con onda sinusoidal de amplitud constante, a una frecuencia de 30 hz. Para el cálculo de  $da/dN$  se procedió al ajuste de los pares de puntos a - N a un polinomio de 2º grado

(grupos de 7 puntos). En todo el rango de velocidades de propagación se estudiaron 3 relaciones de carga ( $R = P_{\text{min}}/P_{\text{máx}}$ ): 0.03, 0.3 y 0.5.

Por otra parte, el cierre de grieta para valores correspondientes a la zona de umbral ( $da/dN < 10^{-8} \text{ m/c}$ ) fue medido periódicamente por medio de un extensómetro tipo "COD" tanto en la boca de la entalla de la probeta CT como en una cara lateral en las proximidades de la punta de la grieta. Para determinar el valor de la carga de apertura,  $P_{op}$ , se procedió a aplicar una onda de baja frecuencia ( $\approx 0.1 \text{ hz}$ ), representando gráficamente la curva carga -desplazamiento ( $P$  vs  $\delta$ ). Como es práctica habitual, a fin de obtener una mejor definición del punto de apertura - cambio de pendiente en la curva  $P-\delta$  - se utilizó el procedimiento propuesto por Kikukawa [4] de representar la curva frente a  $\delta'$ , siendo  $\delta'$  la diferencia entre la medición  $\delta$  realizada por el extensómetro y una señal proporcional a la carga,  $\alpha.P$  ( $\delta' = \delta - \alpha.P$ ).

Una vez ensayadas las probetas, las superficies de fractura fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido.

## 3. -RESULTADOS

3.1 Curvas  $\Delta K - da/dN$ 

Los resultados obtenidos con probetas de orientación LT y TL y niveles inferior (I) y central (C) de la plancha se muestran en la Fig.2 para una  $R=0.03$ , pudiendo apreciarse que tanto la orientación de la entalla como el nivel de procedencia de la probeta con relación al espesor de la plancha no afectan a los valores de  $da/dN$ . Comportamientos similares se han obtenido para valores de  $R$  iguales a 0.3 y 0.5.

En la Fig. 3 se comparan, para una misma orientación, los valores de  $da/dN$  en función de  $R$ . Para  $da/dN > 10^{-8} \text{ m/c}$  se aprecia una ligera diferencia entre los resultados obtenidos con  $R=0.03$  y el resto de los valores. A medida que aumenta  $\Delta K$  las diferencias disminuyen. Como consecuencia de dicho comportamiento y ante la posibilidad de existencia de tensiones residuales originadas en el proceso de conformado de la plancha, varias probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico de alivio de tensiones a  $500^\circ\text{C}$  (1 hora y posterior enfriamiento dentro del horno en atmósfera inerte). Los resultados obtenidos revelan la falta de diferencias apreciables entre probetas con y sin tratamiento.

Para velocidades de propagación inferiores a  $10^{-8} \text{ m/c}$  la relación de cargas,  $R$ , influye apreciablemente en los valores de  $da/dN$ , correspondiendo dicha zona a la conocida como umbral de fatiga.

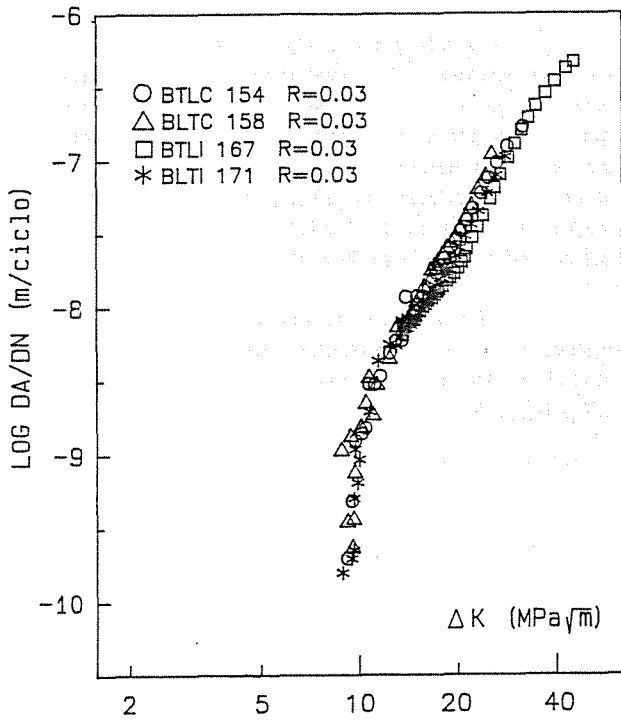


Fig. 2 Influencia de la orientación y nivel de procedencia de la probeta en la velocidad de propagación de la grieta para R = 0,03.

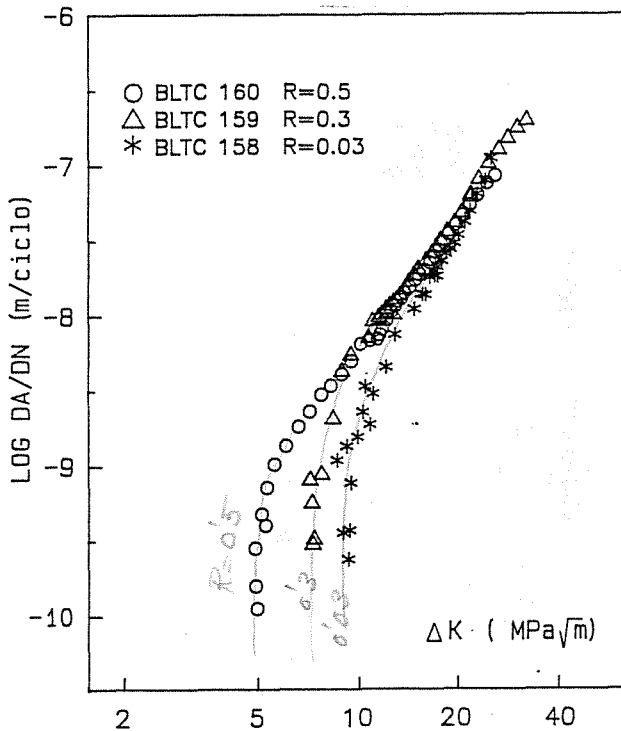


Fig. 3 Influencia de la relación de cargas en da/dN.

3.2. Ecuación de Paris ( $da/dN > 10^{-8}$  m/ciclo)

Independientemente de la orientación y nivel de la probeta, todos los resultados obtenidos admiten una representación aceptable mediante la ecuación de Paris para  $da/dN > 10^{-8}$  m/c ( $da/dN = C(\Delta K)^m$ ).

Los valores de las constantes C y m se indican en la Tabla 1, así como los coeficientes de correlación obtenidos al hacer el ajuste de mínimos cuadrados. Asimismo, en la misma tabla se muestran los valores de los coeficientes de la ecuación de Paris obtenidos al realizar la media de todas las probetas ensayadas a igualdad de relación de cargas.

TABLA 1

PROBETA	R	C	m	r
BTLC 154	0,03	$2,24 \cdot 10^{-13}$	3,94	0,999
* BTLC 157		$1,23 \cdot 10^{-13}$	4,13	0,999
BLTC 158		$1,46 \cdot 10^{-13}$	4,13	0,991
BLTC 161		$1,05 \cdot 10^{-12}$	3,43	0,990
* BLTC 164		$2,27 \cdot 10^{-13}$	3,95	0,998
BTLI 167		$2,68 \cdot 10^{-13}$	3,81	0,988
BLTI 171		$2,50 \cdot 10^{-13}$	3,84	0,995
BLTI 172		$4,06 \cdot 10^{-14}$	4,53	0,996
* BLTI 173		$2,41 \cdot 10^{-13}$	3,94	0,997
Media			$2,35 \cdot 10^{-13}$	3,91
BTLC 154	0,3	$4,38 \cdot 10^{-12}$	3,05	0,997
BLTC 159		$3,76 \cdot 10^{-12}$	3,13	0,998
BTLI 165		$1,67 \cdot 10^{-12}$	3,41	0,998
BLTI 170		$3,28 \cdot 10^{-12}$	3,16	0,997
Media		$2,81 \cdot 10^{-12}$	3,22	0,996
BTLC 152	0,5	$8,85 \cdot 10^{-12}$	2,74	0,993
BLTC 160		$3,94 \cdot 10^{-12}$	3,07	0,995
Media		$5,78 \cdot 10^{-12}$	2,92	0,987

(\*) Probeta tratada térmicamente

3.3. Umbral de fatiga ( $da/dN < 10^{-8}$  m/c)

Los umbrales de fatiga,  $\Delta K_{th}$ , en función de la relación de cargas se señalan en la Tabla 2 junto con los valores obtenidos de las constantes C y m al realizar un ajuste mediante una ecuación de tipo Paris para  $da/dN < 10^{-9}$  m/c.

En cuatro probetas se ha determinado el cierre de grieta, indicándose en la Fig.4a un ejemplo de curvas carga-desplazamiento y en la Fig.4b las correspondientes gráficas  $P-\delta'$  utilizadas para la determinación de  $P_{op}$ .

TABLA 2

PROBETA	R	C	m	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\Delta K_{th\text{ef}}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
BLTC 158	0,03	$4,27 \cdot 10^{-19}$	9,16	8,9	-
* BLTC 164		$7,81 \cdot 10^{-20}$	10,06	8,0	5,1
BLTI 171		$1,26 \cdot 10^{-24}$	14,70	8,8	-
BLTI 172		$1,64 \cdot 10^{-21}$	11,44	8,8	5,3
* BLTI 173		$1,66 \cdot 10^{-20}$	10,79	8,1	4,9
* BTLC 157		$2,69 \cdot 10^{-16}$	6,16	8,0	4,3
BTLC 155	0,3	$2,51 \cdot 10^{-19}$	11,00	6,1	-
BLTC 159		$2,45 \cdot 10^{-14}$	4,92	5,4	-
BLTI 170		$1,99 \cdot 10^{-29}$	2,22	7,0	-
BTLC 152	0,5	$1,00 \cdot 10^{-13}$	5,50	3,5	-
BLTC 160		$1,26 \cdot 10^{-20}$	14,04	5,1	-

(\*) Probeta tratada térmicamente

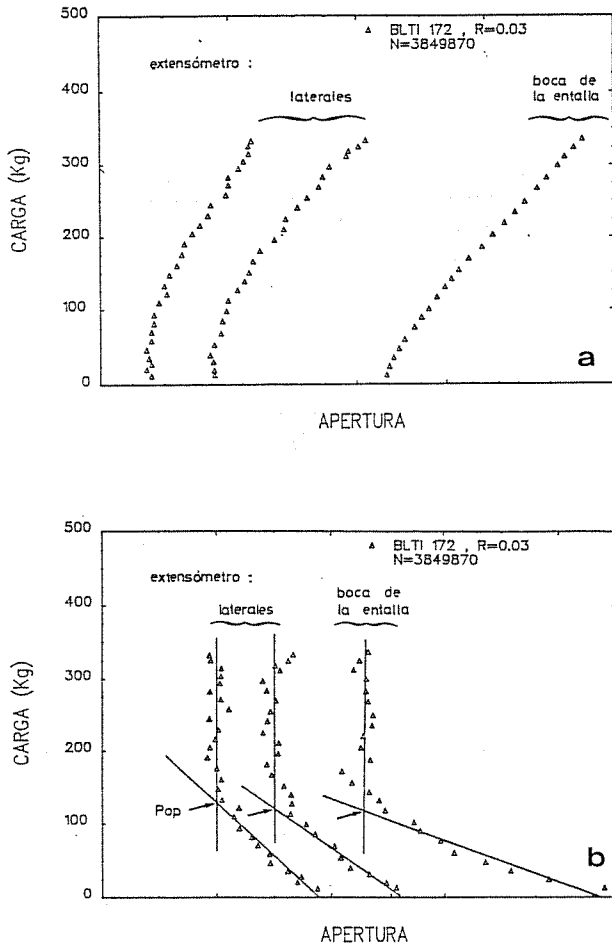


Fig. 4 Curvas (a) carga-desplazamiento, P- $\delta$  y (b) carga-desplazamiento modificado P- $\delta'$

La diferencia entre los valores de apertura medidos situando el extensómetro en las diferentes posiciones es en todos los casos inferior al 10%, por lo que se optó por el procedimiento general de promediar los valores. A medida que el valor de  $\Delta K$  se aproxima al umbral, la relación  $K_{op}/K_{m\acute{a}x}$  tiende a ser cada vez mayor, tal como queda señalado en la Fig.5 (resultados correspondientes a la probeta BLTC 164).

En la Fig.6 se muestra un ejemplo de la variación de los resultados para  $da/dN < 10^{-8}$  al modificar  $\Delta K$  por el correspondiente valor efectivo  $\Delta K_{ef} = K_{m\acute{a}x} - K_{op}$ .

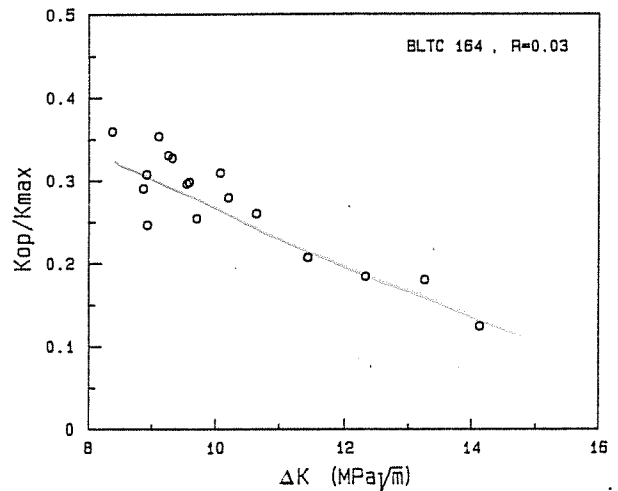


Fig. 5 Variación de  $K_{op}/K_{m\acute{a}x}$  en función de  $\Delta K$ .

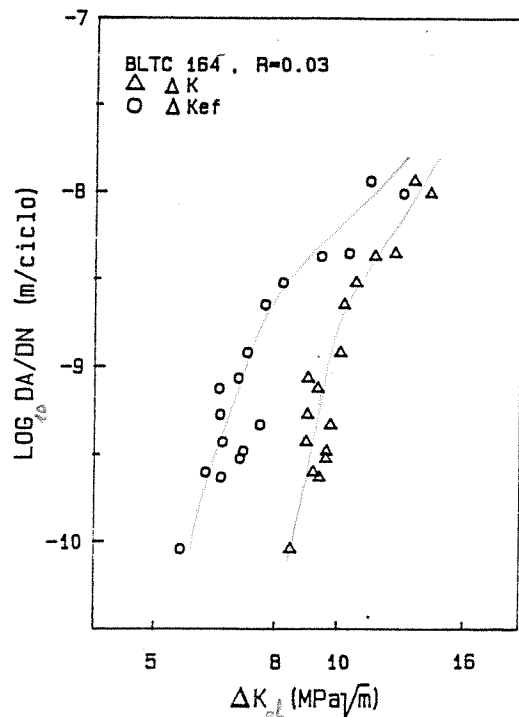


Fig. 6 Representación de  $da/dN$  en función de  $\Delta K$  y  $\Delta K_{ef}$  para una misma probeta.

*intergranular  
zona, 10-17µm*

3.4 Fractografía

El análisis de las superficies de fractura de las probetas ensayadas pone de manifiesto que no existen diferencias significativas entre muestras con diferente orientación o nivel con relación al espesor. Las diferencias más apreciables se observan dentro de cada probeta entre las zonas próximas al umbral y las correspondientes a la ecuación de Paris.

Para velocidades de propagación inferiores a  $10^{-8}$  m/c, la superficie de fractura se caracteriza por la presencia de islotes de óxidos cuya densidad disminuye al aumentar la relación de cargas. Con objeto de eliminar los óxidos, se procedió a adherir en las superficies réplicas de extracción humedeciendo las mismas en acetona. Posteriormente, la réplica era arrancada de la superficie arrastrando partículas de óxidos y en consecuencia permitiendo disponer de unas superficies en buenas condiciones para su observación. El aspecto de la fractura es fundamentalmente plano, apareciendo con relativa frecuencia zonas intergranulares (Fig.7).

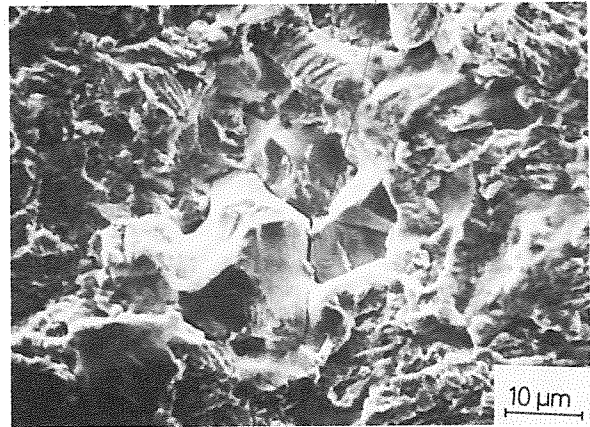


Fig. 7 Zona fracturada intergranularmente para velocidades de propagación próximas al umbral. (Probeta BLTC 158, R=0.03,  $da/dN=2.10^{-10}$  m/c

En la zona de Paris la fractura es totalmente uniforme destacando la aparición de estrias claramente identificables a elevadas velocidades de propagación (Fig.8)

4 -DISCUSION

4.1 Zona de Paris

De los resultados obtenidos se constata que la orientación de la entalla TL ó LT no afecta a la velocidad de propagación de la grieta. Otro tanto sucede con los niveles C e I de procedencia de la probeta en el espesor de la plancha. Este comportamiento concuerda con los resultados obtenidos en la caracterización microestructural del material y con las observaciones realizadas en el microscopio electrónico de barrido, en el que los aspectos de las superficies de fractura son semejantes en todos los casos.

Con relación a la influencia de la relación de cargas, los resultados obtenidos muestran un diferente comportamiento entre la probeta ensayada con R=0,03 y las ensayadas con R=0,3. Esta diferencia apreciable en el rango  $10^{-8} < da/dN < 10^{-7}$  m/c hace pensar en la posible existencia de un fenómeno de cierre de grieta. Comportamientos similares han sido obtenidos también con otros aceros con estructuras ferrito-perlíticas [2-3].

La banda que abarca los límites ( 95% de confianza) extremos de todos los resultados obtenidos se representa en la Fig. 9 , en la que además se señalan los resultados publicados por otros autores con aceros con estructuras ferrito-perlíticas [2-8]. La banda obtenida con el acero A515 G70 queda inscrita dentro de la dispersión de resultados publicados en la bibliografía, con-



Fig. 8 Detalle de la presencia de estrias de fatiga en la zona de Paris. (Probeta BLTI 173, R=0.03,  $da/dN=4.6.10^{-7}$  m/c,  $\Delta K=40$  MPa  $\sqrt{m}$ )

statándose una vez más que el predominio de mecanismos propios de la mecánica del continuo relega a un segundo plano los aspectos microestructurales del material, siempre y cuando no surjan modos estáticos de fractura o fenómenos de cierre de grieta originados por fuertes heterogeneidades microestructurales).

4.2 Umbral de fatiga

La notable influencia que se aprecia de la relación de cargas sobre el umbral puede adecuarse a una relación lineal:

$$\Delta K_{th} = 8,7 - 8,7.R \quad 0 \leq R \leq 0,5$$

El comportamiento observado es generalizado para la mayoría de los materiales y corresponde a un efecto de cierre de grieta inducido por la acción de al-



gundo de los mecanismos propuestos por Suresh y Ritchie [9]. La presencia de óxidos y de facetas de cortadura en la superficie de fractura para velocidades de propagación próximas al umbral confirma este hecho. Los valores de  $\Delta K_{th}$  medidos resultan ser muy similares a los de  $\Delta K_{th}$  correspondientes a  $R = 0,5$ , lo cual podría conducir a la opinión de que para  $R = 0,5$  la componente de cierre de grieta es mínima (la presencia de óxidos para esa relación de cargas resulta ser prácticamente despreciable). Dicha afirmación implica la

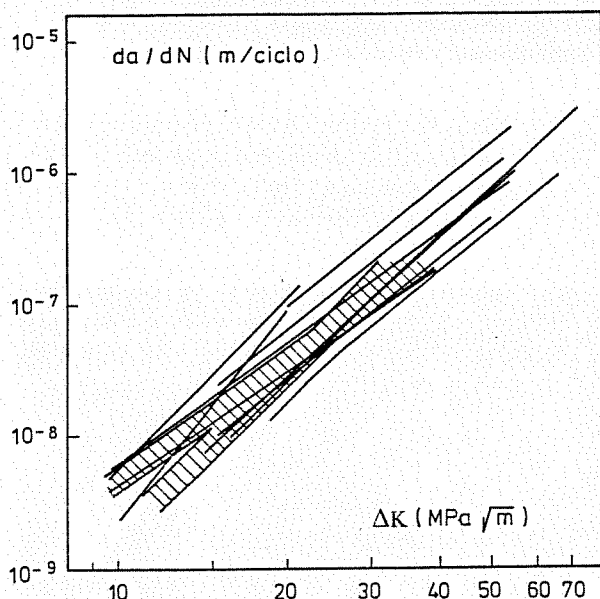


Fig. 9 Comparación de los resultados obtenidos con el acero A515 G70 con otros publicados en la bibliografía para aceros ferrito-perlíticos [2-8].

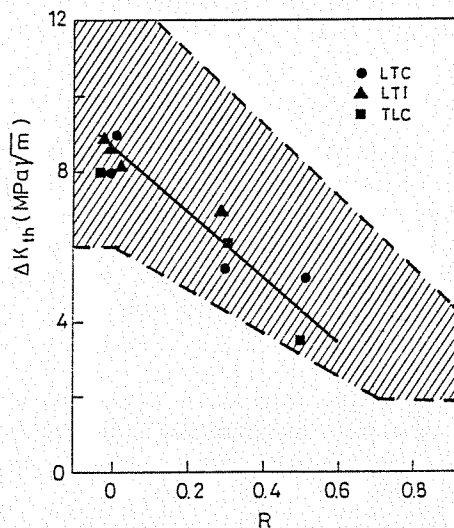


Fig. 10 Variación del umbral en función de  $R$ , señalándose la banda de comportamiento obtenida con aceros estructurales [10].

existencia de un valor de umbral efectivo, por lo tanto independiente de  $R$ , comprendido entre 4 y 5  $MPa\sqrt{m}$ .

En la Fig 10 junto con los resultados obtenidos en el presente trabajo, se indica el intervalo de valores correspondiente a umbrales medidos en aceros al carbono y aceros de baja aleación con límites elásticos inferiores a 620 MPa [10]. Puede apreciarse que en todo el rango de  $R$ , los umbrales determinados con el acero A515 G70 tienden a situarse en la zona inferior del intervalo. Este comportamiento pone de manifiesto que, excepto la presencia de óxidos, en el acero estudiado no tienen lugar otros mecanismos que favorezcan el cierre de grieta y en consecuencia conduzcan a valores más elevados de  $\Delta K_{th}$ .

## 5 - CONCLUSIONES

- El acero A515 G70 analizado presenta un comportamiento homogéneo desde el punto de vista de propagación de grietas por fatiga.

- Los coeficientes de la ecuación de Paris son diferentes para  $R = 0$  y  $R \geq 0,3$ . En ambos casos los resultados son similares a los obtenidos para otros aceros con estructuras ferrito-perlíticas independientemente del contenido de carbono.

- El umbral de fatiga depende de  $R$  a través de mecanismos tipo cierre de grieta. El valor efectivo del umbral oscila entre 4 y 5  $MPa\sqrt{m}$ .

## 7- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo forma parte de un proyecto de investigación CECA n° 7210/KE/933. Uno de los autores (A.L.A.) agradece al Gobierno Vasco la concesión de una beca de investigación.

## 7 REFERENCIAS

1. Branco, C.M., Rosa, L.G., Int. Rep., CEMUL, Lisboa, 1987.
2. Rodriguez, J.M., Gil, J., Fuentes, M., Frac. Prev. En. Transport Systems, II, p.465, 1984.
3. Beevers, C.J., Cooke, R.J., Knott, J.F., Ritchie, R.O., Met. Sci., 2, p.119, 1975.
4. Kikukawa, M., Jono, M., Tanaka, K., Proc. 2nd Int. Conf. Mechanical Behavior of Materials, Boston, p. 254, 1976.
5. Barsom, J.M., J. Eng. Ind., ASME Trans, Series B, 93, p.1190, 1971.
6. Bowman, M.D., Munse, W.H., Welding J., 62, p.36S, 1983.
7. Castagna, M., Venturelli, T., Venzi, S., Brazzoduro, G., Montechiaro, F., Martini, R., Proc. 4th Int. Wheelset Congr., 3, p.108, 1972.
8. Evans, P.R.V., Owen, N.B., Hopkins, B.E., J. Iron Steel Inst., 208, p.560, 1970.
9. Suresh, S., Ritchie, R.O., Metall. Trans, 13A, p.1627, 1982.
10. Lindley, T.C., Richards, C.E., Fatigue Thresholds, EMAS, II, p.1087, 1982.

## FRACTURE TOUGHNESS STUDY OF ASTM A515 GRADE 70 STEEL

C. M. BRANCO

Professor, CEMUL, UNIVERSIDADE TÉCNICA DE LISBOA, 1096 LISBOA  
CODEX, PORTUGAL

The present paper reports the results of a fracture toughness study of a ASTM A515 Grade 70 steel using Fracture Mechanics ductile parameters such as COD and J integral. The specimens were taken at different locations and orientations from shell disks with the same curvature and thickness of a pressure vessel used in thermal power stations.

The objectives of the work are to evaluate and analyse fracture toughness of this steel as a function of loading orientation, level of straining, thickness and temperature.

In this paper COD and JR data is presented referring to the influence of initial  $a_0/w$  ratio and thickness. Two values of  $a_0/w$  and thickness were considered ( $a_0/w=0.15$  and  $0.5$ ) and thickness  $B=12$  and  $50\text{mm}$ . The results were obtained for base metal and weld metal.

A discussion is presented referring the variation of CTOD with initial crack length, attributed to variability in the location of the

rotational point. A preliminary assessment of this effect is given.

CTOD toughness in the weld metal was found to be independent of specimen orientation and location along the shell thickness. The CTOD-R curve for the weld metal lies above the curve for the base metal.

The CTOD values at maximum load,  $\delta_{\max}$  obtained in normalised specimens of  $12\text{mm}$  thickness can be fitted in a single scatter band valid for weld and base metal results.

Application of ASTM and EGF criteria for assessment of toughness measured by J showed that for the thickness of  $12$  and  $50\text{mm}$  majority of data fall outside the validation lines of these criteria. Hence no valid  $J_{0.2}$  values were obtained. A recommendation is made so that the validation criteria should be reviewed for high toughness materials.

## 1. INTRODUCTION

The A515 Grade 70 steel is largely used as a structural material in pressure vessels. The material was supplied by an important manufacturer of pressure vessels for thermal power stations.

The fracture toughness and fatigue tests were carried out in specimens taken from disks with  $165\text{mm}$ . The disks have the same curvature and thickness of the pressure vessel and have suffered the same bending-forming process as the vessel (1). In the central part of the disks a butt weld was made identical to those of the longitudinal seams of the vessel.

The vessel chosen for this investigation is the main supersaturated water vapour unit of a thermal power station. The inner diameter of both vessel and disks is  $1500\text{mm}$  and the nominal plate thickness  $165\text{mm}$ . Hence the disc has the same level of straining of the vessel.

The objectives of the work are to characterize fracture toughness of this steel as a function of loading orientation, level of straining and thickness.

In previous work the following tests were performed:

- Welding, preparation and machining of specimens taken from shell discs with nominal thickness of  $165\text{mm}$ .
- Preliminary tensile tests at room temperature and metallographic observations.
- COD and J results in 3 PB at room temperature in square section specimens with  $12\text{mm}$  thickness. The results were obtained in base metal and weld metal in T-L, L-T and T-S orientations. However only preliminary data was obtained for weld metal.

In this paper additional COD and JR data is presented referring to specimens with small initial crack lengths ( $a_0/w \approx 0.15$ ) in the T-L orientation. Results were also obtained for specimens with  $W=B=50\text{mm}$  in both TL and T-S orientations. Finally an extensive set of data was obtained in weld metal for T-L and T-S orientations in order to obtain a detailed characterization of fracture toughness in weld metal.

The data was analysed in the form of COD and J resistance curves in an attempt to compare the parameters referred above and obtain fracture toughness values at crack initiation and maximum load. Comparison of different criteria is also presented. The influence of thickness and initial crack length is discussed.

## 2. EXPERIMENTAL

Details about the location and identification of the COD specimens are given in Fig.1.

Refs. (1,2) describe in detail the method of manufacture and thermal treatment used in the pressure vessel where the specimens were taken. The discs shown in Fig.1 were cut from one vessel and welded with a longitudinal butt weld identical to the longitudinal weld seam of the shell plates that constitute the main body of the vessel. Due to the high thickness value of the shell different levels of straining might be expected respectively at outer surface, center and lower fibers and this may influence the toughness values.

The chemical composition of the steel is: C-0.35;  $M_n$ -1.20;  $S_i$ -0.35; P-0.035; S-0.04 (%).

In order to make the assessment of the influence of toughness by COD of the level of straining in the plate material specimens were taken in these three positions and identified by a special letter referring to their position along the plate thickness (i.e. outer surface, center and inner surface) (last letter S, C or I in the specimen code).

Due to the high thickness of the 50mm specimens these were only identified with the first two letters since they cover a wide range of material along the shell thickness making difficult to define to which region the crack is propagating.

The COD specimen (3PB) is shown in Fig.2. In all tests  $a_0/w$  before the fatigue pre-cracking was below 0.1. The reason for choosing a comparatively small notch depth, is to have a longer fatigue crack and hence, avoid as much as possible the plastic stress and strain effect at the notch root.

The specimen proportions were those recommended in BS5762:1979 (3). The subsidiary test piece as Fig.2 shows, provides a higher degree of constraint and uses less material than the  $W=2B$  specimen.

Tensile tests were also carried out in cylindrical specimens with minimum diameter of 6.5 mm. These specimens were taken in the same locations as the COD specimens, both for base and weld metal. A 100kN computer controlled servomechanical machine was used in these tests and the stress-strain diagrams were obtained with an extensometer fitted to the specimen.

Fatigue pre-cracking was carried out in a 250kN MTS servohydraulic fatigue testing machine. To obtain more accurate load control a 25 kN load cell was fitted to the machine. The frequency varied slightly from test to test, from 25 to 28 Hz. The load wave was sinusoidal with  $R=0.1$  and loading was three point bending. Crack growth was monitored with a travelling stereomicroscope with 30 to 80x magnification. Stroboscopic light was used for all measurements and the accuracy of the readings was 0.01mm.

The level of stress intensity factor at pre-cracking,  $K_{fc}$ , was within the range of values recommended in BS5762. Pre-cracking was accomplished in several stages dropping the load below the stress intensity limits prescribed by the specification.

The COD and J tests were performed in the same machines. Load versus clip-gauge and load versus load point displacement records were obtained in two X-Y plotters. Six to eight specimens were tested to obtain each COD and J resistance curve. The normal procedure given in the standard was applied i.e. loading each specimen to a certain load level, between beginning of plastic extension and maximum load, and then unloading. A minimum of two tests were carried out at maximum load in each condition.

Slow crack growth,  $a$ , was measured in the fracture surfaces. An X-Y table with a stereomicroscope and digital micrometers was used for that purpose. The crack length measurements were made using the procedure defined in BS5762. It is worthwhile to note that no specimen was found outside the validity criteria of the specification both for crack tunneling and deviation of crack plane from the notch plane.

Heat tinting the specimens immediately after the COD test was used to reveal the slow crack growth zone in the fracture surface. For heating, the specimens were placed in a furnace at  $400^\circ\text{C}$  for 20min. approximately. Then, they were finally broken by fatigue testing. Some fracture surfaces were observed at the scanning electron microscope.

Load against displacement plots in the J tests were corrected for both the deformation of rollers and the testing jig using the method described in the ASTM specification of the test (4)

## 3. RESULTS AND DISCUSSION

For each type of location of specimens in the plate material (orientations BLC, BLS, BLI, DLC, DLS and DLI weld metal) tensile tests were carried out.

The mean values of the tensile strength  $\sigma_{uts}$  and the yield stress  $\sigma_{ys}$  were obtained.

It was found that both yield stress and ultimate tensile strength are higher in the weld metal than in the base metal. There is also a bigger difference between  $\sigma_{ys}$  and  $\sigma_{uts}$  in the base metal than for the weld metal. The microstructural explanations for these differences were analysed in detail in (4).

There is only a minor difference in the mechanical properties between the specimens taken at

the center (C) and those at the inner surface (I) or at the upper surface of the shell (S). Both yield stress and  $\sigma_{uts}$  are slightly higher at the upper surface where the level of tensile straining due to the bending-forming process of the shell plates is expected to be higher than in the center even taking into account the stress relieving treatment in the vessel. Note that this difference is higher in the base metal than for the weld metal.

Using the software available in the testing machine the equations of the stress-strain curves were obtained. A set of 100 data points were taken from two selected stress-strain diagrams of each specimen type and a logarithmic plot of the results gave a linear correlation from which both strain hardening exponent  $n$  and strain hardening coefficient  $K$  were obtained.

The results gave:

BL orientation;  $K=778.1$  MPa;  $n=0.105$   
 $\sigma = K\epsilon^n$  correlation coefficient: 0.998

DL orientation  
 $\sigma = K\epsilon^n$   $K=858.46$  MPa;  $n=0.0854$

where  $\sigma$  is the true stress and  $\epsilon$  the true strain. It is seen that the strain hardening exponent  $n$  is higher in the base metal due to the bigger difference between the values of  $\sigma_{ys}$  and  $\sigma_{uts}$ . The strain hardening coefficient is obviously greater in the weld metal since the stress strain curves for the weld metal are above those for base metal. This tensile data and strain hardening results will be used in the assessment of fracture toughness. However a recalculation of this strain hardening exponent  $n$  was done in order to fit the definition given in the EGF P1-90 specifications (6).

3.1 FRACTURE TOUGHNESS TESTS

The COD tests were carried out at the orientations referred in the introduction where B means the base metal and D the weld metal. The BS method was used (3) but the crack tip opening displacements were computed with the EGF equation for the test procedure.

$$\delta = \frac{(0.60a + 0.4(B - a_0))V_p + K^2(1 - \nu^2)}{(0.6a + 0.4B + Z) 2E \sigma_{ys}} \quad (1)$$

where 0.4 is the value of the rotational factor,  $r\Delta a$  is the slow crack growth measured in the COD test,  $a_0$  is the initial crack length prior to the COD test (machined notch+fatigue crack) and  $B=W$  is the specimen thickness equal to the specimen width. The remaining variables of equation (1) have the usual meaning.

The great majority of the specimens were used for J determination also. Hence the multiple specimen technique was used to obtain the J-R curves and to attempt to obtain a fracture toughness  $J_{i0}$  measurement. The procedure used for J determination is defined in the ASTM specifications (7,8) and also in the recently developed EGF P1-90 document (6). The angle of the crack plane with the mid plane of the notch was within the limits defined by the specification. In the great majority of specimens straight fatigue crack fronts were obtained well within the limits defined by the testing specifications. Extensive shear lips were observed in the specimens specially those tested at maximum load.

The CTOD-R curve for the BTL specimens with  $a_0/W \approx 0.15$  is plotted in Fig.3. The correlation is not linear and the results lie considerably above those previously obtained (5) in the specimens with the same thickness and longer initial crack length (typically  $a_0/W \approx 0.5$ ). Hence the application of the COD specification to specimens with shallow cracks ( $a/W < 0.3$ ) gives higher toughness values and also higher COD values at crack initiation ( $\delta_i \approx 1\text{mm}$ ) (Fig.3). Note that COD at crack initiation for the longer crack specimens is well below 1mm ( $\delta_i \approx 0.12\text{mm}$ ). This great difference in toughness is not entirely due to the influence of crack length. It is likely that the location of the rotation point assumed in the COD equation used in specification changes with crack length. This is confirmed by recent work carried out by Liu (9) and Koledmik (10) which seems to indicate that a value of the rotational factor  $r=0.4$  as defined in the specification (equation 1) is only reasonably accurate for long cracks. Further testing is in progress to draw more definitive conclusions on this point.

The J-R curve (J against slow crack growth) is shown in Fig.4 (valid results possible for the BTL and BTS orientations). However for the time being the number of tests (4 specimens) may not be enough to define reliable conclusions and hence further testing is in progress to clarify this point.

In Fig.4 a plot was made of the blunting line and the 0.15mm offset line of the ASTM E813 specification. The analytical blunting line of the EGF P1/90 procedure and the 0.2mm offset line are also plotted. The analytical blunting line is given by the equation:

$$\Delta a_B = 0.4 d_n \frac{J}{\sigma_0} \quad (2)$$

where  $d_n$  is given by (6)

$$d_n = \frac{1.185E}{\pi \sigma_0 (1+n)} \left( \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \times \frac{(1+\nu)^{1+n}}{E} \times \frac{(1+n)}{n} \right)^{1+n} \quad (3)$$

In equation (3)  $\sigma_0$  is a reference stress and  $n$  is a strain hardening exponent given by Fig.A 5.1 of the document.

To obtain  $J_i$  and  $J_{0.2}$  values of J for crack initiation and 0.2mm slow crack growth the EGF P1/90 procedure recommends the measurement of the stretch zone size,  $\Delta a_{szw}$ .  $J_i$  is defined by the point of intersection of the vertical line passing through the value of  $\Delta a_{szw}$  with the J resistance curve.  $J_{0.2}$  is obtained by an offset parallel line to the stretch zone width line with a displacement of 0.2mm. Similar procedure holds for the blunting line given by equation (2).

This can be done in the SEM measuring the stretch zone width at the crack tip in several specimens loaded in the early stages of the J curve (e.g. in the elastic regime or at the beginning of plastic deformation). The stretch zone width is by definition the amount of crack blunting at the crack tip without any crack growth (separation of crack surfaces). From our experience we find this technique extremely time consuming and prone to errors. We think it will be more advisable and simple to define  $J_i$  or

other parameter of toughness such as  $J_{0.2}$  based on a single reasonably conservative equation using standard or other well defined material properties.

The validation lines of  $J_{max}$  and  $\Delta a_{max}$  are also plotted in Fig.4 for the ASTM E1152 and EGF methods. In this case the E1152 specification was chosen since it is less severe than the E813. The set of equations for these parameters are:

ASTM E1152

For  $J_{max}$  the smaller of  
 $J_{max} = b\sigma_y/20$  or  $B\sigma_y/20$

and

$$\Delta a_{max} = 0.1 b_0$$

EGF P1/90

For  $J_{max}$  the smaller of  
 $J_{max} = b\sigma_y/25$  or  $B\sigma_y/25$

and

$$\Delta a_{max} = 0.06 b_0$$

where  $\sigma_y$  is defined as the mean flow stress. The EGF blunting line obtained with equations (2) and (3) is also plotted in Fig.4 and lies to the left of the ASTM blunting line.

Hence it is seen that the validation lines for  $J$  and  $a$  results are less severe in the ASTM specification than the EGF P1/90 method (see the comparison in Fig.4). For this steel and for the thickness of 50mm it is difficult to obtain valid data to define a  $J_{0.2}$  toughness value or  $J_i$ . Note that in Fig.4 only four valid tests were obtained accordingly with ASTM and three with EGF P1/90. The material exhibits a very high  $J$  toughness and since there is also a great amount of slow crack growth it is a complicated task to obtain data inside the valid toughness zone indicated in Fig.4. However additional testing is in progress in an attempt to obtain more data in the validation areas.

Since fracture toughness with  $J$  is extremely difficult to define it was decided to carry out only CTOD tests in the 12mm thickness specimens of the weld metal.

The CTOD-R curve for 12mm weld metal results is plotted in Fig.5. It was possible to establish a single correlation line for all the results. Hence CTOD in the weld metal does not show a significant variation with both specimen orientation and specimen location along the shell thickness.

The equation that could fit the data is indicated in Fig.5. The correlation coefficient for the linear regression analysis was 0.943. The CTOD values for crack initiation are obtained putting  $\Delta a=0$  in the CTOD equations written in Fig.5.

Note that the CTOD-R curve for the weld metal lies above the curve for the base metal. The CTOD value for initiation is also above in the weld metal. Hence it looks that the steel has adequate toughness in the weld metal when compared with the base metal.

The results of CTOD toughness at maximum load  $\delta_{max}$  are plotted in Fig.6. Although the CTOD-R curve for the weld metal lies above the curve for the base metal the toughness measured by the maximum load CTOD,  $\delta_{max}$  is not affected by

the testing variables. The  $\delta_{max}$  values obtained for the weld metal and plotted in Fig.5 show some variations but these can be due only to scatter in the results caused by variations in the testing procedures (variations in initial crack length and crack plane). All the  $\delta_{max}$  data fits in the scatter band showed in Fig.6 ranging from 0.4 to 0.7mm for  $\delta_{max}$ . The amount of available data obtained so far is sufficiently large to conclude that the toughness  $\delta_{max}$  in the weld metal and base metal does not show to be consistently higher or lower. The same applies to toughness variations detected along the shell thickness (upper surface, center and lower surface).

The results obtained show that CTOD is affected by geometry (thickness) and initial crack length ( $a_0/W$ ). The application of the CTOD testing specification of shallow cracked specimens gave higher CTOD values. This effect has been reported in the literature (11,12) and requires further work concerning the location of the rotation point (13). Also the applicability of alternative crack tip parameters, such as the CTOA (crack tip opening angle), to these results will be carried out next (14,15).

So far as  $J$  is concerned testing will be continued in the thicker specimens trying to define a more accurate analysis of validation limits for the  $J$  data and  $J$  toughness for crack initiation.

#### 4. CONCLUSIONS

- 1 - For the base metal A515 Grade 70 steel the CTOD for shallow cracks ( $a_0/W \approx 0.15$ ) lies above CTOD measured in the normalised specimens with  $a_0/W \approx 0.5$ . This result should be attributed to inaccurate assessment of the rotational point for specimens with small cracks and a further study will be carried out.
- 2 - CTOD toughness in the weld metal is independent of specimen orientation and location along the shell thickness. The CTOD-R curve for the weld metal lies above the curve for the base metal.
- 3 - The CTOD values obtained at maximum load  $\delta_{max}$  in normalised specimens of 12mm thickness can be fitted in a single scatter band valid for weld metal and base metal results. No significant variations of  $\delta_{max}$  toughness could be detected between the weld metal and base metal.
- 4 - Application of ASTM and EGF criteria for assessment of toughness measured by  $J$  showed that for the thickness of 50mm majority of data fall outside the validation lines of these criteria. Hence no valid  $J_{0.2}$  values were obtained for this thickness and this was also the case for the results previously obtained at the thickness of 12mm. It is recommended that for materials of high toughness, such as this steel, the validation areas should be less severe. Further work will continue in this area.

## REFERENCES

- (1) - Origin of surface indications on MAGUE shells in A515 Grade 70 steel, Report Creusot-Marrel, 1987, Usine de Châteauneuf France
- (2) - Branco, C.M., Guerra Rosa, L., "Toughness analysis in a supersaturated water vapour pressure vessel manufactured by MAGUE for a thermal power station", Int. report CEMUL, Lisbon, 1987
- (3) - BS5762, Methods for crack opening displacement testing, British Standards Institution, 1979
- (4) - "Estudio de la tenacidad y de la propagación de grietas por fatiga en el acero A515 Grade 70", Progress report of project CECA 7210/KE/933, Period, 1-7-89, 1-1-90, San Sebastian, Espanha
- (5) - "Fracture toughness of A515 Grade 70 steel", Progress report of project CECA 7210/KE/932, Period 1-7-89, 1-1-90, CEMUL, Technical University of Lisbon, Portugal
- (6) - EGF P1-90, "EGF recommendations of determining the fracture resistance of ductile materials", European Group on Fracture, December 1989
- (7) - ASTM E 813:87,  $J_{1c}$  a measure of fracture toughness, American Society for Testing and Materials, 1988
- (8) - ASTM E1152-87, Standard test method for determining J-R curves, American Society for Testing and Materials, 1988
- (9) - Liu, B.C. and Chiang, F.P., "Crack tip parameters and elastic-plastic fracture of metals", Int. J. Fract. 42, pp.321-388, 1990
- (10) - Kolednik, O., "An improved procedure for calculating COD in bend and CT specimens" Eng. Fract. Mech., Vol.33, pp.813-820, 1989
- (11) - Gibson, G.P., Druce, S.G., "Progress in understanding specimen size and geometry effects on ductile fracture", Proc. ICF7, Houston, Texas, USA, Vol.1, p.181-189, Pergamon Press, 1989
- (12) - de Vedia, L.A. "Applications of EPFM to welding current trends", Ibid, Vol.1, p.223-231, Pergamon Press, 1989
- (13) - Gordon, J.R., "The development of a plastic hinge ahead of a growing crack", Proc. ECF7, 7<sup>th</sup> European Conference on Fracture Budapest, Hungary 1988, published by EMAS, UK, pp.699-705
- (14) - Shih, C.F., Delorenzi, H.G. and Andrews, W.R. "Studies on crack initiation and stable crack growth", ASTM STP 688, p.65-120, 1979
- (15) - Gibson, G.P. and Druce, S.G., "An assessment of various crack tip displacement based elastic-plastic fracture parameters to characterize ductile crack growth resistance", Int. J. Fract., 35, p.139-151, 1987
- material. ASTM A515 Grade 70 steel.
- FIG.2 - COD specimens. Subsidiary test piece (Square cross section)
- FIG.3 - CTOD-R curve (CTOD against slow crack growth  $\Delta a$ ) for specimens with  $a_0/W = 0.15$ .  $W=B=12\text{mm}$ .  $T=20^\circ\text{C}$ . 3PB. ASTM A515 Grade 70 steel.
- FIG.4 - J-R curve (against slow crack growth  $\Delta a$ ) for specimens with  $W=B=50\text{mm}$ .  $T=20^\circ\text{C}$  3PB. ASTM A515 Grade 70 steel.
- FIG.5 - CTOD-R curve for weld metal results. DTL and DTS.  $W=B=12\text{mm}$ . 3PB.  $T=20^\circ\text{C}$ . ASTM A515 Grade 70 steel.
- FIG.6 - Scatter bands of the maximum load COD data plotted against  $a$ . Base metal and weld metal.  $W=B=12\text{mm}$ . 3PB. ASTM A515 Grade 70 steel.

## LIST OF FIGURES

FIG.1 - Layout of the specimens in the shell

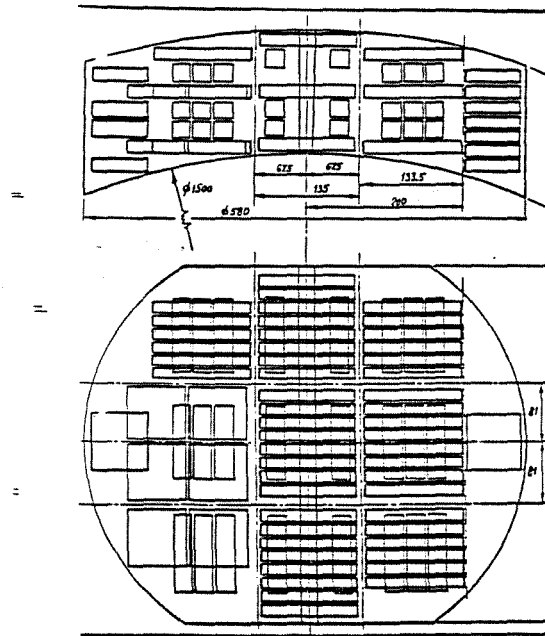


FIG.1 - Layout of the specimens in the shell material.ASTM A515 Grade 70 steel.

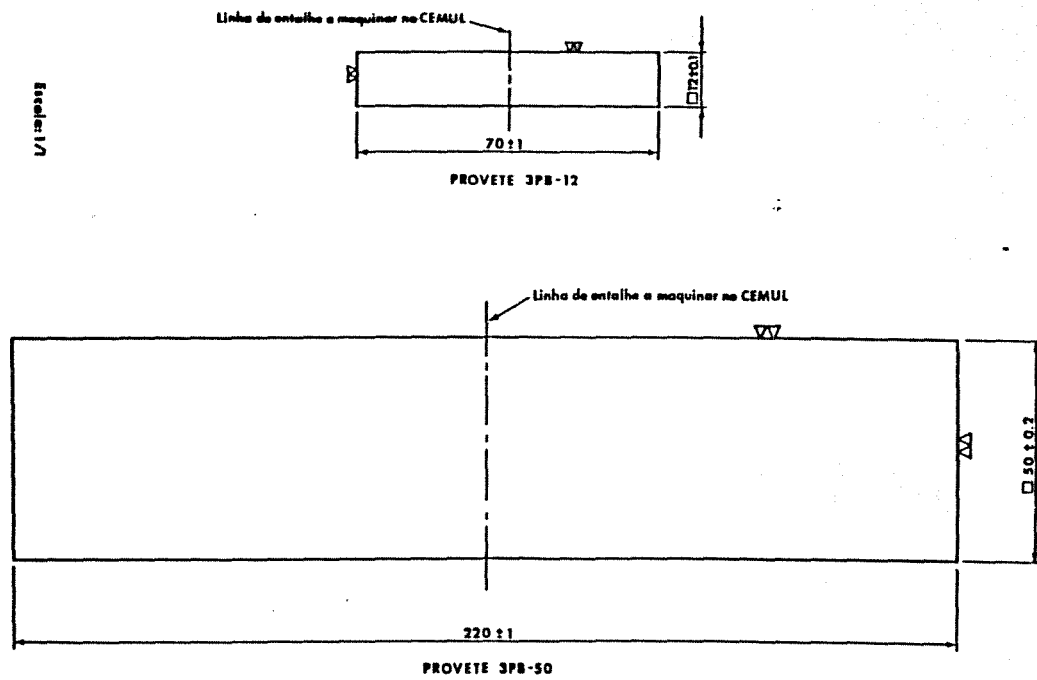


FIG.2 - COD specimens.Subsidiary test piece (Square cross section)

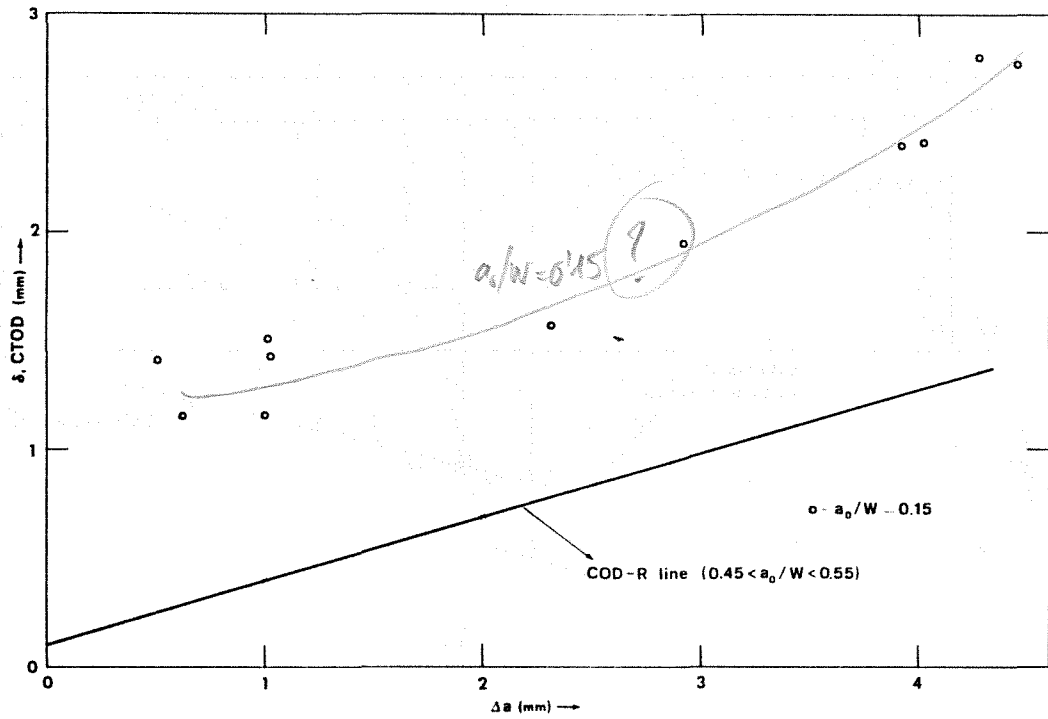


FIG.3 - CTOD-R curve(CTOD against slow crack growth  $a$ )for specimens with  $a/W=0.15$ .  $W=B=12$ mm.  $T=20$  C.3PB.ASTM A515 Grade 70 steel.

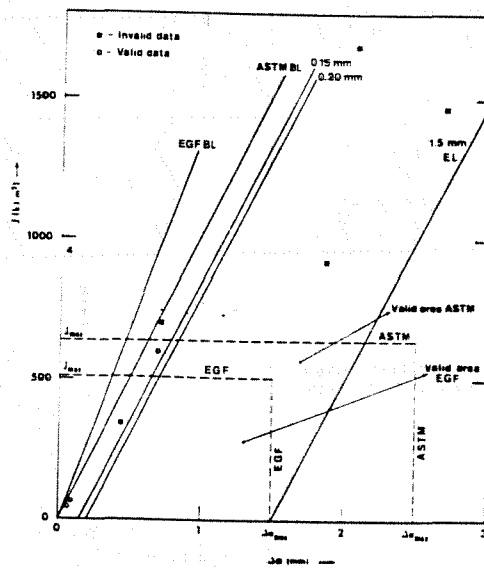


FIG.4 - J-R curve(against slow crack growth  $a$ )for specimens with  $W=B=50$ mm.  $T=20$  C.3PB.ASTM A515 Grade 70 steel.



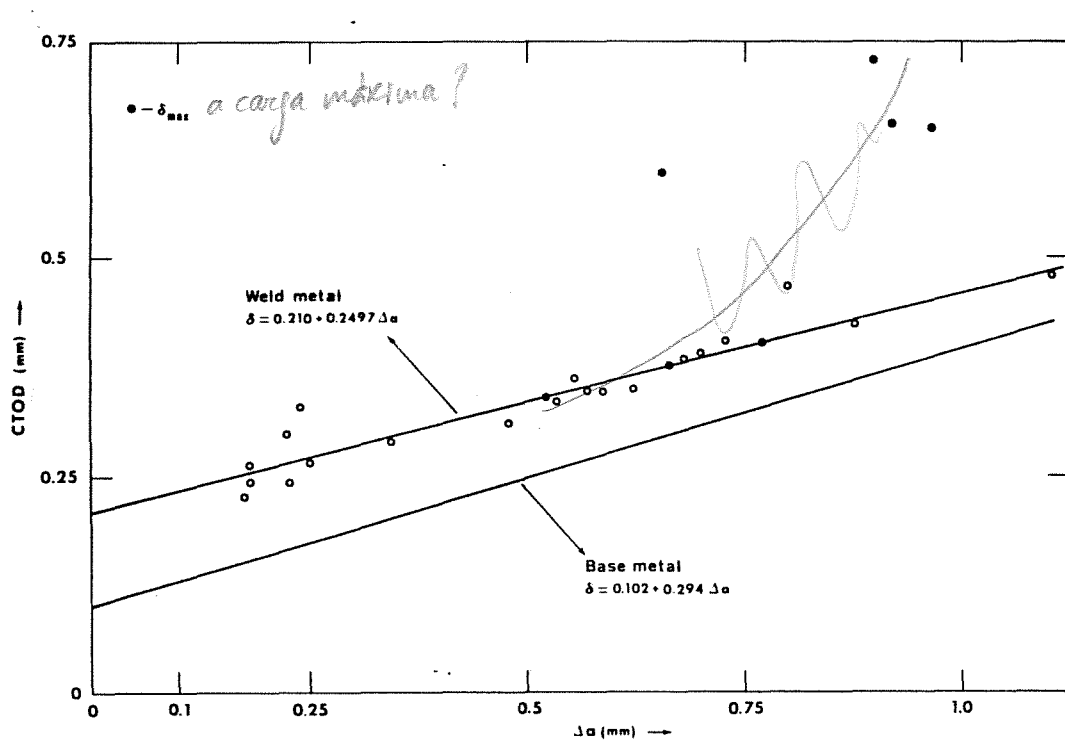


FIG.5 - CTOD-R curve for weld metal results.DTL and DTS.W=B=12mm.3PB.T=20°C.ASTM A515 Grade 70 steel

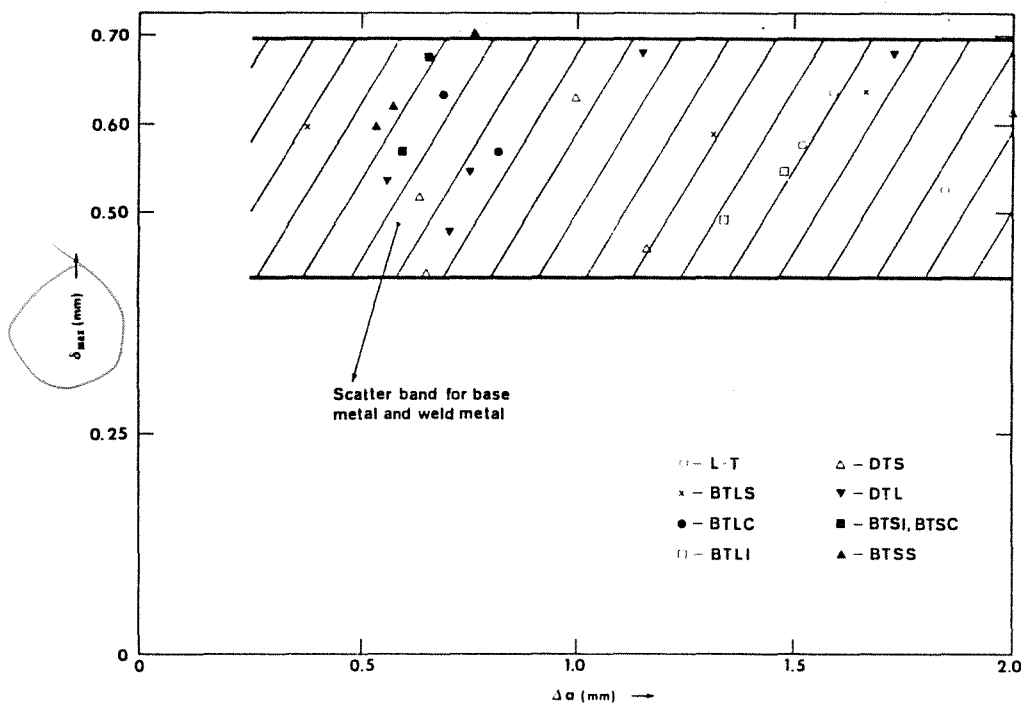


FIG.6 - Scatter bands of the maximum load COD data plotted against a.Base metal and weld metal. W=B=12mm.3PB.ASTM A515 Grade 70 steel

## FRAGILIZACION POR HIDROGENO DEL ACERO AUSTENITICO TIPO 316L: ENSAYOS A VELOCIDAD DE DEFORMACION CONSTANTE

J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid  
E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid

**Resumen.-** Se presentan en este artículo los primeros resultados experimentales del trabajo desarrollado por el autor para el *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, como parte del proyecto titulado "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds". El trabajo versa sobre la influencia de la velocidad de deformación y de la geometría de la entalla en la fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L, que será el material empleado en la primera pared del NET (Next European Torus).

Los ensayos se realizaron a velocidad de deformación constante con probetas axilimétricas entalladas bajo polarización catódica durante el proceso de carga. El intervalo de velocidades de deformación fue muy amplio, para así tener muy diferentes grados de daño producido por el hidrógeno. Se utilizaron dos geometrías de entalla con radios muy diferentes, para analizar la influencia del estado tensional en las proximidades del fondo de la entalla en la fragilización por hidrógeno. Las muestras se mecanizaron en dos direcciones (la del laminado y la perpendicular) con el propósito de estudiar la posible anisotropía. Los resultados referidos al acero austenítico en estudio se comparan con los obtenidos en un acero perlítico sometido a la misma técnica experimental y bajo el mismo potencial electroquímico.

**Abstract.-** This paper presents the first results of the work which the author has been performing for the *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, as a part of a task entitled: "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds". The contribution deals with the effects of strain rate and notch geometry on hydrogen embrittlement of 316 L austenitic stainless steel, which will be used for the first wall of NET (Next European Torus). Slow Strain Rate (SSR) fracture tests on round notched specimens of 316 L steel were carried out under cathodic polarization during the mechanical loading. A wide range of strain rates was covered in the tests, in order to obtain very different degrees of damage produced by the hydrogen. Two notch geometries of very different radii were used, to analyze the influence of the stress state in the vicinity of the notch tip on hydrogen embrittlement. Samples were machined in two directions (the rolling direction and the perpendicular one), thus permitting a study of anisotropy effects. Results are compared with those for a high strength pearlitic steel tested with the same technique under the same electro-chemical potential.

### 1. INTRODUCCION

La limitación de las fuentes de energía convencionales ha conducido durante los últimos años a la búsqueda de nuevos modos de producción energética. Actualmente uno de los más prometedores, pero todavía desgraciadamente en fase pre-tecnológica, es la generación de energía a partir de la fusión nuclear, cuyo desarrollo exitoso proporcionaría una fuente casi ilimitada de energía a las futuras generaciones.

La energía de fusión tiene dos ventajas fundamentales. En primer lugar las fuentes (deuterio y tritio) son casi inagotables, pues el deuterio se encuentra en cantidades casi ilimitadas en los océanos; en cuanto al tritio, aunque no en tan gran escala, sí se da en magmitud suficiente como para no tener desabastecimiento. En segundo lugar, los productos finales de la reacción de fusión (Helio) no son radiactivos. Bien es verdad que el reactor (al menos tal como está concebido actualmente) usa tritio radiactivo, pero este material permanece dentro del mismo.

En el momento presente se están desarrollando en todo el mundo gran cantidad de programas de investigación

científico-tecnológica cuyo objetivo fundamental es comprobar si el uso de la fusión nuclear para generar electricidad es factible. En la actualidad ya opera el JET (Joint European Torus), el mayor reactor de fusión tipo Tokamak del mundo, que intenta demostrar la viabilidad de la fusión termonuclear controlada (fusión caliente) como fuente alternativa de energía a largo plazo. En cuanto a la factibilidad tecnológica, se estudiará en el NET (Next European Torus), actualmente en estado de diseño conceptual, y que puede estar en operación alrededor del año 2000.

En este contexto se enmarca el presente proyecto de investigación, consistente en el estudio de la fragilización por hidrógeno del acero austenítico tipo 316L, que será el material utilizado en la primera pared del NET. El estudio es la parte experimental del proyecto "316L H Embrittlement - Notch Effect" que el autor está llevando a cabo en el Departamento de Ciencia de Materiales de la Universidad Politécnica de Madrid dentro del *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, como parte del proyecto titulado "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds", financiado por la Comunidad Económica Europea a través de EURATOM/CIEMAT.

## 2. DESCRIPCION DEL PROYECTO

El diseño del próximo reactor experimental de fusión (NET) está basado en el concepto de fusión por confinamiento magnético de un plasma a alta temperatura. Se trata por tanto de la así llamada fusión caliente. La Fig. 1 muestra una vista general del reactor, de forma toroidal. Por el interior de dicho toro circula el plasma bajo la acción de un campo magnético exterior, lo que hace que sus partículas describan trayectorias helicoidales. En la Fig. 2 se ofrece una de las secciones transversales de la superficie tórica (la sección generatriz), que tiene forma de riñón.

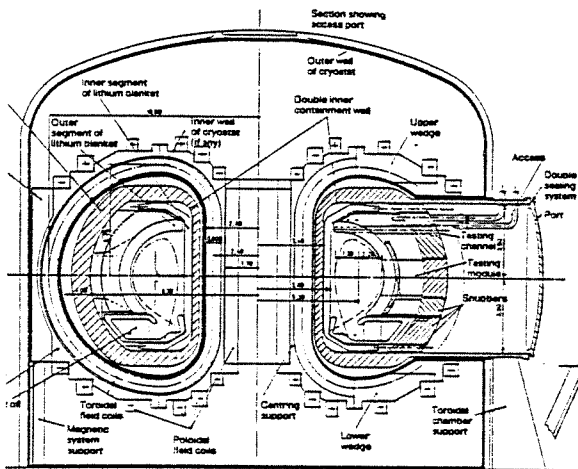


Fig. 1. Vista general del reactor de fusión (NET).

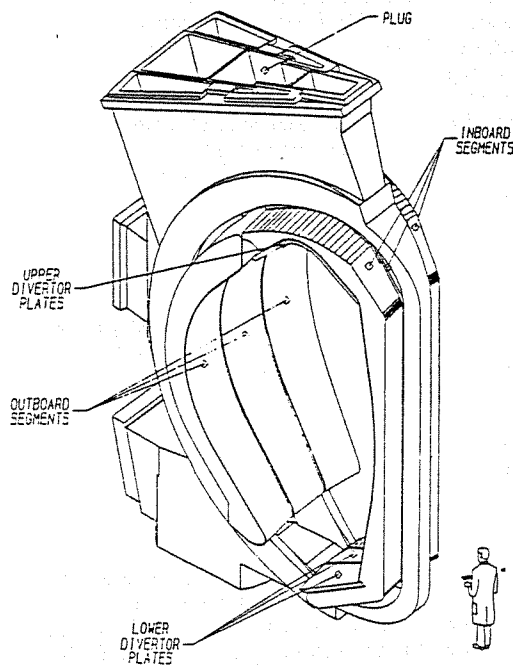


Fig. 2. Sección de la superficie tórica.

La elección del material para la primera pared del NET ha sido una de las decisiones más críticas dentro del proyecto, puesto que se encuentra cercano al plasma en el cual la fusión tiene lugar. Las sollicitaciones a que estará sometido dicho material son, pues, de tipo térmico, mecánico y

químico, además de la irradiación neutrónica producida por los neutrones resultantes de la reacción de fusión. Por otra parte, y desde el punto de vista de la investigación que aquí se describe, cabe resaltar que el material puede ser fragilizado por el hidrógeno producido *in situ* a través de las reacciones neutrón-protón. La sollicitación será biaxial, en las dos direcciones de la plancha: la del laminado y la perpendicular.

El material elegido finalmente para la primera pared del NET fue el acero austenítico tipo 316L recocido, en virtud de la siguientes consideraciones:

- Tiene gran estabilidad microestructural, asociada a su bajo contenido en carbono, lo que garantiza la permanencia de la microestructura en los procesos de soldadura.
- El efecto de la irradiación neutrónica ha sido suficientemente estudiado en este material, utilizado en anteriores reactores.
- Posee excelente tenacidad de fractura y resistencia a la fatiga.

## 3. ESTADO DEL ARTE

Existe abundante bibliografía científica sobre el acero austenítico tipo 316L. Pueden citarse referencias sobre la influencia de la microestructura en el comportamiento en fractura [1], corrosión-fatiga [2-3] y corrosión bajo tensión [4-6]. Existen también estudios específicos sobre fractura en medios agresivos de aplicación tecnológica, como cloruros [7] o agua a alta temperatura [8-10].

Las referencias [11-14] contienen una aproximación ingenieril al problema de la corrosión bajo tensión en reactores de agua hirviendo, incluyendo la definición de una velocidad de deformación local en el fondo de una fisura y estableciendo un modelo simple para predecir la velocidad de crecimiento de fisuras en el medio agresivo.

El artículo [15] ofrece un estudio general de la fisuración por corrosión bajo tensión del acero 316L bajo diferentes potenciales electro-químicos y a distintas temperaturas entre 100 y 300 °C, obteniendo relaciones entre la temperatura y el espesor de la capa de óxido formada.

Referencias específicas sobre fragilización por hidrógeno son [16] y [17], en las cuales se analiza el efecto del hidrógeno sobre la tenacidad de fractura y la resistencia a las entallas, respectivamente. En [18] se dan valores del coeficiente de difusión de hidrógeno en el acero 316L en función de la temperatura. La principal conclusión de [19] consiste en que el hidrógeno no produce un daño previo en el acero - comprobado en probetas desgasificadas - por lo cual todo el daño se concentra en los momentos previos a la rotura final.

Estudios fractográficos relativos al acero austenítico 316L fracturado en ambiente de hidrógeno pueden encontrarse en [20-22]. En [23] se analiza el efecto de las dislocaciones sobre el transporte de hidrógeno, y en [24], dualmente, la influencia del hidrógeno sobre el movimiento de las dislocaciones (en un interesante estudio *in situ* utilizando un microscopio de alto voltaje con una cámara ambiental).

La idea final de la referencia [25] es que los aceros austeníticos de tipo  $\gamma$  (como el 316L) son poco sensibles a la fragilización por hidrógeno. A la misma conclusión se llega en [26-27], pero distinguiendo el acero recocido (muy poco susceptible) del envejecido o sensibilizado (muy susceptible a la fragilización por hidrógeno). En [27] y [28] se completa esta idea al comprobar que la fractura microscópica es por crecimiento y coalescencia de huecos

en el caso del recocido, e intergranular en el envejecido. Finalmente, en [29] se analiza el efecto casi despreciable del hidrógeno sobre el límite elástico y la tensión de rotura del acero 316L, aunque sí afecta, si bien levemente, a la curva tensión-deformación.

4. EXPERIENCIA PREVIA

El autor tiene experiencia previa en fragilización por hidrógeno de aceros de alta resistencia, concretamente acero eutectoide perlítico como el utilizado en la técnica del hormigón pretensado en ingeniería civil. La referencia [30] contiene los resultados generales, macroscópicos y microscópicos, de la experimentación bajo polarización catódica sobre probetas entalladas de acero perlítico. los ensayos se realizaron a velocidad de deformación constante cubriendo un amplio intervalo de velocidades de sollicitación y utilizando muy diferentes geometrías entalladas. Desde el punto de vista macroscópico, la carga de rotura en ambiente agresivo resultó función creciente de la velocidad de deformación, o función decreciente del tiempo hasta rotura.

El artículo [31] ofrece una formulación cinemática de un criterio de fractura en ambiente de hidrógeno para probetas entalladas de acero perlítico: el parámetro crítico de fractura del material (tensión crítica efectiva o equivalente de Von Mises) se expresó en función de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla, lo cual demuestra la importancia de dicha variable (calculada numéricamente) en los procesos de fractura en ambiente agresivo sobre muestras entalladas.

La referencia [31] recoge todos los resultados de análisis fractográfico de las superficies de rotura mediante microscopía electrónica de barrido. La región crítica o de fractura es la zona TTS, topografía microscópica no convencional asociada al proceso de fragilización por hidrógeno. El area TTS es una zona micro-dañada o micro-fracturada, a una escala inferior a la del primitivo grano austenítico del material.

5. ENSAYOS DE FRAGILIZACION

El material utilizado en la presente investigación es un acero austenítico recocido tipo  $\gamma$ : el 316L. La composición química se da en la Tabla 1, y las características mecánicas aproximadas son  $\sigma_Y=175\text{MPa}$ ,  $\sigma_R=450\text{MPa}$ . Se trata de un acero con comportamiento marcadamente dúctil en condiciones de temperatura ambiente y ausencia de defectos superficiales de tipo fisura o entalla.

TABLA 1. Composición química

C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
.018	1.75	.02	.001	.35	17.30	12.09	2.31

Las probetas de ensayo son axilsimétricas entalladas circularmente. Se han utilizado dos geometrías de entalla (Fig. 3) de poca profundidad y muy diferentes radios en el fondo, con el fin de tener diferentes estados tensionales en las proximidades y poder evaluar así la influencia de la distribución de tensiones sobre el proceso de fragilización. Se mecanizaron dos tipos de muestras, una serie con el eje

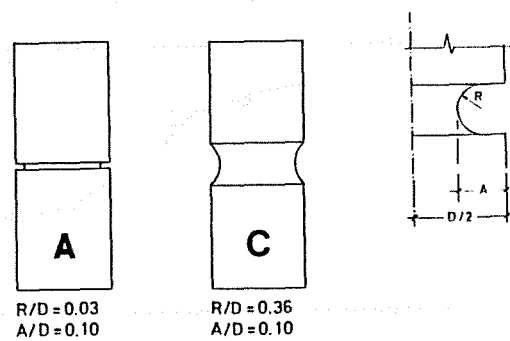


Fig. 3. Geometrías entalladas.

de la probeta (y por tanto de aplicación de la carga) en la dirección del laminado, y otra con el eje en la dirección perpendicular, con el fin de estudiar la posible anisotropía, tanto mecánica como resistente.

Para cada geometría se realizó un ensayo en aire a modo de referencia. Los ensayos de fragilización por hidrógeno se llevaron a cabo a velocidad de deformación constante con un amplio intervalo de velocidades. El hidrógeno se produjo mediante polarización catódica en una solución  $\text{H}_2\text{SO}_4$  1N a la que se añadieron 0,25 g/l de  $\text{As}_2\text{O}_3$  que actuó como veneno, impidiendo la recombinación de hidrógeno. El potencial electroquímico fue  $E = -1200$  mV ECS (régimen típicamente catódico), y se impuso mediante un potenciostato y tres electrodos.

Las Figs. 4 y 5 ofrecen los resultados macroscópicos (carga de rotura en normalizada vs. duración del ensayo) para el acero austenítico 316 L y los dos tipos de entalla. Se dan resultados para el eje de tracción en la dirección del laminado y en la perpendicular. En todos los casos se considera que la fractura tiene lugar cuando se alcanza la carga máxima.

6. ANALISIS DE RESULTADOS

Un primer resultado que se observó en los ensayos de fragilización por hidrógeno sobre el acero 316L fue que el modo de fractura macroscópico fue claramente dúctil en todos los ensayos, incluso en presencia del hidrógeno, y por supuesto en los ensayos de fractura en aire. Esto quiere decir que hubo siempre una clara rama de descenso en la curva carga-desplazamiento para todos los ensayos, lo cual concuerda perfectamente con los hechos observados en las Refs. [27] y [28], al tratarse de un acero austenítico recocido, el cual rompe microscópicamente por crecimiento y coalescencia de huecos.

Las curvas de resultados experimentales ofrecidas en la sección anterior representan el daño producido por el hidrógeno en función de la duración del ensayo o de la velocidad de deformación durante el mismo, puesto que ambas variables están relacionadas inversamente. La carga de rotura en ambiente de hidrógeno resulta ser una función decreciente de la duración del ensayo, o bien una función creciente de la velocidad de deformación, que en definitiva establece el tiempo que tiene el hidrógeno para penetrar y difundirse. Esta dependencia monótona es general para cualquier ensayo de fragilización por hidrógeno (realizado a potenciales catódicos), en contraposición a los ensayos bajo potenciales anódicos, en los cuales la formación y rotura de la película de óxido o capa de pasivación es el fenómeno determinante de la rotura, por lo cual existe una velocidad pésima que produce el máximo daño sobre la probeta.

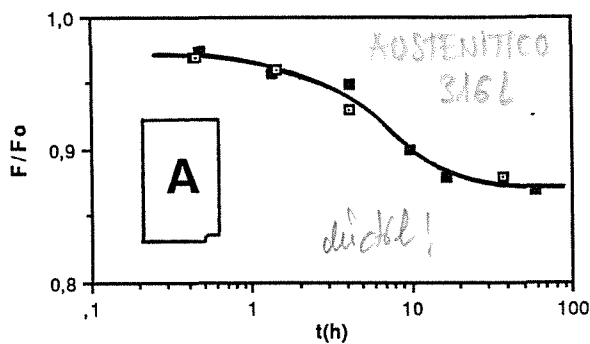


Fig. 4. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero austenítico 316L, entalla de radio mínimo.  
 □ : Eje de tracción en la dirección del laminado.  
 ■ : Eje de tracción en la dirección perpendicular.

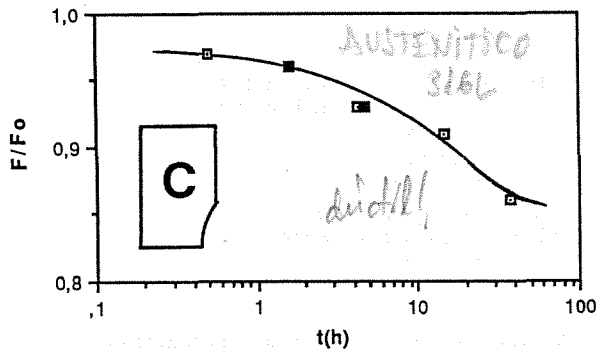


Fig. 5. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero austenítico 316L, entalla de radio máximo.  
 □ : Eje de tracción en la dirección del laminado.  
 ■ : Eje de tracción en la dirección perpendicular.

No se han encontrado diferencias apreciables en los resultados macroscópicos en la dirección de laminado y en la perpendicular, lo que hace pensar en un comportamiento isotrópico en ambas direcciones, tanto desde el punto de vista mecánico-resistente, como desde la óptica de la difusibilidad del hidrógeno. Este resultado experimental es importante, pues permitirá abordar teóricamente el problema mediante modelos isotrópicos.

Se han alcanzado los valores límites para la carga de fractura en el medio agresivo correspondiente a ensayos muy breves y a ensayos cuasi-estáticos o de duración muy prolongada. Los primeros son lo suficientemente rápidos como para impedir la entrada de hidrógeno en la muestra; los últimos son lo suficientemente lentos como para alcanzar en todo instante la concentración de equilibrio hidrógeno-metal correspondiente al estado tensional en cada punto de la probeta.

En el caso de ensayos muy rápidos (de duración inferior a una hora), la carga de rotura en el medio agresivo es inferior a la carga de rotura en aire, lo cual hace pensar que la absorción del hidrógeno adsorbido a la superficie de la muestra es prácticamente instantánea, y permite el establecimiento de la condición de contorno para el problema de la difusión: la concentración de hidrógeno en la superficie de la muestra como función de las condiciones electroquímicas de la solución (pH y potencial).

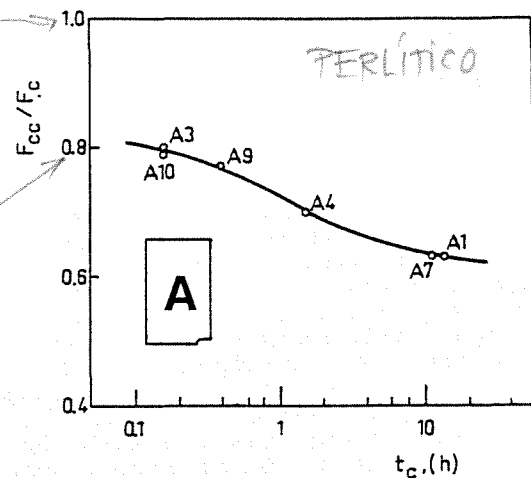


Fig. 6. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero ferrítico de alta resistencia, entalla de radio mínimo.

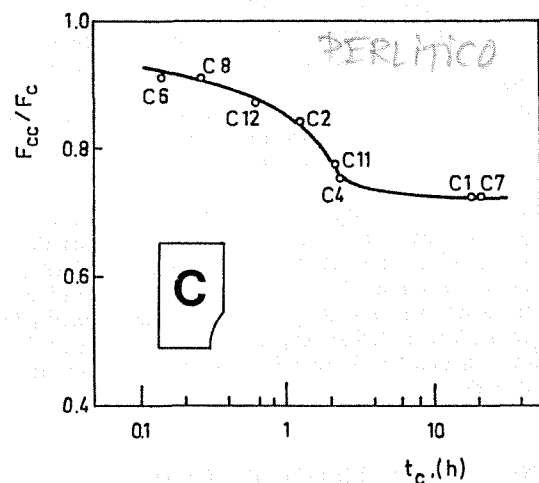


Fig. 7. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero ferrítico de alta resistencia, entalla de radio máximo.

La obtención del valor asintótico de la carga de rotura en el medio agresivo para ensayos cuasi-estáticos permite una aproximación independiente del tiempo al problema de la fractura en ambiente agresivo, puesto que en ese caso la concentración de hidrógeno en todos los puntos de la muestra es función unívoca de la tensión hidrostática en dichos puntos.

El efecto de las dos entallas distintas sobre la fragilización no es muy claro, salvo el hecho de que para la de mayor radio es necesario acudir a velocidades de deformación mucho más lentas para alcanzar la rama asintótica. La geometría de la entalla, sin embargo, no tiene una gran influencia sobre la fragilización del acero austenítico (medida por su efecto macroscópico en pérdida de carga de rotura con respecto a la carga de rotura en aire).

Las Figs. 6 y 7 muestran, a modo de comparación, los resultados referentes al acero ferrítico de alta resistencia utilizado en investigaciones anteriores realizadas bajo el mismo potencial electroquímico. La comparación con los resultados correspondientes al acero austenítico 316L (Figs. 4 y 5) permite afirmar que éste es mucho menos susceptible

a la fragilización por hidrógeno, y esto se nota especialmente en los ensayos más rápidos, para los cuales en el acero perlítico el daño es considerable aún para ensayos muy breves. Por otra parte, y también en lo que se refiere al acero perlítico y para todo el intervalo de velocidades de deformación, la geometría de la entalla tiene un efecto determinante sobre la fragilización, que es más intensa en la geometría de radio pequeño, debido a que el punto de máxima tensión hidrostática está más próximo al fondo de la entalla en este caso, facilitando que el hidrógeno se concentre en la región crítica.

## 7. CONCLUSIONES

De los resultados experimentales sobre fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L cabe extraer las siguientes conclusiones:

1. El modo macroscópico de fractura es claramente dúctil incluso en ambiente de hidrógeno.
2. La carga de rotura en el medio agresivo es una función creciente de la velocidad de deformación, o decreciente de la duración de ensayo.
3. El comportamiento macroscópico es similar en la dirección del laminado y en la perpendicular. El comportamiento es isótropo tanto en lo que se refiere a la resistencia del acero como en lo concerniente a la difusión del hidrógeno.
4. Se han alcanzado los valores asintóticos correspondientes a los ensayos ultra-rápido y cuasi-estático.
5. En ensayos de duración muy breve la fragilización del acero austenítico apreciable, lo que indica que la condición de contorno para la difusión se establece instantáneamente.
6. El ensayo cuasi-estático permite una aproximación independiente del tiempo al problema de la fractura en ambiente agresivo, puesto que en ese caso la concentración de hidrógeno en todos los puntos de la muestra es función unívoca de la tensión hidrostática en dichos puntos.
7. La geometría de la entalla no tiene una gran influencia sobre la magnitud de la fragilización del acero austenítico, en contraste con su importancia en aceros perlíticos.
8. El acero austenítico tiene un comportamiento macroscópicamente más dúctil y es menos fragilizable por hidrógeno que el perlítico.

## Agradecimientos

El presente trabajo de investigación ha sido financiado por EURATOM/CIEMAT dentro del *European Fusion Technology Programme*, Task PSM5: "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316 L Steel and Welds". El autor agradece dicha financiación, así como el apoyo de los Drs. J.L. Boutard (THE NEAT TEAM), P. Fenici (CCR-Ispra) y E. Hodgson (CIEMAT).

## REFERENCIAS

- [1] Lippold, J.C., Juhas, M.C., Dalder, E.N.C. (1985). "The Relationship between Microstructure and Fracture Behavior of Fully Austenitic Type 316L Weldments at 4.2K". Metall. Trans. A, Vol. 16A, pp. 1835-1847.
- [2] Fong, C., Tromans, D. (1988). "High Temperature Stage I Corrosion Fatigue of Austenitic Stainless Steel (316L)". Metall. Trans. A, Vol. 19A, pp. 2753-2764.
- [3] Fong, C., Tromans, D. (1988). "Stage I Corrosion Fatigue Crack Crystallography in Austenitic Stainless Steel (316L)". Metall. Trans. A, Vol. 19A, pp. 2765-2773.
- [4] Shiquiong, L., Dickson, J. I., Bailon, J.P., Tromans, D. (1989). "The Influence of the Stress Intensity Factor on the Fractography of Stress Corrosion Cracking of 316 Stainless Steel". Mat. Sci. Engng., Vol. 119, pp. 59-72.
- [5] Nishimura, R., Kudo, K. (1989). "Stress Corrosion Cracking of AISI 304 and AISI 316 Austenitic Stainless Steels in HCl and H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Solutions - Prediction of Time-to-Failure and Criterion for Assessment of SCC Susceptibility". Corrosion, Vol. 45, pp. 308-316.
- [6] Nakayama, T., Fujiwara, K., Yorii, Y., Inoue, T. (1989). "Development of High-Strength, High-Corrosion-Resistant Austenitic Stainless Steel for Sour-Gas Service". Corrosion, Vol. 45, pp. 749-757.
- [7] Raghu, T., Malhotra, S.N., Ramakrishnan, P. (1989). "Corrosion Behavior of Porous Sintered Type 316L Austenitic Stainless Steel in 3% NaCl Solution". Corrosion, Vol. 45, pp. 698-704.
- [8] Congleton, J., Shih, H.C., Shoji, T., Parkins, R.N. (1985). "The Stress Corrosion Cracking of Type 316 Stainless Steel in Oxygenated and Chlorinated High Temperature Water". Corrosion Science, Vol. 25, pp. 769-788.
- [9] Andresen, P.L. (1987). "Environmentally Assisted Growth Rate Response of Nonsensitized AISI 316 Grade Stainless Steels in High Temperature Water". Corrosion, Vol. 44, pp. 450-460.
- [10] Andresen, P.L., Briant, C.L. (1989). "Environmentally Assisted Cracking of Types 304L, 316L, 316NG Stainless Steel in 288°C Water". Corrosion, Vol. 45, pp. 448-463.
- [11] Maiya, P.S. (1984). "Quantitative Description of Strain Rate Effects on Susceptibility to Intergranular Stress Corrosion Cracking". Proc. 6th. Int. Conf. on Fracture (ICF6), New Delhi, India, pp. 2335-2343.
- [12] Maiya, P.S., Shack, W.J. (1985). "Stress Corrosion Cracking Susceptibility of AISI 316NG and 316 Stainless Steel in an Impurity Environment". Corrosion, Vol. 41, pp. 630-634.
- [13] Maiya, P.S. (1987). "Prediction of Environmental and Strain-Rate Effects on the Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels". Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 109, pp. 116-123.
- [14] Maiya, P.S. (1989). "Plastic Strain, Environmental, and Crevice Effects on SCC Initiation and Propagation in Types 316NG and 304 Stainless Steel". Corrosion, Vol. 45, pp. 915-924.
- [15] Congleton, J., Zheng, W., Hua, H. (1990). "Stress Corrosion Cracking of Annealed Type 316 Stainless Steel in High Temperature Water". Corrosion, Vol. 46, pp. 621-627.

- [16] Kobayashi, H., Hirano, K., Kayakabe, H., Nakazawa, H. (1981). "Influence of Hydrogen on Fracture Toughness of High Strength Steels". Proc. 5th. Int. Conf. on fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1909-1916.
- [17] Perng, T.P., Huang, J.H., Altstetter, C.J. (1988). "Hydrogen-Induced Cracking of Stainless Steels". Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials, Beijing, China, pp.866-867.
- [18] Tanabe, T., Imoto, S. (1980). "Hydrogen Permeation and Diffusion through Fe-Ni alloys and Austenitic Steels". Proc. JIMIS-2, Hydrogen in Metals, Minakami, Japan, pp.109-112.
- [19] Andriamiharisoa, H., Habashi, M., Galland, J., Azou, P. (1981). "Cathodic Hydrogenation of Austenitic Alloys in Molten Salts Bath, at 200°C or 300°C: Study of Hydrogen Induced Embrittlement". Proc. 5th. Int. Conf. on Fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1889-1897.
- [20] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1979). "Fractographic Characteristics of a Hydrogen-Charged AISI 316 Type Austenitic Stainless Steel". Metall. Trans. A., Vol.10 A, pp. 1196-1199.
- [21] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1981). "On the Effects of  $\alpha'$  Martensite in Hydrogen Embrittlement of a Cathodically Charged AISI Type 304 Austenitic Stainless Steel" Corrosion, Vol. 36, pp.47-51.
- [22] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1981). "Influence of metallurgical factors on hydrogen-induced brittle fracture in austenitic stainless steels". Proc. 5th Int. Conf. on Fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1881-1888.
- [23] Chene, J., Auconturier, M., Arnold-Laurent, R., Tison, P., Fidelle, J.P. (1980) "Hydrogen Transport by Deformation and Hydrogen Embrittlement in Stainless Steels". 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials. Jackson Lake, Wyoming, USA.
- [24] Rozenak, P., Roberston, I.M., Birnbaum, H.K. (1990) "HVEM Studies of the Effects of Hydrogen on the Deformation and Fracture of AISI Type 316 Austenitic Stainless Steel". Acta Metall. Mater., Vol.38, pp. 2031-2040.
- [25] Barthelemy, H. (1988). "Hydrogen Gas Embrittlement of some Austenitic Stainless Steels". Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials, Beijing, China, pp. 841-848.
- [26] Hazarabedian, A., Ovejero-García, J. (1989) "Effects of Strain Rate and Prior heat Treatments on Hydrogen Embrittlement of 316-L and 304 SS in Aqueous Sulfide Environment". 4th. Int. Conf. on The Effects of Hydrogen on Material Behaviour. Jackson Lake, Wyoming, USA.
- [27] Eliezer, D. (1980). "Hydrogen Assisted Cracking in Type 340L and 316L Stainless Steel". Proc. 3rd. Int. Conf. on Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials (I.M. Bernstein and A.W. Thompson, eds.), The Metallurgical Soc. of AIME, Moran, Wyoming, pp. 565-574.
- [28] Rozenak, P., Eliezer, D. (1983). "Effects of Metallurgical Variables on Hydrogen Embrittlement in AISI Type 316, 321 and 347 Stainless Steels". Mat. Sci. Engng., Vol. 61, pp.31-41.
- [29] Rosenthal, Y., Mark-Markowitch, M., Stern, A., Eliezer, D. (1984). "Tensile Flow and Fracture Behaviour of Austenitic Stainless Steels after Thermal Aging in a Hydrogen Atmosphere". Mat. Sci. Engng., Vol. 67, pp. 91-107.
- [30] Toribio, J., Elices, M. (1987). "Estudio cinemático de la fragilización por hidrógeno en alambres entallados". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 4, pp. 389-404.
- [31] Toribio, J., Elices, M. (1989). "Importancia de la velocidad de deformación en la fractura en ambientes agresivos". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 6, pp. 58-64.
- [32] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M. (1990). "La topografía T.T.S. como zona asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 7, pp. 170-177.

## CORROSION 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.- Se ha medido la velocidad de propagación de las fisuras en la aleación de aluminio 7017-T651 mediante ensayos de fatiga en ambientes con distintos grados de humedad y se ha detectado un incremento de la velocidad con el aumento de la humedad. Este fenómeno se atribuye a la fragilización por hidrógeno y se ha estudiado utilizando el modelo de R.P. Wei. Los resultados obtenidos están en buen acuerdo con los publicados por el citado autor para las aleaciones 7075-T651 y 2219-T851, y con las predicciones del modelo.

Abstract.- Fatigue crack growth was measured in 7017-T651 aluminum alloy in presence of water vapour. There is an increase in crack growth velocity as ambient humidity increases, as predicted by the hydrogen embrittlement model developed by R.P. Wei. Measured crack growth rates are in agreement with the model predictions and with the published values for 7075-T651 and 2219-T851.

## 1. INTRODUCCION

La resistencia de las aleaciones de aluminio a la fisuración bajo cargas oscilantes está influida por la presencia de vapor de agua en el ambiente que rodea a la muestra [1]. Se sabe que cantidades muy pequeñas de vapor de agua pueden acelerar de forma significativa la velocidad de crecimiento de las grietas en componentes sometidos a fatiga [2,3,6,7], y se cree que el fenómeno causante de este proceso de corrosión-fatiga es la fragilización por hidrógeno.

El objetivo de esta comunicación es medir la velocidad de propagación de las fisuras en la aleación 7017-T651 con distintos grados de humedad y estudiar el mecanismo responsable de la corrosión-fatiga a la luz de los modelos propuestos. El más prometedor, a nuestro juicio, es el de R.P. Wei donde se supone que el fenómeno es debido a la fragilización por hidrógeno.

## 2. MODELIZACION DEL PROCESO

Se han postulado varios modelos para tratar de explicar este fenómeno; entre los que merecen destacarse el de Speidel [3], el de Holroyd [4] y el de R.P. Wei [5]. Se trata de modelos de superposición en los que se descompone la

velocidad de crecimiento de la grieta en un ambiente agresivo  $(da/dN)_e$  en tres términos:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_e = \left(\frac{da}{dN}\right)_r + \left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{scc} \quad (1)$$

donde  $(da/dN)_r$  representa la velocidad de crecimiento por fatiga pura (ambiente inerte),  $(da/dN)_{scc}$  representa la velocidad de crecimiento por corrosión bajo tensión y  $(da/dN)_{cf}$  representa la velocidad de crecimiento por corrosión-fatiga, debido a la interacción sinérgica entre el proceso de fatiga y el ataque del medio agresivo. De estos tres términos el más difícil de cuantificar es el último.

El modelo de Wei [5] predice la dependencia del término de interacción  $(da/dN)_{cf}$  con la frecuencia del ensayo y la presión de vapor en ambientes gaseosos. Para ello supone que la aceleración en la velocidad de la grieta es debida a la fragilización por hidrógeno. Este se produce por la reacción del vapor de agua con las superficies frescas creadas por fatiga en un proceso secuencial de varias etapas (Figura 1):

1. transporte del gas desde el medio ambiente externo a la superficie reactiva,



2. adsorción física de las moléculas de hidrógeno en la superficie reactiva,
3. reacción del gas con esta nueva superficie produciéndose hidrógeno atómico,
4. difusión del hidrógeno atómico en una zona por delante del frente de la grieta, y
5. fragilización de la aleación.

En dicho modelo se supone que las velocidades de difusión y de fragilización son mucho más rápidas que las velocidades de transporte del gas y de reacción superficial, por lo que no se consideran. La contribución ambiental a la velocidad de crecimiento de la grieta  $(da/dN)_{cf}$  se supone proporcional a la cantidad de hidrógeno producido por la reacción superficial durante cada ciclo de fatiga que, por otra parte, es proporcional al área de fisura creada durante el ciclo de fatiga anterior al considerado y a la extensión de la reacción superficial:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \cdot \theta \quad (2)$$

donde  $\Delta a$  es el incremento en la longitud de la grieta por ciclo y  $\theta$  representa el valor relativo de la extensión de la reacción superficial ( $0 \leq \theta \leq 1$ ).

La variable adecuada para definir  $\theta$  es la exposición (producto de la presión del gas en la superficie reactiva por el tiempo disponible para la reacción). En corrosión-fatiga, la exposición viene dada por  $p_0/2f$ , donde  $p_0$  es la presión del ambiente gaseoso y  $f$  es la frecuencia de la carga. El factor  $1/2$  tiene en cuenta que las superficies están disponibles para la reacción la mitad del ciclo de carga-descarga.

La velocidad de reacción superficial viene dada por [5]:

$$\frac{d\theta}{dt} = k_c \cdot p \cdot f(\theta) \quad (3)$$

donde  $k_c$  es la constante de velocidad de reacción,  $p$  es la presión del gas en el frente de la grieta y  $f(\theta)$  expresa la dependencia funcional con el recubrimiento superficial.

La presión en el frente de la grieta depende de la velocidad de transporte del gas y de la velocidad de reacción superficial. A presiones en las que se verifica la condición de flujo molecular, el término de transporte se puede describir por medio del flujo de Knudsen. Así, la variación neta de la presión en el fondo de la fisura viene dada por [5]:

$$\frac{dp}{dt} = -\frac{S N_0 R T}{V} \frac{d\theta}{dt} + \frac{F}{V} (p_0 - p) \quad (4)$$

En el segundo miembro de esta ecuación, el primer término corresponde a la contribución de la reacción superficial y el segundo es el término de transporte.  $S$  y  $V$  son la superficie activa para la reacción superficial y el volumen que controla el flujo de gas en el fondo de la fisura, respectivamente,  $N_0$  es el número de lugares superficiales disponibles para la reacción por unidad de área superficial,  $d\theta/dt$  viene dado por la ecuación (3) y  $F$  es la conductancia de la grieta, que depende de la geometría de la fisura, el peso molecular del gas y la temperatura.

Suponiendo que la reacción superficial es de primer orden con respecto a  $\theta$ , es decir que  $f(\theta) = 1 - \theta$ , se puede

obtener una solución aproximada de las ecuaciones diferenciales acopladas (3) y (4). Sustituyendo la ecuación (3) en la (4) y despejando la presión se obtiene:

$$p = \frac{p_0 - \frac{V}{F} \cdot \frac{dp}{dt}}{\frac{S N_0 R T}{F} k_c f(\theta) + 1} \quad (5)$$

Según [5] podemos despreciar en esta ecuación el segundo término del numerador frente al primero, con lo que queda:

$$p = \frac{p_0}{\frac{S N_0 R T k_c}{F} f(\theta) + 1} \quad (6)$$

Sustituyendo (6) en (3) con  $f(\theta) = 1 - \theta$  e integrando, se llega a:

$$\frac{S N_0 R T}{F} \cdot \theta - \frac{1}{K_C} \ln(1 - \theta) = p_0 t \quad (7)$$

para  $0 < \theta < 1$ .

Para el análisis de este proceso resulta conveniente considerar dos casos extremos:

1. Si  $(S N_0 R T)/F \gg 1/k_c$ , o bien  $\eta = ((S N_0 R T)/F) k_c \gg 1$ ,  $\theta$  es independiente de  $k_c$  y la extensión de la reacción está controlada por la velocidad de transporte del gas agresivo.
2. Si  $(S N_0 R T)/F \ll 1/k_c$ , o bien  $\eta \ll 1$ ,  $\theta$  depende de  $k_c$  y, por tanto, la extensión de la reacción está controlada por la velocidad de reacción superficial.

Sustituyendo estos resultados en (2), y teniendo en cuenta que el tiempo disponible para la reacción superficial es la mitad del ciclo de fatiga ( $t = 1/2f$ ), obtenemos para los casos considerados las siguientes expresiones:

1. Control por transporte:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \left[ \frac{F}{S N_0 R T} \right] \frac{p_0}{2f} \quad (8)$$

para  $\theta < 1$

2. Control por reacción superficial (para  $f(\theta) = 1 - \theta$ ):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} \sim \Delta a \left[ 1 - \exp \left[ -k_c \left( \frac{p_0}{2f} \right) \right] \right] \quad (9)$$

Los parámetros  $k_c$  y  $f(\theta)$  se pueden obtener experimentalmente. Los parámetros  $F$  y  $S$  son más difíciles de obtener, dado que  $F$  requiere información precisa sobre la geometría de la grieta y  $S$  necesita tener en cuenta la rugosidad superficial.

Para poder evaluar prácticamente el modelo hay que calcular de una forma semiempírica los parámetros  $F$  (conductancia) y  $S$  (área superficial activa).

Para calcular la conductancia  $F$  se supone que la fisura es un tubo rectangular de longitud efectiva  $L$ , anchura igual al espesor de la probeta  $B$  y una apertura efectiva  $\delta$  que depende de la distancia al fondo de la grieta. Aplicando la hipótesis de flujo de Knudsen,  $F$  viene dada por [5]:

$$F = \frac{4}{3} V_a \left[ \frac{\delta^2 B}{2L} \right] \quad (10)$$

donde  $V_a$  es la velocidad media de las moléculas del gas, que vale  $V_a = 1.45 \cdot 10^2 \sqrt{T/M}$  (m/s). Suponiendo que  $\delta$  viene dado por la apertura elástica de la grieta a una distancia  $r$  del fondo, se tiene [5]:

$$\delta = \beta_1 \cdot \frac{3K}{E} \cdot \sqrt{r} \quad (11)$$

donde  $\beta_1$  es una constante de corrección que tiene en cuenta el efecto de la deformación plástica local en la geometría de la grieta,  $K$  es el factor de intensidad de tensiones y  $E$  es el módulo de Young del material.

Por otra parte, la longitud de flujo efectivo  $L$  se expresa como [5]:

$$L = \beta_2 \cdot \left[ \frac{K}{\sigma_{YS}} \right]^2 \quad (12)$$

donde  $\beta_2$  es una constante que incluye la corrección debida a la zona plástica, y  $\sigma_{YS}$  es el límite elástico del material.

Sustituyendo las ecuaciones (11) y (12) en la (10), obtenemos para la conductancia de la grieta la siguiente expresión:

$$F = 8.72 \cdot 10^2 \beta \frac{\sigma_{YS}^2}{E^2} B \cdot r \sqrt{\frac{T}{M}} \quad (13)$$

(en  $m^3/s$ )

donde  $\beta$  es igual a  $\beta_1^2/\beta_2$ . La cantidad  $8.72 \cdot 10^2$  es una constante con unidades de  $(m/s) \cdot (gm/K)^{1/2}$ .

En cuanto al área superficial activa  $S$  se supone igual al área geométrica multiplicada por un factor  $\alpha$  que tiene en cuenta la geometría y la rugosidad superficial [5]:

$$S = \alpha(2B \Delta a) \quad (14)$$

Una vez obtenidos estos dos parámetros podemos evaluar las ecuaciones del modelo. Según [2, 7], la corrosión-fatiga de aleaciones de aluminio en ambientes húmedos está controlada por el transporte del medio agresivo al frente de la fisura. Por ello, en los párrafos que siguen sólo nos referimos al caso controlado por transporte del modelo.

Para dicho caso, tomando en la ecuación (7) la condición  $\eta \gg 1$ , podemos despreciar el segundo término frente al primero y despejando  $\theta$  nos queda:

$$\theta \approx \frac{F}{S N_0 R T} \cdot P_0 \cdot t \quad (15)$$

donde  $t$  es el tiempo disponible para la reacción, que en corrosión-fatiga vale  $1/2f$ .

Dado que la extensión de la reacción está acotada ( $0 \leq \theta \leq 1$ ),  $p_0/2f$  alcanzará un valor de saturación  $(p_0/2f)_s$  cuando  $\theta$  sea igual a uno, o sea:

$$\left( \frac{p_0}{2f} \right)_s \approx \frac{S N_0 R T}{F} \quad (16)$$

Si hacemos que la distancia  $r$  en las ecuaciones (11) y (13) sea igual al incremento en la longitud de grieta por ciclo para la saturación [5], o sea:

$$r = (\Delta a)_s = \left( \frac{da}{dN} \right)_{e,s} \cdot 1 \quad (17)$$

donde  $(da/dN)_{e,s}$  representa la velocidad global de crecimiento de la grieta definida en (1) para el valor de saturación  $(p_0/2f)_s$ ; y sustituimos las ecuaciones (13), (14) y (17) en (16) obtenemos:

$$\left( \frac{p_0}{2f} \right)_s \approx \frac{S N_0 R T}{F} = \left[ 4.36 \cdot 10^2 \frac{\beta}{\alpha} \frac{\sigma_{YS}^2}{N_0 R T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \right]^{-1} \quad (18)$$

El término de interacción  $(da/dN)_{cf}$  definido en (8) se puede escribir en función del valor máximo  $(da/dN)_{cf,s}$ ; con lo que se obtiene:

$$\frac{(da/dN)_{cf}}{(da/dN)_{cf,s}} = \frac{(p_0/2f)}{(p_0/2f)_s} = 4.36 \cdot 10^2 \frac{\beta}{\alpha} \frac{\sigma_{YS}^2}{N_0 R T E^2} \sqrt{\frac{T}{M}} \cdot \frac{p_0}{2f} \quad (19)$$

donde el subíndice  $s$  se usa para indicar los valores correspondientes en la saturación. Los valores  $(da/dN)_{cf,s}$  y  $\beta/\alpha$  se determinan experimentalmente a partir de las curvas de fatiga [5].

### 3. MATERIAL UTILIZADO Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### A. Material, Probetas y calibración de K

Para el estudio experimental se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651 suministrada en forma de plancha de 30 mm. de espesor. La composición química y las propiedades mecánicas se resumen en las Tablas 1 y 2 [8].

TABLA 1. Composición química.

Zn	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zr	Ti	Ni	Al
4.91	2.4	0.23	0.09	0.30	0.17	0.12	0.13	0.04	0.01	resto

La microestructura de la aleación es altamente anisótropa con los granos alargados en la dirección de laminación. Por este motivo, la dirección transversal corta (ST) es la más débil en cuanto a sus propiedades de fatiga. Las probetas de ensayo se orientaron en la dirección ST de modo que, al aplicar la carga, la fisura se propaga según la dirección de laminación.

TABLA 2. Propiedades Mecánicas.

E	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_R$	$\epsilon_{rot}$	R.A	$K_{IC}$
(GPa)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(MPa $\sqrt{m}$ )
62.8	397	461	8.5	16.6	27.6

Las probetas empleadas son del tipo DCB (doble viga empotrada) con una pequeña entalla longitudinal para evitar que la fisura se salga del plano horizontal. Sus dimensiones y orientación respecto de la plancha de partida se muestran en la figura 2.

La expresión empleada para el factor de intensidad de tensiones está tomada de Hyatt [9]

$$K = \frac{2 P}{B H^{3/2}} [3 (a + 0.6 H)^2 + H^2]^{1/2} \quad (20)$$

donde P es la carga aplicada, H es la mitad del canto, a es la profundidad de la fisura (medida desde el eje de carga) y B es la anchura de la probeta, en la que se efectúa una corrección debido a la entalla longitudinal:

$$B = \sqrt{B_0 \cdot B_1} \quad (21)$$

donde  $B_0$  es la anchura sin entalla y  $B_1$  es la anchura con la entalla.

#### B. Ambientes de ensayo

Con objeto de medir la velocidad de propagación de las fisuras con diferentes grados de humedad, se eligieron tres ambientes de ensayo:

1. Un ambiente inerte que pudiera ser usado como referencia para obtener la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga pura  $(da/dN)_r$ . Para ello se hizo el mejor vacío posible con los equipos disponibles, llegándose a una presión total en la cámara de ensayo menor de  $10^{-3}$  torr. Teniendo en cuenta que la cámara no se hornea, (bake-out) el gas residual en la atmósfera de vacío está compuesto fundamentalmente por vapor de agua [10], como hemos podido comprobar experimentalmente por medio de un espectrómetro de masas cuadrupolar; y, consiguientemente, la presión de vapor de agua se puede estimar en 0.1 Pa.
2. Un ambiente completamente saturado en vapor de agua, para observar la diferencia con el caso anterior. Para ello se eligió agua desionizada.
3. Un ambiente intermedio entre los anteriormente descritos. Para ello se ensayó en el aire con un 50% de humedad relativa. Teniendo en cuenta que los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y que la presión de saturación del vapor de agua a esa temperatura es aproximadamente 20 torr, se puede estimar la presión ambiental de vapor de agua en unos 1330 Pa.

#### C. Procedimiento experimental

Los ensayos se realizaron bajo amplitud de carga constante en una máquina servohidráulica en control de carga siguiendo las indicaciones de la norma ASTM E-647 [11]. Se utilizó durante todo el estudio una onda triangular con una frecuencia de 10 Hz y una relación de carga  $R = 0.1$ . La velocidad de crecimiento de la grieta se calculó usando el método de ajuste polinómico de siete puntos recomendado en la norma [11].

Para calcular la longitud de la fisura se usó un método basado en la medida de la flexibilidad de la probeta. En los experimentos se colocó un extensómetro dinámico en uno de los extremos de la probeta. La ecuación de calibración experimental que se usó para calcular la longitud de fisura está descrita en [8].

Los ensayos en vacío se llevaron a cabo en una cámara construida en acero inoxidable acoplada a la máquina de ensayos. Para hacer vacío se empleó una bomba rotatoria de dos etapas. La medida de la presión se realizó con un medidor Penning acoplado a la cámara de ensayo.

#### 4. RESULTADOS

En la figura 3 se muestran los resultados de los ensayos de crecimiento de fisuras por fatiga a temperatura ambiente en los tres ambientes anteriormente descritos.

La presencia del medio agresivo hace que para un mismo valor de la oscilación del factor de intensidad de tensiones la velocidad de propagación de la grieta sea mucho mayor en aire o en agua desionizada que en vacío. Esta diferencia va disminuyendo a medida que aumenta  $\Delta K$ , debido a la predominancia del término de fatiga pura  $(da/dN)_r$  en la expresión (1) para valores altos de  $\Delta K$ . Estos resultados coinciden con los obtenidos por otros autores [2, 4, 12] para una aleación igual a la estudiada y otra de su misma serie y tratamiento térmico (7075-T651). Si observamos con más detenimiento los resultados de Holroyd [4] para una aleación 7017-T651 ensayada en agua de mar con la misma frecuencia, relación de cargas y forma de la onda de carga usadas en el presente estudio, podemos ver que nuestros resultados en agua desionizada están un poco por encima de los suyos, y que el umbral de propagación de fisuras por fatiga en nuestro caso es bastante menor que el propuesto por él ( $\Delta K_{th} \approx 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). Incluso en aire húmedo hemos obtenido una velocidad de propagación apreciable ( $> 10^{-8}$  m/ciclo) para  $\Delta K \approx 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . La explicación puede estar en la diferente composición nominal de la aleación empleada por Holroyd [4] y en los altos valores iniciales de  $\Delta K$  usados en [4] ( $\Delta K_{in} \approx 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), que le impidieron obtener datos en la zona de  $\Delta K$  más bajos. En cuanto a las curvas en aire y vacío, los resultados coinciden con los obtenidos para la aleación 7075-T651 [2, 12] ensayada en estos mismos ambientes, incluso para valores más bajos de la frecuencia ( $\nu = 5\text{Hz}$ ) [2].

En la figura 4 se muestra la dependencia de la velocidad de crecimiento de la fisura con la presión de vapor de agua en el ambiente que rodea a la muestra para tres valores distintos de la oscilación del factor de intensidad de tensiones. Las líneas corresponden a los resultados obtenidos por Wei para la aleación 7075-T651 [2], que concuerdan muy bien con las predicciones del modelo [5], y están dibujados nuestros resultados para la aleación 7017-T651. Se puede observar que, aún tratándose de una aleación diferente ensayada a una frecuencia distinta, los resultados siguen la tendencia marcada por el modelo [5]. Estas curvas tienen un primer tramo en que la velocidad de propagación de la fisura no se ve afectada por la presión de vapor de agua hasta que se alcanza un valor umbral. A partir de ahí, la velocidad aumenta linealmente con la presión ambiental de vapor de agua, como indica la ecuación (19), hasta que se alcanza el valor de saturación. Posteriormente se produce un segundo incremento en la velocidad de la grieta al aumentar la presión, que parece debido a la reacción del vapor de agua con el magnesio segregado en la aleación 7075-T651 [2], y que también se observa en nuestra aleación.

#### 5. CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio sobre la propagación de fisuras por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 en ambientes con distintos grados de humedad con objeto de tratar de desvelar el mecanismo responsable de la corrosión-fatiga en este material. Se observa experimentalmente un incremento en la velocidad de propagación con el aumento en la humedad del ambiente que rodea a la muestra. Los resultados obtenidos encajan bastante bien con el modelo de fragilización por hidrógeno propuesto por R.P. Wei.

Con el fin de obtener valores más precisos de los parámetros que caracterizan este modelo se ha iniciado una segunda etapa de medidas con valores de la presión de vapor de agua entre 1 y 100 Pa.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dra. C. García Cordovilla de INESPAL (Alicante) que proporcionó el material para el presente estudio, a los Drs. L. Caballero y J. Llorca por sus valiosos comentarios y al Dr. Oscar Ruano por la ayuda recibida para la construcción de la cámara de vacío.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Elices, M., Sánchez Gálvez, V. (1991) "Corrosión-Fatiga". En *Corrosión, Últimas Tendencias*, C.S.I.C.
- [2] Ming Gao, Pao, P.S., Wei, R.P. (1988) "Chemical and Metallurgical Aspects of Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth in 7075-T651 Aluminum Alloy". *Metallurgical Transactions*, Vol. 19 A, pp. 1739-1750.
- [3] Speidel, M.O. (1974) "FCFG in High Strength Aluminum Alloys with and without Susceptibility to SCC". 5th. Int. Congress on Metallic Corrosion, pp. 439-442.
- [4] Holroyd, N.J.H., Hardie, D. (1984) "Corrosion Fatigue of 7000 Series Aluminum Alloys". ASTM STP 821, pp. 534-547.
- [5] Weir, T.W., Simmons, G.W., Hart, R.G., Wei, R.P. (1980) "A Model for Surface Reaction and Transport Controlled Fatigue Crack Growth". *Scripta Met.*, Vol. 14, pp. 357-364.
- [6] Wei, R.P., Shim, G. (1983) "Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue". ASTM STP 801, pp. 5-25.
- [7] Wei, R.P., Pao, P.S., Hart, R.G. (1980) "Fracture Mechanics and Surface Chemistry. Studies of FCG in an Aluminum Alloy". *Metall. Trans. A*, Vol. 11 A, pp. 151-158.
- [8] Ruiz, J., Caballero, L., Elices, M. (1990) "Comportamiento en Fatiga en Aire y Alto Vacío de la Aleación 7017-T651". *Anales de Mecánica de Fractura*, Vol. 7, pp. 164-169.
- [9] Hyatt, M.V. (1970) "Use of Precracked Specimens in Stress Corrosion Testing of High-Strength Aluminum Alloys". *Corrosion NACE*, Vol. 26, pp. 487-503.
- [10] Harris, N. (1989) *Modern Vacuum Practice*. McGraw-Hill.
- [11] ASTM E-647-88A "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates". pp. 646-666.
- [12] Lankford, J., Davidson, D.L. (1984) "Fatigue Crack Micromechanisms in Ingot and Powder Metallurgy 7xxx Aluminum Alloys in Air and Vacuum". *Acta Metall.*, Vol. 31, pp. 1273-1284.

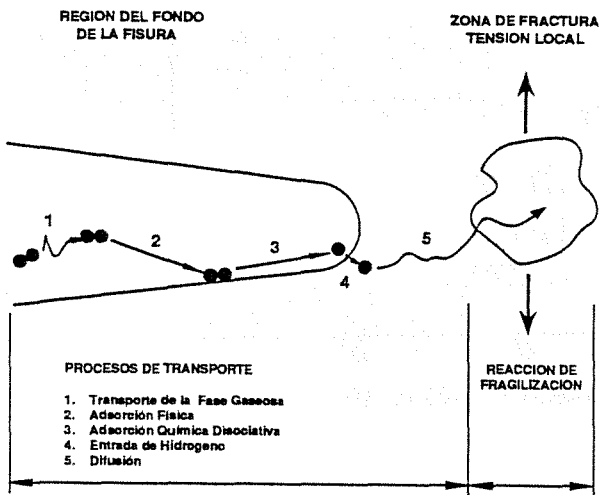


Figura 1. Proceso secuencial de fragilización en ambientes gaseosos [6]

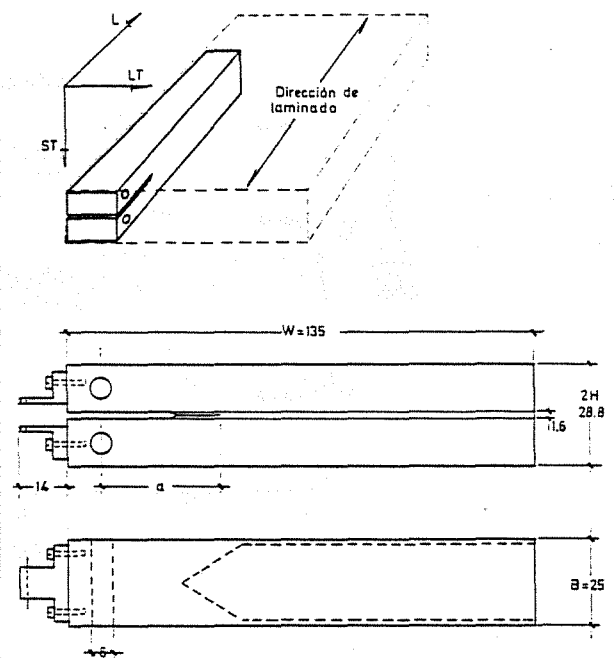


Figura 2. Orientación y dimensiones de las probetas en mm

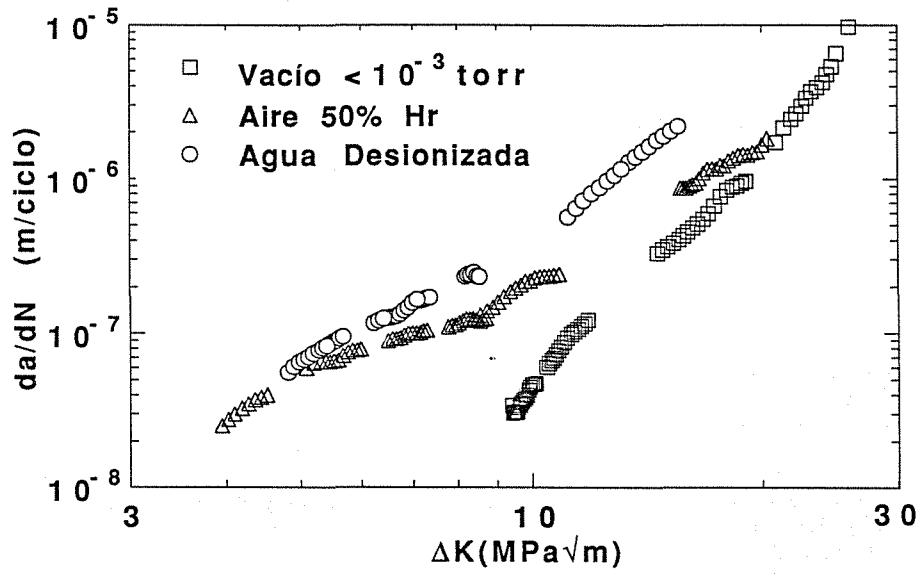


Figura 3. Resultados de fatiga en diversos ambientes (7017-T651)

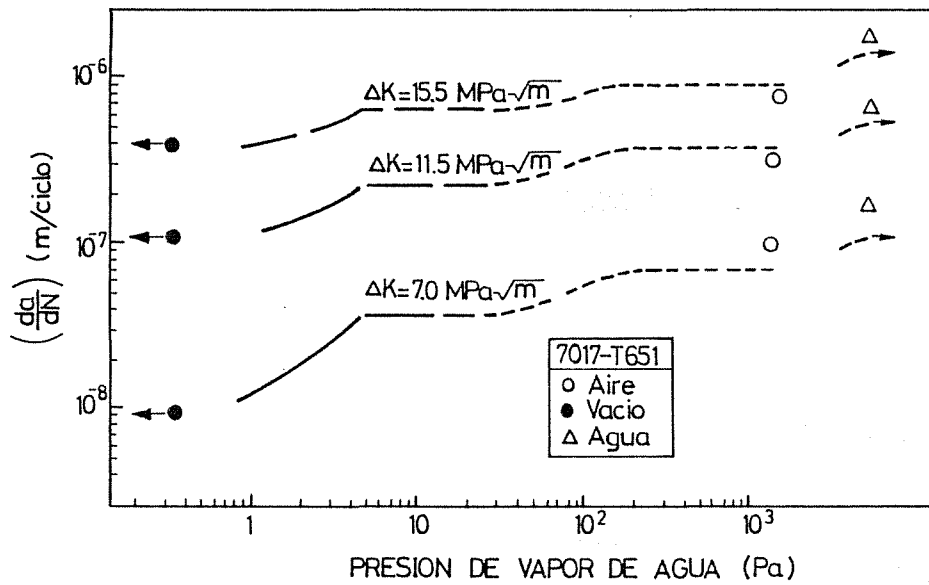


Figura 4. Dependencia de la velocidad de propagación con la presión de vapor de agua

## INESTABILIDAD PLASTICA Y RESISTENCIA A TRACCION DE BARRAS CILINDRICAS ENTALLADAS

A. VALIENTE

Departamento de Ciencia de Materiales  
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos  
Universidad Politécnica de Madrid

Resumen.— En este trabajo se aborda el problema de determinar la evolución del radio de curvatura de una entalla con simetría de revolución en una barra cilíndrica de material elastoplástico sometida a tracción. La solución obtenida se basa en los campos de tensiones y deformaciones deducidos por Bridgman y los complementa, permitiendo predecir la capacidad resistente de una barra cilíndrica entallada y sometida a tracción. Asimismo, proporciona un método para obtener curvas tensión-deformación mediante probetas entalladas hasta niveles de deformación muy superiores a los que se consiguen en un ensayo de tracción simple. Estos resultados teóricos son contrastados satisfactoriamente con datos experimentales.

Abstract.— This work deals with the problem to determine the evolution of the radius of curvature at the root of a axisymmetric notch in a cylindrical bar of elastoplastic material subjected to axial tension. The solution found applies if the stress and strain fields in the notch are well described by the Bridgman's solution. Combining both solutions, the maximum load achievable in a axisymmetric notched bar is predicted. Also, a method is proposed to obtain experimentally stress-strain curves up to high strain levels from notched specimens. These theoretical results are successfully checked with experimental data.

### 1. Introducción.

La barra cilíndrica de tracción debilitada mediante una entalla de revolución es una configuración geométrica que se emplea cada vez más para caracterizar la resistencia a la rotura de los materiales dúctiles, y que incluso encuentra aplicación en el diseño de elementos estructurales.

Las teorías de rotura dúctil, tanto las que se basan en modelos de formación, crecimiento y coalescencia de huecos [1,2], como las fenomenológicas que postulan condiciones locales de rotura [3], conducen a criterios de fractura que involucran altos niveles de deformación y estados tensionales de fuerte triaxialidad.

La caracterización de estos criterios, ya sea con fines de diseño estructural o para evaluar la resistencia a la rotura dúctil, requiere ensayos en los cuales sea posible controlar la triaxialidad del estado tensional y generar y medir deformaciones hasta del 100 %. Es precisamente en este ámbito donde se está extendiendo el uso de barras cilíndricas entalladas [4,5,6], porque en una barra de estas características sometida a tracción, la entalla origina campos de tensión triaxial y campos de deformación no homogéneos que precisan el desarrollo de grandes deformaciones plásticas.

La limitación principal en el uso de probetas cilíndricas entalladas para ensayos de rotura es la falta de soluciones analíticas que determinen los campos de tensiones y deformaciones en función de las magnitudes medidas en los ensayos. La solución que habitualmente se emplea es la obtenida por Bridgman [7] para el cuello de estricción de una barra sometida a tracción simple, pero esta solución depende del radio de curvatura del perfil de estricción, y en el caso de una entalla en una barra de material dúctil, dicho radio varía al someter la barra a tracción, especialmente cuando se alcanza el régimen de grandes deformaciones en la entalla y se supera la carga de inestabilidad plástica.

En este trabajo se completa la solución de Bridgman. Sin añadir ninguna hipótesis, se establece y se resuelve la ecuación que determina la evolución del radio de curvatura de la entalla durante el proceso de carga. A partir de la solución del radio de curvatura se obtienen otros resultados de interés, como la predicción de la carga de inestabilidad plástica de una barra cilíndrica entallada y la determinación de la curva tensión-deformación de un material dúctil mediante probetas entalladas, hasta valores de la deformación considerablemente más altos que los que se alcanzan en un ensayo de tracción simple. Estos resultados han sido satisfactoriamente contrastados con datos experimentales.

## 2. Solución de Bridgman.

Bridgman estudió el estado tensional en el cuello de estricción de una barra cilíndrica sometida a tracción y determinó los campos de tensiones y deformaciones en el plano transversal de simetría de la barra deformada [7]. Su solución, referida al caso de una entalla con simetría de revolución, se obtiene aplicando las ecuaciones de la plasticidad de Levy-Mises, con el criterio de plastificación de Von Mises, y asumiendo las dos hipótesis siguientes (figura 1):

- En la sección de mínimo diámetro (sección de entalla) la velocidad de deformación longitudinal según la dirección del eje de la barra es uniforme.
- Las superficies isostáticas más próximas al plano de simetría transversal de la entalla, pertenecientes a la misma familia que éste, son esferas.

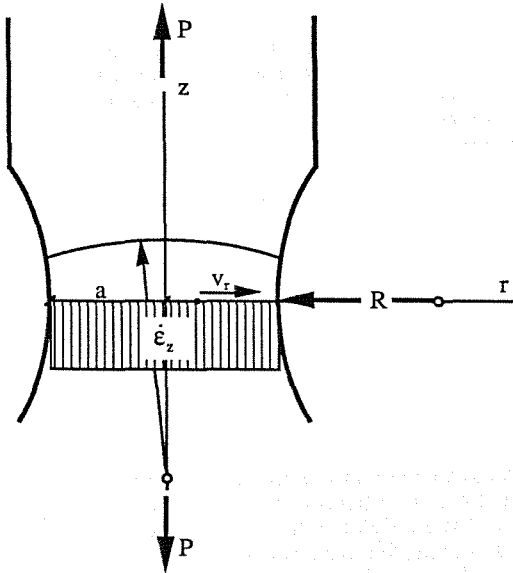


Figura 1.- Perfil de la entalla e hipótesis de Bridgman.

La condición de incompresibilidad, implícita en las ecuaciones de Levy-Mises:

$$0 = \dot{\epsilon}_r + \dot{\epsilon}_\theta + \dot{\epsilon}_z = \frac{dv_r}{dr} + \frac{v_r}{r} + \dot{\epsilon}_z \quad (2.1)$$

y la hipótesis primera:

$$\dot{\epsilon}_z = \text{cte} \quad (2.2)$$

junto con las condiciones de contorno:

$$v_r(0) = 0 \quad v_r(a) = \dot{a} \quad (2.3)$$

permiten obtener los campos de velocidades y de velocidades de deformación en la sección de entalla:

$$v_r = \dot{a} \frac{a}{r} \quad (2.4)$$

$$\dot{\epsilon}_r = \dot{\epsilon}_\theta = -\frac{\dot{a}}{a} \quad (2.5)$$

$$\dot{\epsilon}_z = -2\frac{\dot{a}}{a} \quad (2.6)$$

La deformación y la tensión equivalentes son también uniformes en dicha sección. En efecto, debido a la doble simetría existente, las direcciones radial, longitudinal y anular de la barra son direcciones principales en todos los puntos de la sección, y por tanto se verifica:

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \sqrt{\frac{2}{9} [(\dot{\epsilon}_r - \dot{\epsilon}_\theta)^2 + (\dot{\epsilon}_r - \dot{\epsilon}_z)^2 + (\dot{\epsilon}_z - \dot{\epsilon}_\theta)^2]} \quad (2.7)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\theta)^2]} \quad (2.8)$$

Sustituyendo (2.5) y (2.6) en (2.7) se tiene:

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = 2 \left| \frac{\dot{a}}{a} \right| = -2 \frac{\dot{a}}{a} \quad (2.9)$$

$$\bar{\epsilon}^p = \int_0^{\dot{\bar{\epsilon}}^p} dt = -2 \int_{a_0}^a \frac{da}{a} = 2 \ln \frac{a_0}{a} = \text{cte} \quad (2.10)$$

donde  $a_0$  es el radio inicial de la sección de entalla.

La tensión equivalente está biunívocamente relacionada con la deformación equivalente a través de la curva tensión-deformación y en consecuencia:

$$\bar{\sigma} = F(\bar{\epsilon}^p) = \text{cte} \quad (2.11)$$

Por otra parte, teniendo en cuenta las ecuaciones de Levy-Mises, la igualdad de deformaciones (2.5) implica la igualdad de tensiones:

$$\sigma_r = \sigma_\theta \quad (2.12)$$

y de acuerdo con (2.8):

$$\bar{\sigma} = \sigma_z - \sigma_r = \text{cte} \quad (2.13)$$

Estos resultados y la segunda hipótesis formulada permiten calcular las tensiones en la sección de entalla integrando a lo largo de una recta radial la ecuación de equilibrio correspondiente, expresada en términos de las tensiones principales:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_z - \sigma_r}{\rho} = 0 \quad (2.14)$$

donde  $\rho$  es el radio de curvatura de las curvas isostáticas normales a la sección. A partir de la hipótesis segunda es posible obtener una expresión de  $\rho$  en función del radio de curvatura de la entalla,  $R$  (figura 1):

$$\rho = \frac{2aR + a^2 - r^2}{2r} \quad (2.15)$$

Teniendo en cuenta (2.13) y (2.15), el resultado de integrar la ecuación (2.14) con la condición de contorno:

$$\sigma_r(a) = 0 \quad (2.16)$$

es el siguiente:

$$\sigma_r = \bar{\sigma} \ln \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \quad (2.17)$$

Las dos tensiones restantes se determinan a partir de (2.12) y (2.13):

$$\sigma_\theta = \bar{\sigma} \ln \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \quad (2.18)$$

$$\sigma_z = \bar{\sigma} \left( 1 + \ln \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \right) \quad (2.19)$$

Esta última ecuación, con ayuda de (2.10) y (2.11), permite obtener la carga de tracción que soporta la barra:

$$\begin{aligned} P &= \int_0^r 2\pi r \sigma_z dr = \\ &= \pi \bar{\sigma} a^2 \left( 1 + 2 \frac{R}{a} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R} \right) = \\ &= \pi a^2 F \left( 2 \ln \frac{a_0}{a} \right) \left( 1 + 2 \frac{R}{a} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R} \right) \quad (2.20) \end{aligned}$$

Así pues, la solución de Bridgman proporciona los campos de tensiones y deformaciones en la sección de entalla y la carga de tracción de la barra en función de dos variables geométricas. Este resultado es insuficiente para predecir la capacidad resistente de la barra, ya se agote por inestabilidad plástica o por rotura dúctil. Sólo conociendo la relación de dependencia mutua entre las dos variables durante el proceso de deformación es posible predecir la carga de agotamiento.

3. Evolución del radio de curvatura de la entalla.

La ecuación (3.1), deducida en el apéndice A, expresa la derivada temporal de la curvatura de una línea material en función de las componentes locales del campo de velocidades de deformación y del rotacional del campo de velocidades:

$$\dot{c} = -c \dot{\epsilon}_t - \frac{1}{2} \tau \dot{\gamma}_{\theta z} + \frac{1}{2} \frac{d\dot{\gamma}_m}{ds} + \frac{d\bar{\omega}}{ds} \cdot \bar{b} \quad (3.1)$$

En un problema con simetría de revolución, una curva material, inicialmente coplanaria con el eje de revolución, permanece en el mismo plano a lo largo del proceso de deformación, y por tanto:

$$\tau = 0 \quad (3.2)$$

$$\bar{b} = -\bar{e}_\theta \quad (3.3)$$

Por otra parte, también debido a la simetría de revolución, se tiene:

$$\bar{\omega} = \frac{1}{2} \text{rot } \bar{v} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v_r}{\partial z} - \frac{\partial v_z}{\partial r} \right) \bar{e}_\theta = \omega \bar{e}_\theta \quad (3.4)$$

y en consecuencia:

$$\frac{d\bar{\omega}}{ds} \cdot \bar{b} = \frac{d(\omega \bar{e}_\theta)}{ds} \cdot (-\bar{e}_\theta) = -\frac{d\omega}{ds} = -\nabla \omega \cdot \bar{t} \quad (3.5)$$

Sustituyendo (3.2), (3.3) y (3.5) en (3.1) resulta:

$$\dot{c} = -c \dot{\epsilon}_t + \frac{1}{2} \frac{d\dot{\gamma}_m}{ds} - \nabla \omega \cdot \bar{t} \quad (3.6)$$

La curva que define el perfil de la entalla (figura 2) es una línea material que cumple las condiciones anteriores y que además forma parte de una superficie del sólido libre de tensiones, con lo cual:

$$\tau_m = 0 \quad (3.7)$$

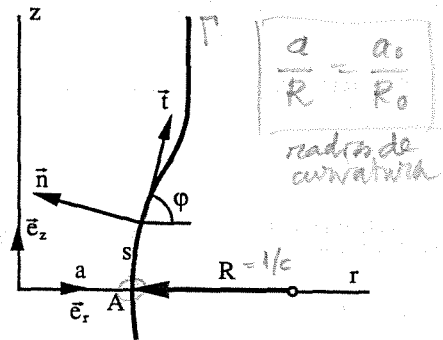


Figura 2.-Elementos geométricos y sistema de referencia de la curva del perfil de entalla.

y de acuerdo con las ecuaciones de Prandtl-Reuss para un sólido elastoplástico:

$$\dot{\gamma}_m = 3\tau_m \frac{\dot{\epsilon}^p}{\bar{\sigma}} + \frac{\dot{\tau}_m}{G} = 0 \Rightarrow \frac{d\dot{\gamma}_m}{ds} = 0 \quad (3.8)$$

Por tanto, la ecuación (3.6) aplicada a dicha curva, se reduce a:

$$\dot{c} = -c \dot{\epsilon}_t - \nabla \omega \cdot \bar{t} \quad (3.9)$$

A partir de la expresión de  $\omega$  dada por (3.4) y de las igualdades que relacionan las componentes de los campos de velocidades y de velocidades de deformación en coordenadas cilíndricas, se obtiene fácilmente la siguiente expresión de  $\nabla \omega$ :

$$\nabla \omega = \left( \frac{\partial \dot{\epsilon}_r}{\partial z} - \frac{1}{2} \frac{\partial \dot{\gamma}_{rz}}{\partial r} \right) \bar{e}_r + \left( \frac{1}{2} \frac{\partial \dot{\gamma}_{rz}}{\partial z} - \frac{\partial \dot{\epsilon}_z}{\partial r} \right) \bar{e}_z \quad (3.10)$$

En el punto de intersección de la entalla con el plano de mínima sección (punto A de la figura 2), se verifica:

$$\bar{t} = \bar{e}_z \quad \dot{\epsilon}_t = \dot{\epsilon}_z \quad (3.11)$$

y por tanto, la ecuación (3.9) particularizada en el punto A con la expresión de  $\nabla \omega$  dada por (3.10), resulta:

$$\dot{c} = -c \dot{\epsilon}_z + \frac{\partial \dot{\epsilon}_z}{\partial r} - \frac{1}{2} \frac{\partial \dot{\gamma}_{rz}}{\partial z} \quad (3.12)$$

Esta ecuación hace posible determinar la curvatura del fondo de la entalla a partir del campo de velocidades de deformación en la sección de entalla, siempre que el último sumando del segundo miembro pueda ser expresado en función de las componentes de dicho campo. Para ello basta tener en cuenta, de acuerdo con (3.8), que la normal y la tangente al perfil de entalla son direcciones principales de velocidad de deformación, y por tanto:

$$\dot{\gamma}_{rz} = (\dot{\epsilon}_t - \dot{\epsilon}_n) \text{sen} 2\phi \quad (3.13)$$



$$\frac{\partial \dot{\gamma}_{rz}}{\partial z} = \frac{\partial(\dot{\epsilon}_t - \dot{\epsilon}_n)}{\partial z} \operatorname{sen} 2\varphi + 2(\dot{\epsilon}_t - \dot{\epsilon}_n) \frac{\partial \varphi}{\partial z} \cos 2\varphi \quad (3.14)$$

En el punto A, además de (3.11), se tiene:

$$\varphi = \frac{\pi}{2} \quad \frac{\partial \varphi}{\partial z} = \frac{d\varphi}{ds} = c \quad \dot{\epsilon}_n = \dot{\epsilon}_r \quad (3.15)$$

y en consecuencia, particularizando en (3.14):

$$\frac{\partial \dot{\gamma}_{rz}}{\partial z} = -2(\dot{\epsilon}_z - \dot{\epsilon}_r)c \quad (3.16)$$

Si este resultado se introduce en la ecuación (3.12) se obtiene finalmente:

$$\dot{c} = -c\dot{\epsilon}_r + \frac{\partial \dot{\epsilon}_z}{\partial r} \quad (3.17)$$

Para el campo de velocidades de deformación de Bridgman dado por (2.5) y (2.6), la ecuación anterior toma la forma:

$$\dot{c} = -c \frac{\dot{a}}{a} \quad (3.18)$$

e integrando respecto al tiempo resulta:

$$ac = \text{cte} \quad \Rightarrow \quad \frac{a}{R} = \frac{a_0}{R_0} \quad (3.19)$$

Así pues, el radio de curvatura del fondo de entalla y el radio de la sección de entalla varían proporcionalmente durante el proceso de deformación.

#### 4. Inestabilidad plástica y resistencia a tracción.

El resultado obtenido en el apartado 3 permite completar la fórmula de Bridgman para la carga de tracción de una barra cilíndrica entallada. Sustituyendo (3.19) en (2.20), se tiene:

$$P = \pi a^2 F \left( 2 \ln \frac{a_0}{a} \right) \left( 1 + 2 \frac{R_0}{a_0} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (4.1)$$

De este modo, la carga de tracción queda expresada en función de una sola variable geométrica, el radio  $a$  de la sección de entalla, y su valor máximo, que determina la resistencia a tracción de la barra y el comienzo de la deformación inestable, puede ser calculado. Sin embargo, la interpretación del resultado es más sencilla si la ecuación (4.1) se modifica introduciendo la deformación plástica equivalente (2.12) como variable independiente, y la tensión media nominal en la sección de entalla:

$$s_N \equiv \frac{P}{\pi a_0^2} \quad (4.2)$$

en sustitución de la carga de tracción. La relación resultante es la siguiente:

$$s_N = F(\bar{\epsilon}^P) e^{-\bar{\epsilon}^P} \left( 1 + 2 \frac{R_0}{a_0} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (4.3)$$

Si se compara esta ecuación con la que expresa la tensión nominal en función de la deformación plástica equivalente en un ensayo de tracción simple del mismo material, esto es:

$$s = F(\bar{\epsilon}^P) e^{-\bar{\epsilon}^P} \quad (4.4)$$

se observa que únicamente difieren en el factor constante:

$$f \left( \frac{a_0}{R_0} \right) \equiv \left( 1 + 2 \frac{R_0}{a_0} \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{2} \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (4.5)$$

y por tanto los valores máximos de ambas tensiones estarán en la misma proporción, es decir:

$$s_{NR} = s_R f \left( \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (4.6)$$

Así pues, la carga máxima que puede soportar una barra cilíndrica entallada es igual a la resistencia a tracción del material multiplicada por un factor geométrico:

$$P_R = \pi a_0^2 s_{NR} = \pi a_0^2 s_R f \left( \frac{a_0}{R_0} \right) \quad (4.7)$$

Otra posibilidad que ofrece la ecuación (4.3) es la de determinar la curva tensión-deformación del material mediante ensayos de tracción realizados con probetas entalladas. En efecto, escrita del siguiente modo:

$$\bar{\sigma} = F(\bar{\epsilon}^P) = \frac{e^{-\bar{\epsilon}^P} s_N}{f \left( \frac{a_0}{R_0} \right)} \quad (4.8)$$

dicha ecuación permite calcular los valores de la tensión y la deformación conociendo la deformación plástica equivalente y la tensión nominal media en la sección de entalla, y dado que estas magnitudes pueden a su vez ser calculadas mediante las ecuaciones (2.10) y (4.2), basta medir durante el ensayo la carga aplicada y el diámetro de la sección de entalla para obtener la curva tensión-deformación.

Este método proporciona más información que el ensayo de tracción simple, porque los valores posteriores al punto de carga máxima son también válidos, a diferencia de lo que ocurre en tracción simple. En una probeta de sección uniforme el estado teórico deja de ser real al producirse una localización de deformaciones no deseada por efecto de la inestabilidad, pero en una probeta entallada la localización tiene lugar desde el principio del ensayo y está contemplada en el análisis teórico.

#### 5. Comprobación experimental.

Para comprobar la validez de las predicciones teóricas deducidas en el apartado anterior se han llevado a cabo ensayos de tracción sobre probetas cilíndricas entalladas y se han utilizado datos experimentales contenidos de la referencia [8].

Los materiales elegidos para la realización de los ensayos han sido acero ferrítico A 533 B y acero eutectoide trefilado. El de la referencia [8] es también acero eutectoide, pero sin trefilar, en estado de laminación. Las propiedades mecánicas de los tres materiales figuran en la tabla 1 y las características geométricas de las entallas en la tabla 2.

TABLA 1.- Propiedades mecánicas de los aceros empleados en la comprobación experimental.

	A 533 B	Eutectoide trefilado	Eutectoide laminado
Límite elástico	482 MPa	1400 MPa	600 MPa
Resistencia a tracción	625 MPa	1620 MPa	1151 MPa
Deformación bajo carga máxima	11,5 %	6,5 %	6,1 %

TABLA 2.- Características geométricas de las entallas elegidas para la comprobación experimental

	$R_0/a_0$	$a_0/A_0$	(1)
Acero A 533 B	0,084	0,802	
	0,847	0,896	
	0,909	0,896	*
Acero eutectoide trefilado	0,333	0,420	
	0,667	0,420	
	1,333	0,420	*
Acero eutectoide laminado	0,904	0,950	
	3,597	0,805	
	4,000	0,805	

(1)  $A_0$  representa el radio inicial de la zona uniforme de la probeta.

La figura 3 recoge los resultados experimentales correspondientes a la carga de inestabilidad. Los valores representados gráficamente frente al cociente  $R_0/a_0$  son los de la relación  $s_{NR}/s_R$ , definida en el apartado anterior. Únicamente falta el del ensayo del acero eutectoide trefilado con la entalla más aguda, por haberse producido la rotura de la probeta antes de alcanzar la carga máxima. En el mismo gráfico se ha dibujado la curva que representa la ecuación (4.6), esto es, la función definida por (4.5).

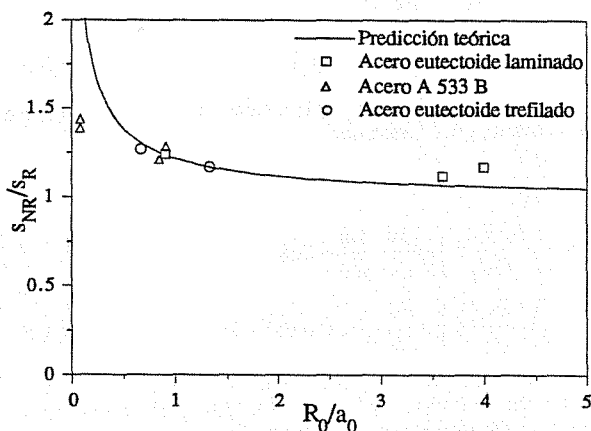


Figura 3.- Valores teóricos y experimentales de la resistencia a tracción de una barra entallada.

La concordancia entre la predicción teórica y los resultados experimentales es buena para valores intermedios de  $R_0/a_0$ , precisamente los pertenecientes al intervalo donde cabe esperar que la solución de Bridgman sea aplicable, ya que para valores pequeños y grandes la situación corresponde, respectivamente, a los casos de una barra fisurada o lisa en lugar de entallada, como han confirmado los análisis numéricos de distintos autores [9]. Dentro del intervalo de interés las diferencias entre valores teóricos y experimentales son mínimas, a pesar de los diferentes materiales y geometrías de entalla comparados.

En los dos ensayos de la tabla 2 que aparecen señalados con el símbolo \*, además de la carga aplicada también el diámetro de la sección de entalla fue medido, empleando para ello un extensómetro transversal. Como se indicó en el apartado anterior, estas medidas permiten aplicar las ecuaciones (2.10), (4.2) y (4.10) para determinar la curva tensión-deformación del material, en este caso la del acero A 533 B y la del acero eutectoide trefilado empleados en la investigación.

Las curvas obtenidas por ese procedimiento pueden observarse en la figura 4, donde también se han representado las procedentes de ensayos de tracción simple de los mismos aceros. De nuevo la concordancia es buena, y sólo se aprecian pequeñas diferencias para las deformaciones más bajas, es decir, cuando tiene lugar la plastificación de la sección de entalla y se produce la transición hacia el estado de plastificación completa postulado en la solución de Bridgman. Es importante destacar asimismo la gran diferencia que hay en la información obtenida por ambos procedimientos acerca de la curva tensión-deformación, tanto mayor cuanto más dúctil es el material.

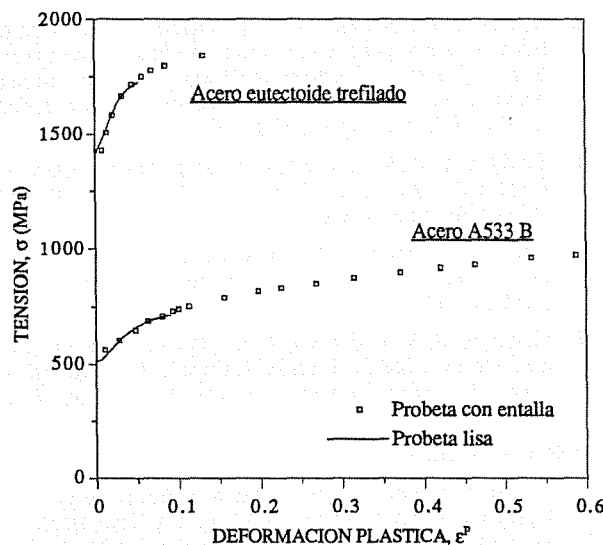


Figura 4.- Curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción simple y ensayos de tracción con probetas entalladas.

### 6. Conclusiones.

- El problema fundamental que ha sido resuelto analíticamente es el de predecir la evolución que experimenta el radio de curvatura de una entalla en una barra cilíndrica de material dúctil sometida a tracción. Dicha predicción está basada en la solución de Bridgman pero no añade ninguna hipótesis adicional.
- El resultado obtenido ha permitido complementar la solución de Bridgman con consecuencias de considerable interés práctico: predecir la capacidad resistente de una barra cilíndrica entallada, determinar experimentalmente la curva tensión-deformación de un material hasta deformaciones muy superiores a las de un ensayo de tracción simple, y caracterizar criterios de rotura dúctil.
- Las comprobaciones experimentales realizadas cubren una gama de materiales y geometrías de entalla muy diferenciada y pueden calificarse de muy satisfactorias, tanto en lo que se refiere a la predicción de la capacidad resistente de una barra cilíndrica entallada, como a la determinación de la curva tensión-deformación mediante ese tipo de probetas.

REFERENCIAS

- [1] McClintock, F.A. "A criterion for ductile fracture by the growth of holes". *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, pp. 363-371, 1968.
- [2] Rice, J.R. y Tracey, D.M. "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields". *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 17, pp. 201-217, 1969.
- [3] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W. "On macroscopic and microscopic analyses for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys". *Metallurgical Transactions A*, Vol 16A, pp. 233-248, 1985.
- [4] Hancock, J.W. y Mackenzie, A.C. "On the mechanisms of ductile fracture in high-strength steels subjected to multiaxial stress states". *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 24, pp. 147-169, 1976.
- [5] Mackenzie, A.C., Hancock, J.W. y Brown, D.K. "On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 9, pp. 167-188, 1977.
- [6] Ritchie, R.O., Server, 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 vessels steels". *Metallurgical Transactions A*, Vol 10A, pp. 1557-1570, 1979.
- [7] Bridgman, P.W., "Studies in large plastic flow and fracture". *Harvard University Press*, Cambridge (Masachussetes, USA), 1964.
- [8] Toribio, J. "Fractura elastoplástica de alambres entallados". *Tesis doctoral*, Universidad Politécnica de Madrid, 1987.
- [9] Hancock, J.W. y Brown, D.K. "On the role of strain and stress state in ductile failure". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol 31, pp. 1-24, 1983.

AGRADECIMIENTOS

El autor desea expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología por la ayuda nº PR84-0511, que ha hecho posible la realización de esta investigación.

APENDICE.

Sea  $\Gamma$  la configuración actual de una línea material (figura A.1). El vector tangente unitario en un punto es la derivada espacial del vector de posición a lo largo de  $\Gamma$ :

$$\frac{\partial \vec{r}}{\partial s} = \vec{t} \tag{A.1}$$

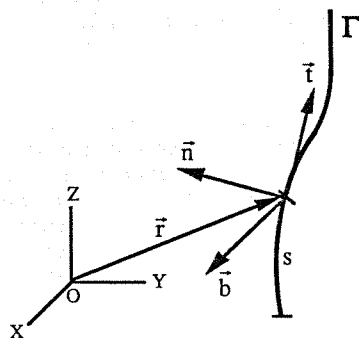


Figura A.1.- Triedro de Frenet de una línea material.

Los vectores unitarios que forman el triedro intrínseco en un punto, sus derivadas a lo largo de  $\Gamma$  y las curvaturas de flexión y torsión,  $c$  y  $\tau$ , se relacionan entre sí a través de las fórmulas de Frenet :

$$\frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} = \frac{\partial \vec{t}}{\partial s} = c\vec{n} \tag{A.2}$$

$$\frac{\partial \vec{n}}{\partial s} = -c\vec{t} + \tau\vec{b} \tag{A.3}$$

$$\frac{\partial \vec{b}}{\partial s} = -\tau\vec{n} \tag{A.4}$$

La derivada material respecto al tiempo de la curvatura de flexión puede calcularse a partir de las expresiones anteriores haciendo uso de la igualdad:

$$\dot{c} = (c\vec{n}) \cdot \dot{\vec{n}} = \left( \frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} \right) \cdot \dot{\vec{n}} \tag{A.5}$$

y aplicando la siguiente expresión para efectuar la doble derivación material respecto al tiempo y espacial respecto al arco de la curva  $\Gamma$ :

$$\left( \frac{\partial \vec{\phi}}{\partial s} \right) \cdot = \left( \frac{d\vec{\phi}}{ds} \right) \cdot = \frac{(d\vec{\phi}) \cdot}{ds} - \frac{(ds) \cdot}{ds} \frac{d\vec{\phi}}{ds} = \frac{\partial \vec{\phi}}{\partial s} - \dot{\epsilon}_t \frac{\partial \vec{\phi}}{\partial s} \tag{A.6}$$

donde se ha introducido la definición de velocidad de deformación longitudinal referida a la dirección tangente a la curva  $\Gamma$ :

$$\frac{(ds) \cdot}{ds} = \dot{\epsilon}_t \tag{A.7}$$

En el caso del vector de posición, teniendo en cuenta que su derivada material respecto al tiempo es el vector velocidad, y aplicando las ecuaciones (A.1) y (A.2), se tiene:

$$\begin{aligned} \left( \frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} \right) \cdot &= \frac{\partial}{\partial s} \left[ \left( \frac{\partial \vec{r}}{\partial s} \right) \cdot \right] - \dot{\epsilon}_t \frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} = \\ &= \frac{\partial}{\partial s} \left[ \frac{\partial \vec{t}}{\partial s} - \dot{\epsilon}_t \frac{\partial \vec{r}}{\partial s} \right] - \dot{\epsilon}_t \frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} = \\ &= \frac{\partial^2 \vec{v}}{\partial s^2} - \frac{\partial \dot{\epsilon}_t}{\partial s} \frac{\partial \vec{r}}{\partial s} - 2\dot{\epsilon}_t \frac{\partial^2 \vec{r}}{\partial s^2} = \\ &= \frac{\partial^2 \vec{v}}{\partial s^2} - \frac{\partial \dot{\epsilon}_t}{\partial s} \vec{t} - 2\dot{\epsilon}_t c\vec{n} \end{aligned} \tag{A.8}$$

Si se sustituye esta expresión en (A.5) y se emplea nuevamente (A.2), resulta:

$$\begin{aligned} \dot{c} &= \frac{\partial^2 \vec{v}}{\partial s^2} \cdot \vec{n} - 2\dot{\epsilon}_t c = \\ &= \frac{\partial}{\partial s} \left( \frac{\partial \vec{v}}{\partial s} \cdot \vec{n} \right) - \frac{\partial \vec{v}}{\partial s} \cdot \frac{\partial \vec{n}}{\partial s} - 2c\dot{\epsilon}_t = \\ &= \frac{\partial}{\partial s} \left( \frac{\partial \vec{v}}{\partial s} \cdot \vec{n} \right) - \frac{\partial \vec{v}}{\partial s} \cdot (-c\vec{t} + \tau\vec{b}) - 2c\dot{\epsilon}_t \end{aligned} \tag{A.9}$$

La derivada del vector velocidad a lo largo de la curva  $\Gamma$  está relacionada con las velocidades de deformación según las direcciones del triedro de Frenet:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \vec{v}}{\partial s} &= (\nabla \vec{v}) \vec{t} = \dot{\epsilon}_t \vec{t} + \vec{\omega} \times \vec{t} = \\ &= \dot{\epsilon}_t \vec{t} + \frac{1}{2} \dot{\gamma}_m \vec{n} + \frac{1}{2} \dot{\gamma}_b \vec{b} + \vec{\omega} \times \vec{t} \end{aligned} \tag{A.10}$$

donde:

$$\vec{\omega} \equiv \frac{1}{2} \text{rot} \vec{v} \tag{A.11}$$

Sustituyendo en (A.9) la expresión (A.10) y simplificando el resultado con ayuda de las ecuaciones (A.1), (A.2) y (A.3), se obtiene finalmente:

$$\dot{c} = \frac{1}{2} \frac{\partial \dot{\gamma}_m}{\partial s} + \frac{\partial \vec{\omega}}{\partial s} \cdot \vec{b} - \frac{1}{2} \tau \dot{\gamma}_b - c\dot{\epsilon}_t \tag{A.12}$$

## CARACTERIZACION DEL PROCESO DE FRACTURA DE SMCs

Rodríguez C. y Belzunce F.J.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica  
E.T.S. Ingenieros Industriales (Universidad de Oviedo)  
Ctra. de Castiello, s/n. 33204 GIJON (ASTURIAS)

**Resumen.** - Se ha llevado a cabo un programa experimental con objeto de valorar la aplicabilidad de la mecánica de la fractura elástica lineal en la caracterización del proceso de fractura de SMCs (sheet moulding compounds). En el curso de todos los ensayos se detectó un sustancial crecimiento estable de las grietas antes de alcanzar el punto de inestabilidad. Se han utilizado técnicas microscópicas con el fin de plasmar las trayectorias de las grietas a través de la estructura del material, y finalmente, se ha desarrollado la metodología a utilizar para la determinación de las curvas de resistencia (curvas R.).

**Abstract.** - An experimental program has been carried out with the aim to evaluate the use of linear elastic fracture mechanics to characterize the fracture process of sheet moulding compounds (SMC's). In all the cases, a stable growth of the cracks, before the attainment of the instability point, has been detected. Optical microscopic examination has been used in order to see the trajectories of the cracks through the structure of the material. Finally, the methodology to obtain the resistance curvas (R-curves) has been developed.

## 1. INTRODUCCION

Los SMCs (sheet moulding compounds) son materiales compuestos complejos, basados en resinas termoestables (poliésteres) reforzados con cargas minerales ( $\text{CaCO}_3$ , alúmina hidratada, arcillas) y fibras cortas de vidrio aleatoriamente distribuidas, que se obtienen mediante técnicas automatizadas de moldeo por compresión. Forman igualmente parte de su composición otros componentes minoritarios como los catalizadores, espesadores, productos para facilitar el desmoldeo, agentes retardadores de llama, pigmentos, etc.

La principal aplicación de esta moderna tecnología se encuentra en el sector de la automoción (paneles exteriores de automóviles, cabinas de camiones, etc.), aunque su uso se está extendiendo rápidamente a otros mercados.

Los productos terminados fabricados con estos materiales, en virtud de su propia constitución y del proceso de fabricación, presentan inevitablemente discontinuidades internas (grietas), que, por otra parte, crecen durante su servicio, debido tanto a acciones mecánicas como ambientales.

El objetivo de este trabajo es establecer un procedimiento experimental fiable con el fin de caracterizar el comportamiento mecánico de estos materiales en presencia de discontinuidades y valorar la evolución del daño generado bajo una aplicación estática de la carga.

## 2. MATERIALES Y PROPIEDADES MECANICAS

El material utilizado en este estudio ha sido una placa de 400x300 mm. y 4 mm. de espesor de SMC 3640 comercial (sheet moulding compound) suministrado por Vetrotex España, S.A., cuyos componentes mayoritarios se reflejan en la tabla 1.

TABLA 1. Composición del SMC 4640 (% en peso)

Resina Bayer W20	35,3
Carga $\text{CaCO}_3$ (Millicarb)	35,3
Fibra de vidrio de 50 mm. (aleatoriamente distribuida)	29,4

Con objeto de realizar una primera caracterización mecánica, hemos realizado ensayos de tracción sobre probetas de 40 mm. de ancho, previa colocación de galgas extensométricas longitudinales y transversales, con el fin de determinar el modulo elástico y el coeficiente de Poisson del material. La tabla 2 muestra los resultados medios obtenidos en estos ensayos.

TABLA 2. Propiedades mecánicas a tracción.

Módulo elástico, E (GPa)	12,9
Coefficiente de Poisson, ν	0,29
Resistencia a la tracción, R (MPa)	111
Alargamiento a tracción, ε (%)	1,5

3. TENACIDAD A LA FRACTURA

Actualmente, no existe ningún ensayo normalizado para la determinación de la tenacidad a la fractura de este tipo de materiales compuestos (heterogeneos pero isotropos). Sin embargo, hemos tratado de seguir, dentro de lo posible, el protocolo de norma para la determinación de K<sub>c</sub> y G<sub>c</sub> en plásticos, elaborado por el European Group of Fracture [1], ya que uno de los objetivos de este trabajo es comprobar la posibilidad de extender la aplicabilidad de este procedimiento a la caracterización de esta familia de materiales.

El ensayo utilizado ha sido el de flexión en tres puntos sobre probetas con una simple entalla lateral. Se emplearon probetas de 75 mm. de longitud y 17 mm. de ancho, siendo la distancia entre apoyos de cuatro veces el ancho y el espesor nominal de la placa B=4 mm. Las probetas fueron provistas de una entalla de longitud relativa al ancho, a/w, igual a 0,3. Todas ellas se realizaron con la ayuda de un pequeño disco de diamante de 0,1 mm. de espesor, que nos permitió asegurar un extremo de entalla de radio constante e igual a 0,06 mm.

Asimismo, con el fin de detectar la posible influencia del tamaño de la entalla en la determinación de la tenacidad, se han realizado ensayos sobre probetas con relaciones longitud de entalla-ancho, a/w, variables entre 0,1 y 0,5.

De acuerdo con el citado protocolo de norma [1], se corrigieron los registros gráficos de la fuerza aplicada en función del desplazamiento, para tener en cuenta la flexibilidad inherente al sistema de ensayo y la deformación producida por la penetración de los cilindros de carga en los cantos de la probeta. Aquéllas graficas eran en todos los casos inicialmente lineales, mostrando posteriormente una clara desviación de la linealidad antes de alcanzar la carga máxima.

La definición de la carga para la que tenía lugar el inicio del crecimiento de la grieta, P<sub>Q</sub>, se obtuvo sobre el registro gráfico del ensayo, previo cálculo del cambio de flexibilidad (c) que implica un crecimiento relativo de la grieta, Δa/a, del 2,5%, haciendo uso de la expresión:

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{\Phi}{(a/w)} \cdot \frac{\Delta C}{c} \tag{1}$$

donde Φ es un factor de calibración, que adopta la siguiente expresión:

$$\Phi = \frac{\alpha + 18,64}{W \cdot (da/da)} \tag{2}$$

$$\alpha = \frac{16(a/W)^2}{(1-a/W)} \left[ 8,9 - 33,717(a/W) + 79,616(a/W)^2 - 112,952(a/W)^3 + 84,815(a/W)^4 - 25,672(a/W)^5 \right]$$

El factor de intensidad de tensiones en el inicio del crecimiento de la grieta, K<sub>Q</sub>, se obtuvo a partir del factor de forma isotropo Y, correspondiente a la geometria ensayada [1,2].

$$K_Q = \frac{P_Q Y}{B \cdot W^{1/2}} \tag{3}$$

El anteriormente mencionado protocolo de norma [1] permite igualmente determinar la energía necesaria para el inicio del crecimiento de la grieta G<sub>Q</sub>, a partir del área (U<sub>Q</sub>) encerrada debajo de la curva corregida de la carga frente al desplazamiento, hasta el punto P<sub>Q</sub>.

$$G_Q = \frac{U_Q}{B \cdot W^2} \tag{4}$$

Los valores obtenidos de K<sub>Q</sub> y G<sub>Q</sub> se han comparado mediante la conocida relación de la mecánica de la fractura elástica lineal, en tensión plana:

$$K = (E \cdot G)^{1/2} \tag{5}$$

Finalmente, siguiendo un procedimiento similar, se han determinado los parámetros K<sub>máx</sub> y G<sub>máx</sub>, correspondientes al punto de inestabilidad, definido por la carga máxima, P<sub>máx</sub>, del registro gráfico.

La figura 1 es la representación gráfica de la variación de los factores de intensidad de tensiones correspondientes a la iniciación, K<sub>Q</sub>, y a la inestabilidad, K<sub>máx</sub>, en función del tamaño relativo de la entalla. Los datos obtenidos, aunque con una cierta dispersión (habitual por otra parte en otras propiedades mecánicas de estos materiales), fluctúan alrededor de valores constantes, lo que verifica la aplicabilidad de los conceptos de mecánica de la fractura elástica lineal a esta familia de materiales, hecho éste, asimismo, ratificado por otros investigadores [3,4].

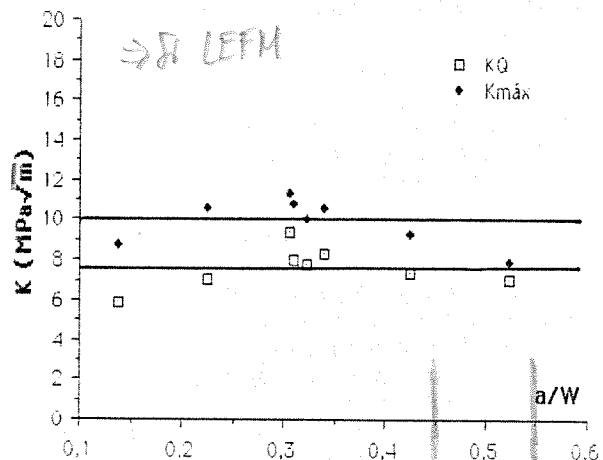


Fig.1. Variación de K<sub>Q</sub> y K<sub>máx</sub> con el tamaño relativo de la entalla, a/w

La tabla 3 muestra los resultados medios obtenidos en todos estos ensayos. Esta tabla refleja igualmente los valores medios de los factores de intensidad de tensiones calculados a partir de las energías de la fractura,  $K_G$ , mediante la expresión (5). Los resultados hallados con ambos métodos son muy similares, siendo su diferencia siempre inferior al 15%.

TABLA 3. Tenacidades a fractura.

	Iniciación	Inestabilidad
$K$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	7,6	9,9
$G$ (KJ/m <sup>2</sup> )	4,2	10,1
$K_G$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	7,3	11,4

$P_{max} > 1,1 P_Q$  !! Inválidos.

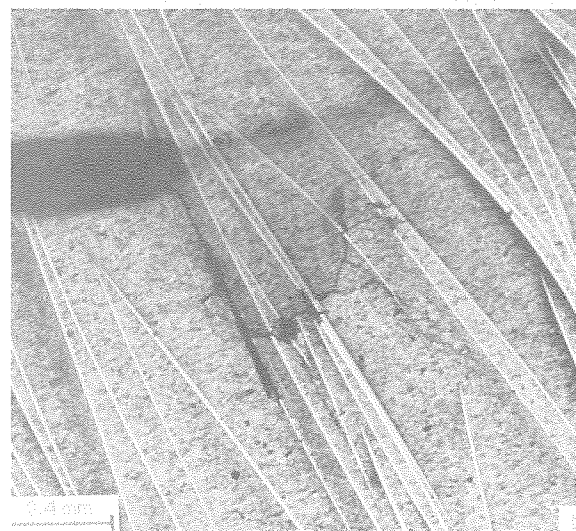
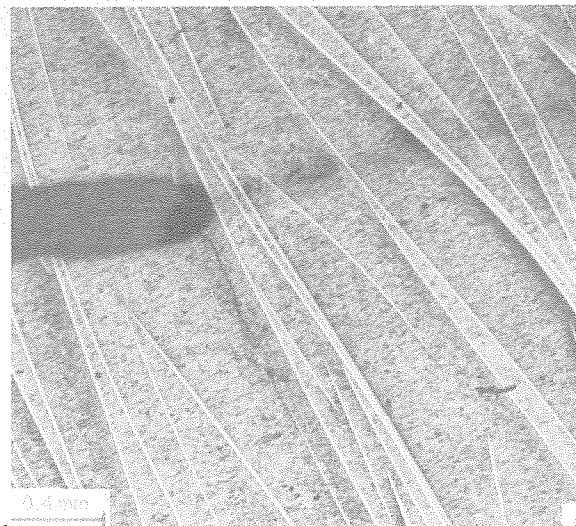


Fig.2. a) Iniciación del daño en el frente de la entalla.  
b) Progresión del daño.

4. PROPAGACION DE GRIETAS: CURVAS R

Todos los ensayos de fractura descritos en el epígrafe anterior deberían ser considerados inválidos según el protocolo de norma del EGF, dado que la relación entre la carga máxima y la de iniciación ( $P_{m\acute{a}x}/P_Q$ ) era siempre mayor que 1,10, en virtud del sustancial crecimiento de grieta que siempre tenía lugar antes de alcanzarse la carga máxima de los ensayos. De este modo, la fractura de estos materiales se caracteriza mejor a partir de procedimientos que definan el crecimiento estable de las grietas, como por ejemplo las curva de resistencia (curvas R). El uso práctico de estas curvas para la predicción del crecimiento de grietas y de las cargas máximas que serían capaces de soportar componentes estructurales agrietados fabricados con estos materiales, parte de la hipótesis de la unicidad de las curvas R, es decir de su independencia respecto a la longitud de grieta y a la geometría y dimensiones de las probetas.

4.1. Trayectorias de avance de las grietas

Varias probetas, de geometría similar a las anteriores, se ensayaron con objeto de determinar las trayectorias de propagación del daño generado en el extremo de las entallas, durante la puesta en carga de aquéllas. Para ello, se desbastaron y pulieron con pasta de diamante las caras laterales de un conjunto de probetas, que seguidamente se ensayaron hasta alcanzar una carga comprendida entre  $P_Q$  y  $P_{m\acute{a}x}$ , y finalmente fueron observadas y fotografiadas en un microscopio óptico. Este proceso se repitió varias veces, aplicándose de modo sucesivo cargas crecientes, hasta la fractura completa de las probetas.

La figura 2, es representativa de la generalidad de nuestras observaciones. La micrografía 2(a) muestra el inicio del crecimiento de la grieta desde el extremo de la entalla. La grieta avanza siguiendo una trayectoria paralela a la alineación de las fibras en esta zona concreta. Por su parte, la micrografía 2(b) da cuenta del avance posterior de la misma grieta al incrementar la carga aplicada a la probeta. En conjunto, las trayectorias de propagación de las grietas son muy irregulares, e implican la fractura de la fase matriz, fracturas individualizadas de las fibras y desqueses de la intercara fibra-matriz. Al mismo tiempo, la grieta principal normalmente se ramifica, siendo difícil pronosticar, antes del posterior proceso de carga, el extremo de aquélla que continuará avanzando.

4.2. Determinación de curvas R

La determinación de las curvas de resistencias (curvas R) exige la medida, lo más exacta posible, del tamaño de las grietas durante su crecimiento a lo largo del proceso de carga. En el apartado anterior se ha demostrado que la propagación de las grietas en esta clase de materiales no es una simple extensión paralela a la entalla inicial, como ocurre en los materiales homogéneos, sino que sus trayectorias son muy irregulares, de modo que la medida de su tamaño no puede realizarse a partir de métodos visuales. En este caso, lo más adecuado es recurrir al concepto del tamaño de grieta equivalente.

Un método simple y al mismo tiempo fiable consiste en identificar la flexibilidad de la probeta dañada y la de una probeta, de la misma geometría, con la longitud de grieta equivalente [5,6]. El uso más adecuado de este método se basa en descargar la probeta ensayada, determinando el daño generado en cada caso a partir de la flexibilidad de la probeta en la carga inmediatamente posterior. El valor de esta flexibilidad se convierte a continuación en el tamaño de la grieta equivalente por medio de la expresión (1). Realizando varias cargas y descargas sucesivas a intervalos regulares se construye finalmente la curva R del material [7].

La figura 3 muestra uno de los gráficos fuerza-desplazamiento y la figura 4, la curva R obtenida. En esta última figura se han diferenciado los puntos obtenidos con las probetas consideradas standard en este trabajo ( $a/W=0,3$ ), de aquellos otros calculados con probetas de longitudes de grieta diferentes. Subrayamos en primer lugar que todos los puntos aparecen agrupados en una banda claramente definida, que refleja una dispersión normal en esta clase de materiales, y además el tamaño de la entalla inicial no influye en los resultados finales. El mejor ajuste, como en otros casos semejantes [6,8], es de tipo lineal:

$$K = 7.04 + 3.26 \Delta a$$

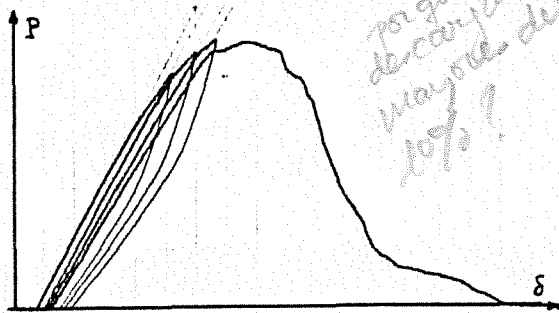


Fig. 3. Gráfico fuerza-desplazamiento de un ensayo de flexión con varias descargas.

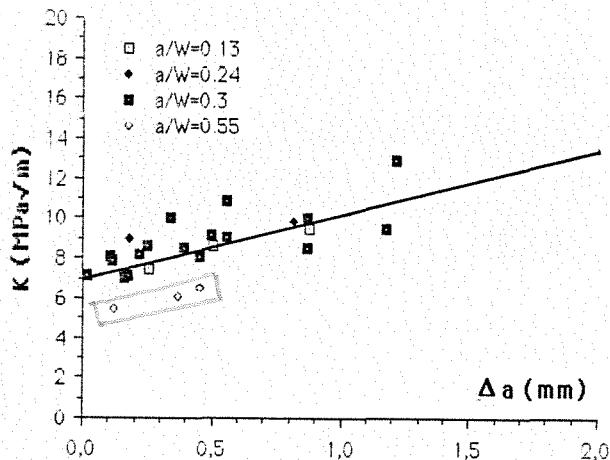


Fig. 4. Curva R del SMC.

## 5. CONCLUSIONES

El procedimiento desarrollado por el EGF para la determinación de la tenacidad a la fractura de plásticos puede extenderse al caso de los materiales compuestos reforzados con fibras cortas aleatoriamente distribuidas. Los parámetros de fractura obtenidos con estos materiales no dependen del tamaño de las entallas o grietas.

Sin embargo, esta familia de materiales experimenta un sustancial crecimiento de grieta antes de alcanzar el punto de inestabilidad, lo que aconseja su caracterización mediante las curvas R. En virtud de las trayectorias irregulares que siguen aquellas grietas, se ha desarrollado una metodología para su determinación basada en técnicas de flexibilidad. Las curvas R son independientes del tamaño de las grietas.

## 6. REFERENCIAS

- [1] European Group of Fracture. A linear elastic fracture mechanics standard for determining  $K_{Ic}$  and  $G_c$  for plastics. EGF, Task Group on Polymers and Composites. Marzo (1990).
- [2] ASTM. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. ASTM E399, Volumen 03.3. Filadelfia, U.S.A. (1990), pp. 488.
- [3] Redjel B. y Charentenay F.X. Application of fracture mechanics to short fibre reinforced composite materials. 5èmes Journées Nationales sur les Composites. Paris, Francia (1986).
- [4] Friedrich K. Application of fracture mechanics to composite materials. Elsevier Science Publishers (1989).
- [5] Gaggar S.K. y Broutman L.J. Strength and fracture properties of random fibre polyester composites. Fibre Science and Technology, 9 (1976), pp. 205.
- [6] Kumar AN., Pandey R.K. y Nanda A. Crack growth characterization in a short fibre glass-epoxy composite. Composites Science and Technology, 29 (1987), pp.17.
- [7] Vipulanandan C. y Dharmarajan N. Critical crack tip opening displacement for polymer composites. Engineering Fracture Mechanics, 3 (1989) pp. 409.
- [8] Solar M.A. y Belzunce F.J. Fracture toughness and R-curves of glass fibre reinforced polyester. Composites, 20. Marzo (1989), pp. 120.



**FATIGA OLIGOCICLICA DEL ACERO INOXIDABLE AUSTENO-FERRITICO AVESTA 2205:  
INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO A 475 °C.****L. Iturgoyen y M. Anglada**

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

Universidad Politécnica de Cataluña.

Avda. Diagonal 647. Barcelona-08028.

**RESUMEN**

Cuando los aceros inoxidable austeno-ferríticos son expuestos a temperaturas elevadas, tal como ocurre, por ejemplo, durante el enfriamiento después del conformado a altas temperaturas, se pueden producir varias reacciones de precipitación si el enfriamiento no es suficientemente rápido. Una de estas reacciones, la descomposición espinodal de la fase ferrítica, produce una fuerte fragilización del acero a temperaturas alrededor de 475 °C, así como un aumento en la dureza de la ferrita. Esto restringe la utilización prolongada de estos aceros a temperaturas inferiores a 300 °C. En el presente trabajo se ha estudiado la influencia del envejecimiento a 475 °C sobre el comportamiento a fatiga oligocíclica del acero AVESTA 2205 (UNS S31803). Los ensayos han sido realizados a amplitud de deformación total constante a tracción-compresión con  $R=-1$  en probetas de sección circular con un acabado superficial de aspecto especular. Se ha determinado la curva cíclica tensión-amplitud de deformación en la saturación así como la curva de Coffin-Manson tanto para el acero en estado recocido así como después de ser envejecido a 475 °C. El estudio se ha completado con la observación de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido.

**ABSTRACT**

When duplex stainless steels are exposed to high temperatures, as it takes place, for example, during cooling after hot working, different precipitation reactions can take place if the cooling rate is not rapid enough. One of these reactions, the spinodal decomposition of the ferrite phase, produces a strong embrittlement of the steel at temperatures around 475 °C. In this work we have studied the influence of ageing at 475 °C on the low cycle fatigue behaviour of the duplex stainless steel AVESTA 2205 (UNS S31803). The fatigue tests have been carried out at constant total strain amplitude with  $R=-1$  in specimens of circular cross-section with a surface specular finish. The cyclic stress-strain curve and the Coffin-Manson curve have been determined in the annealed and in the aged conditions. The study has been completed by the examination of the fracture surfaces in the scanning electron microscope.

**1. INTRODUCCION**

Los aceros inoxidable austeno-ferríticos poseen una estructura bifásica compuesta por ferrita y austenita, lo cual les confiere unas excelentes propiedades mecánicas así como una alta resistencia a la corrosión en medios altamente corrosivos. Cuando los aceros inoxidable austeno-ferríticos son expuestos a temperaturas elevadas se pueden producir varias reacciones de precipitación las cuales afectan drásticamente la tenacidad de estos materiales. Una de estas reacciones tiene lugar en el intervalo de temperatura entre 300 y 520 °C, y el principal cambio estructural asociado es la descomposición espinodal de la fase ferrítica. Sin embargo, la razón de la fuerte influencia de la estructura espinodal sobre la fragilización de la fase ferrítica es todavía desconocida:

(1). La reducción de la tenacidad de la fase ferrítica forma parte de otro estudio presentado en esta misma reunión (2).

En general, el efecto de los cambios microestructurales sobre las propiedades mecánicas se ha estudiado fundamentalmente mediante el análisis de la variación de la energía absorbida en el impacto en ensayos de resiliencia. La influencia del envejecimiento a 475 °C sobre las propiedades de fatiga oligocíclica ha sido apenas estudiada, a pesar de que estos aceros se caracterizan precisamente por una excelente resistencia a la fatiga tal como ha sido demostrado por Hayden y Floreen (3).



En un trabajo anterior (4), los presentes autores determinaron la influencia del envejecimiento a 475 °C sobre la propagación de grietas de fatiga para distintos valores del cociente de cargas, R. En el presente trabajo, se ha investigado la influencia del envejecimiento a 475 °C sobre el endurecimiento y ablandamiento cíclico así como sobre la resistencia a la fatiga en el régimen de fatiga oligocíclica. Los resultados se comparan con los obtenidos en un acero inoxidable ferrítico de composición similar a la fase ferrítica del acero austeno-ferrítico, y se discuten en términos de un modelo propuesto por Saxena y Antolovich (5) el cual está basado en el concepto de que la propagación de grietas de fatiga es un proceso de fatiga oligocíclica que ocurre a microescala en la punta de la grieta.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero inoxidable austeno-ferrítico fue elaborado por Avesta (Avesta 2205, UNS S31803) y fue suministrado en forma de redondos de 50 y 25 mm de diámetro. El material había sido conformado en caliente en un intervalo de temperatura entre 950 y 1050 °C y templado en agua. La composición química nominal del acero viene dada en la Tabla 1. La proporción entre las cantidades de austenita y ferrita es igual a aproximadamente 55:45. La microestructura del acero se muestra en la Fig.1 tanto en la dirección longitudinal como en la dirección transversal.

Tabla 1. Composición química del acero UNS 31803

C	N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
0.025	0.13	1.6	0.3	22	5.5	3.0	Balance

Se prepararon probetas cilíndricas adecuadas para la deformación cíclica a tracción-compresión a partir de los redondos de 25 mm de diámetro las cuales fueron pulidas mediante papeles finos de carburo de silicio y finalmente mediante una suspensión de alúmina. La longitud de prueba de las probetas fue de 25 mm y su diámetro de 6 mm (Fig. 2).

Los ensayos fueron realizados en una máquina servohidráulica de fatiga a temperatura ambiente. La deformación se midió mediante un extensómetro colocado sobre la superficie de la probeta. Los ensayos de deformación cíclica se realizaron mediante control de deformación y entre límites definidos de amplitud de deformación total. La velocidad de deformación total se mantuvo constante durante el ensayo con un valor igual a  $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  utilizando una onda de forma triangular de tal manera que la frecuencia fue ajustada de forma adecuada para que la

velocidad de deformación fuera constante. Los ciclos de histéresis fueron almacenados en un registrador X-Y.



(a)



(b)

Fig.1. Microestructura; a) sección longitudinal y b) sección transversal.

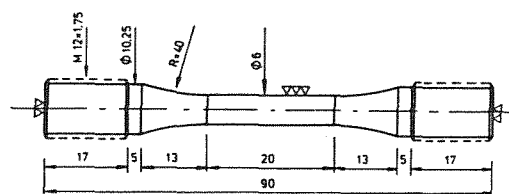


Fig.2. Geometría de la probeta utilizada.

3.RESULTADOS.

El endurecimiento/ablandamiento cíclico se presenta de forma convencional mediante dos tipos de gráficos: a) las curvas de endurecimiento cíclico que resultan de representar los máximos de tensión en cada ciclo en términos del número de ciclos; b) la curva de deformación cíclica la cual se obtiene graficando la tensión en el estadio de saturación en función de la amplitud plástica en la saturación,  $\epsilon_p$ , definida como la semianchura del ciclo de histéresis.

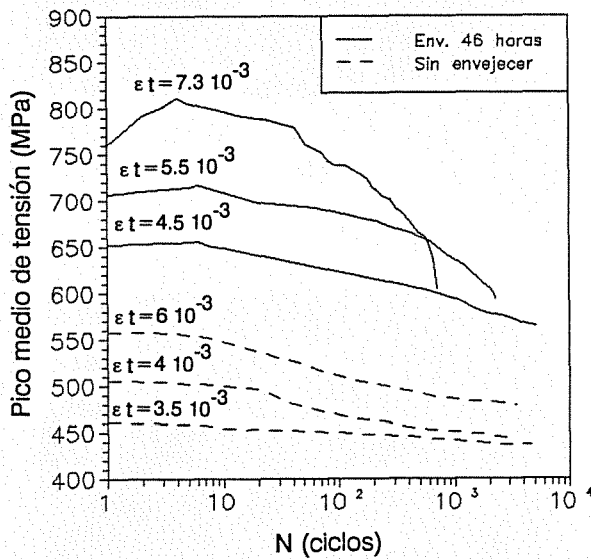


Fig. 3. Curvas de endurecimiento/ablandamiento.

Las curvas de endurecimiento/ablandamiento obtenidas deformando probetas vírgenes a distintas amplitudes totales de deformación se presentan en la Fig.3 tanto para el material recocido como para el acero envejecido a 475 °C durante 46 horas. Las curvas correspondientes a otras amplitudes de deformación intermedias son similares a las presentadas en la Fig. 3. En el eje vertical se ha representado el promedio entre el pico de tracción y el pico de compresión. Nótese que en el acero recocido el pico de carga cíclica se mantiene prácticamente constante durante los primeros 10 ciclos para a continuación disminuir lentamente con el número de ciclos. La magnitud del ablandamiento aumenta a medida que aumenta la amplitud de deformación total. Por otro lado, en el caso del acero envejecido a 475 °C durante 46 horas, además de una carga cíclica mayor, puede observarse un endurecimiento durante los primeros 10 ciclos el cual es mucho más pronunciado a amplitudes de deformación elevadas. A continuación se produce un severo ablandamiento.

Las curvas cíclicas obtenidas deformando diferentes probetas hasta la saturación a distintas amplitudes de deformación total se presentan en la Fig. 4 tanto para el acero recocido como para el acero envejecido durante 46 horas, así como para el acero inoxidable superferrítico Fe-28Cr-2Mo-4Ni cuya composición es similar a la correspondiente a la fase ferrítica del acero austeno-ferrítico. Su forma general se puede describir mediante la ecuación  $\epsilon = K' \sigma^{n'}$  donde  $K'$  y  $n'$  son constantes cuyos valores están dados en la Tabla 2 tanto para el acero recocido como para el acero envejecido a 475 °C durante 46 y 100 horas.

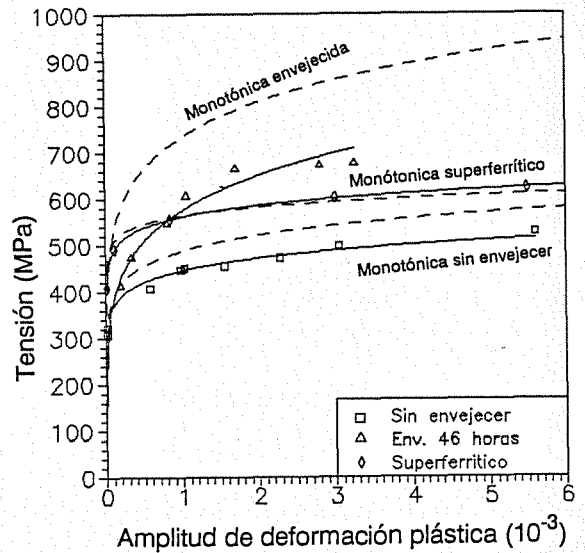


Fig.4. Curvas cíclicas.

Puede observarse que a partir de tiempos de envejecimiento superiores a 46 horas no cambia sustancialmente el comportamiento plástico bajo deformación cíclica. En todo caso, debe tenerse en cuenta que la ley de potencias de la ecuación anterior es únicamente válida para deformaciones plásticas superiores a  $10^{-4}$ . Las curvas monotónicas tensión-deformación también han sido graficadas en la Fig.4 en orden a comparar el comportamiento cíclico con el monotónico tanto para el acero recocido como para el acero envejecido durante 46 horas a 475 °C. Obsérvese que los valores obtenidos ponen de manifiesto un mayor endurecimiento por deformación en el caso del acero austeno-ferrítico.

Varias probetas fueron deformadas cíclicamente hasta la fractura a amplitud de deformación total constante y a una velocidad de deformación igual a  $6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  en orden a investigar la influencia del envejecimiento sobre la vida a fatiga en el régimen de fatiga oligocíclica. Los resultados están indicados en la Fig. 5 donde puede observarse que una línea rec-

ta puede ser ajustada a través de los puntos experimentales, es decir, obedecen la ecuación de Coffin-Manson, la cual viene dada por:

$$\epsilon_p (2N_f)^c = \epsilon_f' \quad (1)$$

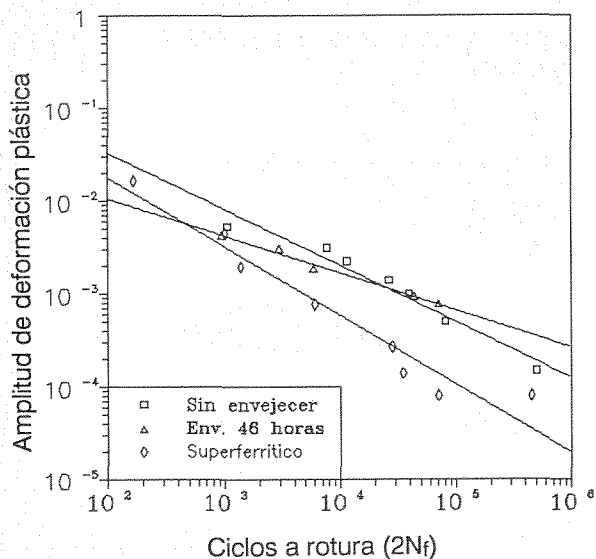
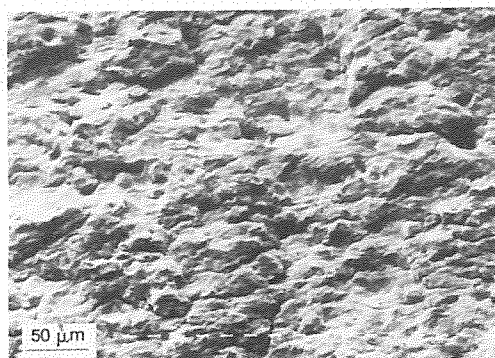


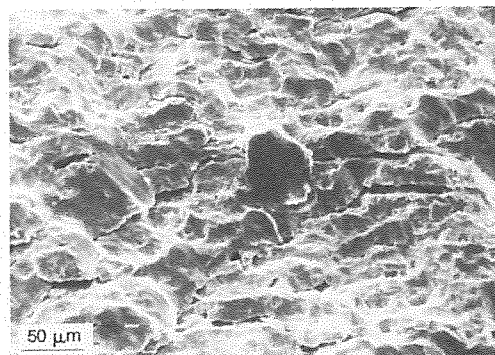
Fig. 5. Curva de Coffin-Manson

donde los parámetros  $\epsilon_f'$  y  $c$  están indicados en la Tabla 2 y  $N_f$  es el número de ciclos hasta la fractura. Nótese que el envejecimiento a 475 °C disminuye la resistencia a fatiga a amplitudes de deformación plástica elevadas mientras que lo contrario ocurre a amplitudes de deformación pequeñas. Por otra parte, la presencia de austenita en el acero austeno-ferrítico aumenta la resistencia a la fatiga oligocíclica con respecto a la del acero inoxidable superferrítico.

En la Fig.6 se muestra el aspecto de las superficies de fractura correspondientes a la propagación de la grieta en probetas deformadas en el régimen de oligofatiga hasta la rotura.



(a)



(b)

Fig.6. Superficie de fractura de la zona de propagación: a) del acero sin envejecer y b) del acero envejecido.

Tabla 2. Parámetro de las curvas monocíclica, cíclica y Coffin-Manson para los tiempos de envejecimiento estudiados.

Material	$\sigma_{y0.2}$ (MPa)	$\sigma'_{y0.2}$ (MPa)	n	n'	K	K'	c	$\epsilon_f'$
<b>Austeno-ferrítico</b>								
Sin envejecer	513.19	485	0.0956	0.083	945.52	791.53	0.607	0.5378
Envejecido 46 horas	840	650	0.1414	0.1768	1948.58	1953.51	0.4	0.0663
Envejecido 100 horas	---	655	---	0.1844	---	2065.06	---	---
<b>Superferrítico</b>								
Sin envejecer	580	575	0.045	0.061	564.40	562.1	0.8	0.5

4.DISCUSION

Tal como se ha demostrado en un trabajo anterior (4) a partir de las medida de la microdureza de las dos fases que constituyen el material en función del tiempo de envejecimiento a 475 °C, es principalmente en la fase ferrítica donde se producen cambios en las propiedades mecánicas, así como los cambios microestructurales. Estos consisten en la descomposición de la ferrita en zonas ricas en cromo y zonas ricas en hierro tal como ha sido puesto de manifiesto por difusión de neutrones a ángulos pequeños (6) y mediante la técnica APFIM ("Atom Probe Field Ion Microscopy") (7).

Por consiguiente, para intentar explicar el comportamiento observado, es muy conveniente conocer en detalle los cambios en la fase ferrítica cuando es sometida a envejecimiento a 475 °C. En experimentos de difusión de neutrones a ángulos pequeños de probetas fatigadas de un acero inoxidable superferrítico de composición similar a la de la fase ferrítica del acero estudiado, se ha puesto de relieve (8) que el efecto de deformar cíclicamente el acero es reducir la magnitud de los picos de intensidad, los cuales son proporcionales a la amplitud de las fluctuaciones de concentración. La reducción depende esencialmente de la amplitud de la deformación plástica: es insignificante a amplitudes de deformación de 10<sup>-4</sup> pero deviene importante a amplitudes del orden de 10<sup>-3</sup>. La existencia de un ablandamiento pronunciado en el caso del acero envejecido puede relacionarse a la inestabilidad de la estructura espinodal en frente a las deformaciones cíclicas. Este efecto también ocurre en el acero inoxidable superferrítico envejecido a 475 °C y es mayor a amplitudes de deformación grandes. La razón de este comportamiento podría estar en una mayor irreversibilidad del movimiento de las dislocaciones debido a una creciente contribución de las dislocaciones helicoidales a la deformación total a medida que aumenta la amplitud de deformación. Cuanto mayor es la irreversibilidad mayor será la redistribución de los átomos de cromo que forman las zonas y en consecuencia aumentará el ablandamiento del material.

Nótese también la contribución positiva de la austenita en cuanto al comportamiento a oligofatiga, lo cual queda reflejado en el mayor endurecimiento por deformación así como en una menor fragilización del material al ser envejecido a 475 °C con respecto al acero inoxidable superferrítico.

Los parámetros obtenidos a partir de los ensayos de oligofatiga pueden utilizarse para explicar de forma cualitativa el efecto del envejecimiento a 475 °C sobre la velocidad de propagación de grietas de fatiga. En un trabajo anterior (4) se han determinado los parámetros de la ecuación de Paris-Erdogan del acero austeno-ferrítico, los cuales se han representado en la Tabla 3.

La influencia del envejecimiento sobre la velocidad de propagación en el régimen de Paris-Erdogan puede explicarse de forma cualitativa utilizando un modelo propuesto por Saxena y Antolovich (5) el cual está basado en el concepto de que la propagación de la grieta ocurre como resultado de la acumulación de la deformación en los puntos cercanos a la punta de la grieta. Según este modelo, la velocidad de propagación de la grieta puede ser escrita en la misma forma que la ecuación de Paris-Erdogan (da/dN = AΔK<sup>m</sup>) y los parámetros A y m que aparecen en esta ecuación vienen dados por las siguientes expresiones:

$$m = 2/c \tag{2}$$

$$A = 4l(0.7/(24\pi\sigma_y\epsilon l E))^{1/c} \tag{3}$$

donde E es el módulo de elasticidad, l es el tamaño de la zona de proceso y los otros parámetros tienen el significado usual. La zona de proceso es la región en frente de la punta de la grieta donde se cumple el criterio de rotura dictado por la ecuación de Coffin-Manson.

Tabla 3. Parámetros de la ecuación de Paris-Erdogan y valores de ΔK<sub>th</sub> para los tiempos de envejecimiento estudiados

Material	R = 0.1			R = 0.7		
	A	m	ΔK <sub>th</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )	A	m	ΔK <sub>th</sub> (MPa m <sup>1/2</sup> )
Sin envejecer	1.35x10 <sup>-12</sup>	3.19	15	8.21x10 <sup>-12</sup>	2.82	6
Env. 46 horas	1.08x10 <sup>-13</sup>	4.23	---	---	---	---
Env. 100 horas	4.02x10 <sup>-14</sup>	4.47	13	2.86x10 <sup>-12</sup>	3.19	9

Los valores obtenidos de  $m$  según este modelo son independientes de la zona de proceso y son 3.3 y 5.0 para el acero recocido y para el acero envejecido durante 46 horas a 475 °C, respectivamente. Para obtener el valor de  $A$  necesario conocer previamente el tamaño de la zona de proceso. Puesto que la interpretación física de la zona de proceso no es muy clara (9), para comparar los resultados con las predicciones del modelo consideraremos que  $l$  es un parámetro ajustable. Los valores obtenidos de esta manera en el caso de  $R=0.1$  para la zona de proceso son 2.7  $\mu\text{m}$  y 1,3  $\mu\text{m}$  para el acero recocido y para el acero envejecido 46 horas a 475 °C, respectivamente.

Los valores de  $l$  son del mismo orden que los determinados en aleaciones Cu-2.2Al y Cu-4.2Al por Saxena y Antolovich (5). Estos autores asocian este parámetro al tamaño de las celdas de dislocaciones creadas durante el proceso de fatiga oligocíclica. En el caso presente no se ha realizado el estudio de la estructura de dislocaciones creada durante el proceso de oligofatiga y no es posible identificar los valores de  $l$  con parámetros estructurales.

#### 4. REFERENCIAS

1. P.H. Pumphrey, G.D. W. Smith and M. Prager: *Mater. Sci. Technol.*, 6 (1990) 210.
2. J. Alcalá y M. Anglada, Determinación de la tenacidad de fractura del acero inoxidable superferrítico Fe-28Cr-2Mo-4Ni-0.4Nb envejecido a 475 °C", VIII Reunión del Grupo Español de Fractura.
3. H.W. Hayden y S. Floreen, *Metall. Trans.* 4 (1973) 561.
4. L. Iturgoyen y M. Anglada, *Anales de Mecanica de la Fractura*, 7 (1990) 53.
5. A. Saxena y S.D. Antolovich: *Metall. Trans. A*, 12A (1981), 459.
6. A. Isalgué, M. Anglada, J. Rodriguez-Carvajal y A. de Geyer, *J. Mat. Sci.*, 25 (1990) 4977.
7. J. Sassen, M.G. Hetherington, T.J. Godfrey, G.D.W. Smith, P.H. Pumphrey y K.N. Akhurst en "Properties of Stainless Steels in Elevated Temperature Service" (ed. M. Prager), PVP-ASME Vol. 132, MPC Vol. 26, 65-72; 1987, New York. ASME/Materials Properties Council.
8. M. Anglada, J. Rodriguez y A. Isalgué, *Scripta metall.*, 23 (1989) 1633.
9. J. Lantaigne y J.P. Baillon, *Metall. Trans.*, 12A (1981) 459.

**ANALISIS DE LA FIABILIDAD DE LOS RESULTADOS DE TENACIDAD OBTENIDOS  
A PARTIR DE UN PEQUEÑO NUMERO DE PROBETAS.**

J. Fernández Sáez, J. Chao, J.M. Amo y J. Durán.

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas.  
Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 MADRID.

**RESUMEN**

Debido a la dispersión que presentan los valores medidos de tenacidad a la fractura de los materiales, es necesario obtener valores representativos de esta propiedad que puedan ser usados con suficiente grado de confianza. En muchas ocasiones ésto debe hacerse a partir de un número limitado de resultados experimentales. Se analiza en este trabajo el grado de fiabilidad que supone tomar como valor de tenacidad, el mínimo de una serie de probetas ensayadas. Suponiendo que la tenacidad a la fractura se distribuye según una función de probabilidad de Weibull, y mediante una simulación por el método de Monte Carlo, se muestra que evaluando los parámetros de la distribución Weibull con las probetas ensayadas y estimando con estos parámetros el percentil 5 de la distribución, este valor es siempre más fiable que el mínimo de la serie de probetas ensayadas.

**ABSTRACT.**

Owing to the high degree of scatter in fracture toughness measurements, representative values of this propertie must be defined from a statistical standpoint. In many cases this must be accomplished from a small data set. The confidence level of the minimun value of a experimental data set is analyzed. A Monte Carlo simulation is performed, asuming toughness data follow a Weibull distribution. It is shown that the lower bound 5%, obtained from the estimated parameters of Weibull distribution, is a more reliable value that the minimun of the data set.

**1. INTRODUCCION.**

Es conocido el hecho de que la tenacidad a la fractura de los materiales presenta una gran dispersión de sus valores medidos experimentales sobre todo en la región de transición dúctil-frágil. Esta dispersión está motivada más por características inherentes a los propios materiales que por errores experimentales [1].

Si se dispusiera de un gran número de resultados, sería fácil realizar una descripción estadística de los mismos y estimar valores de tenacidad con niveles de confianza (fiabilidad) adecuados. Sin embargo, son muchas las ocasiones en las que el número de datos de tenacidad de que se dispone es pequeño y es muy importante establecer a partir de este reducido número de datos una estimación de la tenacidad del material que pueda ser utilizada con un suficiente grado de fiabilidad. Las normas no establecen requerimientos sobre la metodología que se debe seguir para establecer este valor de tenacidad.

Un método que se ha recomendado extensivamente [2] es tomar el mínimo de de una serie de 3 ensayos como valor de referencia para aceptar un procedimiento de soldadura o para evaluar la severidad de un defecto. Dependiendo de la probabilidad de fractura que se esté dispuesto a admitir este método puede ser conservador o no. Así, para una probabilidad de fractura del 50%, el método es conservador, pero cuando únicamente se admite una probabilidad de fractura del 5% deja de serlo [3].

Cuando se usa este procedimiento no se hace ninguna hipótesis sobre la función de distribución de la tenacidad. Sin embargo, en la actualidad existe una abundante información que apunta a que la distribución de la tenacidad, al menos para el caso de fractura por clivaje, puede ser representada por una distribución de Weibull [4,5].

Aceptando esta hipótesis, en este trabajo se hace un estudio de la fiabilidad de los valores obtenidos mediante una distribución Weibull estimada a partir de los datos experimentales, mostrándose que este método es más fiable que el de tomar el mínimo de la serie de probetas.

## 2. FIABILIDAD DEL VALOR MINIMO DE UNA SERIE DE N ENSAYOS.

Como se ha indicado en el epígrafe anterior, para obtener un valor de tenacidad a la fractura a partir de un cierto número de ensayos, se puede optar por tomar el valor mínimo de la serie, o bien, se puede tratar de obtener una estimación de la función de distribución para lo cual hay que partir de alguna hipótesis sobre el tipo de la misma (Normal, Logarítmico-normal, Weibull...).

Supongamos que se está ensayando un material en condiciones tales que la tenacidad a la fractura sigue una función de distribución  $F(x)$ . Para una probabilidad de fractura prefijada de antemano  $\alpha$ , sea  $X_\alpha$  el valor de la tenacidad tal que:

$$F(X_\alpha) = \alpha$$

Cuando se usa el valor mínimo de la serie de  $n$  ensayos,  $X_{\min,n}$ , interesa conocer la probabilidad de que este valor sea menor que  $X_\alpha$  mencionado antes. Esta probabilidad puede ser considerada como la fiabilidad del valor obtenido por este procedimiento.

Se puede demostrar que la fiabilidad así definida viene dada por la función:

$$R(\alpha, n) = 1 - (1 - \alpha)^n \quad (1)$$

donde  $\alpha$  es la probabilidad de fractura y  $n$  el número de ensayos realizados.

En la figura 1 se representa dicha función para distintos valores de  $n$ .

Esto quiere decir que para una probabilidad de fractura del 50% ( $\alpha = 0.5$ ), el mínimo de una serie de tres ensayos es fiable en un 87.5% de ocasiones, mientras que si sólo se admite una probabilidad de fractura del 5% ( $\alpha = 0.05$ ) la fiabilidad baja hasta un 14.3%.

Hay que hacer notar que estas conclusiones son válidas independientemente de la función de distribución de la tenacidad,  $F(x)$ .

## 3. FIABILIDAD DE LOS VALORES OBTENIDOS A PARTIR DE LA ESTIMACION DE LA FUNCION DE DISTRIBUCION DE WEIBULL.

Otra posibilidad que se tiene es estimar con los datos de ensayo disponible la distribución que sigue la tenacidad. Suponiendo que dicha distribución se puede representar mediante una Weibull de 2 parámetros cuya función de distribución es:

$$F(x) = 1 - \exp[ -(x/b)^c ] \quad (2)$$

la estimación de los parámetros  $b$  y  $c$  se puede realizar mediante la regresión lineal de:

$$\ln(\ln( \frac{1}{1 - (i - 0.5)/n} )) \text{ frente a } \ln x_i$$

donde  $i$  es el número de probetas que cumplen  $x \leq x_i$

Con las estimaciones de  $b$  y  $c$  que denotaremos  $\hat{b}$  y  $\hat{c}$  se puede estimar  $X_\alpha$  ( $F(X_\alpha) = \alpha$ ) que denotaremos  $\hat{X}_\alpha$  mediante:

$$\hat{X}_\alpha = \hat{b} \exp\left[ \frac{1}{\hat{c}} \text{LnLn}\left( \frac{1}{1-\alpha} \right) \right] \quad (3)$$

El interés se centra ahora en conocer qué estimaciones  $X_\alpha$  dan un grado de fiabilidad mayor que el valor mínimo de la serie de ensayos realizados. Para ello se ha realizado una simulación numérica por el método de Monte Carlo como se explica a continuación.

Partiendo de una función de distribución de Weibull de 2 parámetros (ecuación 2) previamente fijada se toman muestras aleatorias de  $n$  valores y con cada una de ellas se obtienen las estimaciones  $\hat{b}$ ,  $\hat{c}$  y  $\hat{X}_\alpha$ . La aplicación repetida de este procedimiento usando diferentes muestras aleatorias permite obtener una descripción de las distribuciones de  $\hat{X}_\alpha$ . El análisis se ha realizado para valores de  $n=3-10$ ,  $c=1-4$  y  $b=1-100$ .

Las muestras aleatorias se han generado mediante la expresión:

$$x = b \exp[1/c \text{LnLn}(1/r)] \quad (4)$$

donde  $r$  es una variable aleatoria con distribución uniforme en el intervalo  $[0,1]$ . Para cada caso se han realizado 1000 simulaciones, siendo éste un número adecuado para conocer la distribución de los parámetros deseados.

Los resultados más relevantes obtenidos en este análisis pueden resumirse como sigue:

- La probabilidad de que  $\hat{X}_\alpha \leq X_\alpha$  se sitúa alrededor del 50% como era de esperar, indicando que la estimación es centrada.
- Si se toma como valor de referencia de la tenacidad, la estimación del percentil 5 de la distribución ( $\hat{X}_{0.05}$ ), se tiene un grado de fiabilidad que es siempre mayor que el obtenido con el mínimo de la serie de  $n$  probetas ensayadas. En la figuras 2 y 3 se representa la curva de fiabilidad de  $\hat{X}_{0.05}$  comparada con la del valor mínimo de  $n$  ensayos (Ecuación 1) para  $n=3$  y  $n=10$ , respectivamente. El aumento de la fiabilidad es especialmente acusado en valores bajos de la probabilidad de fractura ( $\alpha < 0.20$ ) y para un número de probetas ensayadas comprendido entre 3 y 6.
- Esencialmente, estos resultados se reproducen para los distintos valores de  $b$  y  $c$  analizados.

#### 4. CONCLUSIONES.

En este estudio se ha realizado un análisis de la fiabilidad del valor mínimo de una serie de  $n$  ensayos como valor representativo de la tenacidad del material y se ha comparado con la obtenida derivando el valor de la tenacidad a partir de una distribución Weibull estimada con los datos experimentales. El estudio ha mostrado que la estimación  $\hat{X}_{0.05}$  es siempre más fiable que el mínimo de la serie de  $n$  probetas ensayadas, sobre todo para valores de  $\alpha < 0.20$  y  $n < 6$ , es decir, para las condiciones más severas (pequeña probabilidad de fractura y muy pocos datos experimentales disponibles). Estos resultados se han obtenido mediante una simulación numérica por el método de Monte Carlo.

#### 5. REFERENCIAS.

- [1] D.J. NEVILLE y J.F. KNOTT. J. Mech. Phys. Solids 34, 243-291. (1986).
- [2] S. WILLIAMS y T. JUTLA. Welding Inst. Research Bull. Enero, 20-26. (1986).
- [3] C. THAULOW y Cols. Intern. Inst. of Welding. Doc. nº IIW X-1188-89. (1989).
- [4] F.M. BEREMIN. Met. Trans. 14A, 2277-2287 (1983).
- [5] K. WALLIN. Engng. Fracture Mech. 19, 1085-1093 (1984).



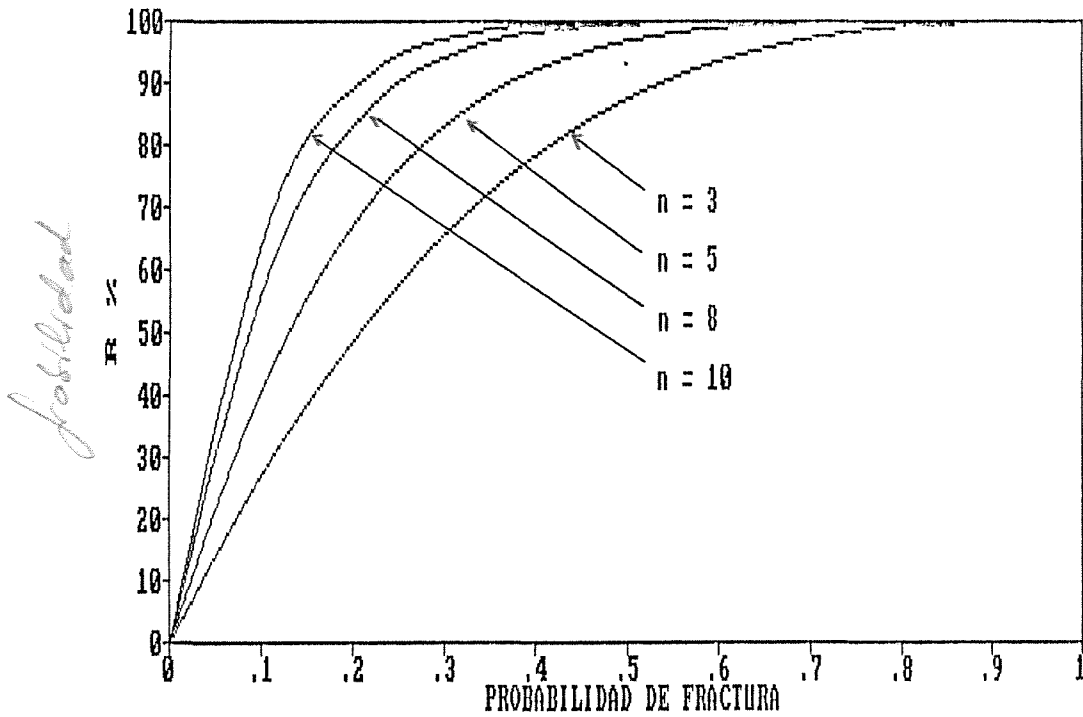


FIGURA 1. Fiabilidad del valor mínimo de n probetas en función de la probabilidad de fractura admitida para diferentes valores de n.

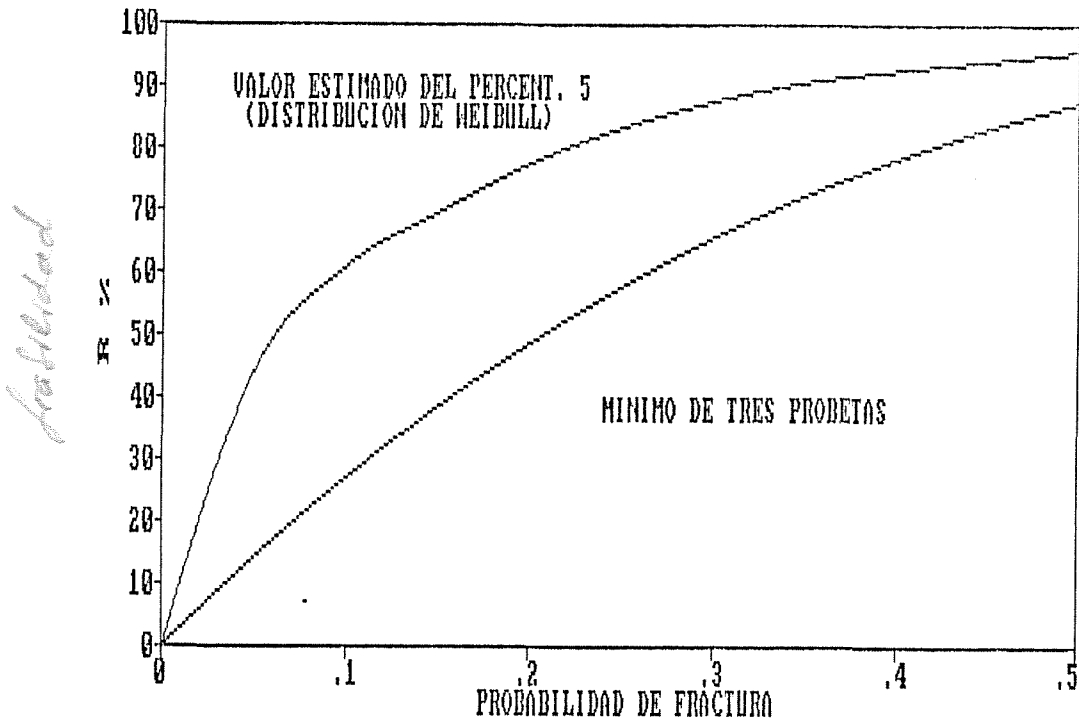


FIGURA 2. Fiabilidad del valor  $\hat{x}_{0.05}$  comparada con la del valor mínimo de tres probetas ensayadas.

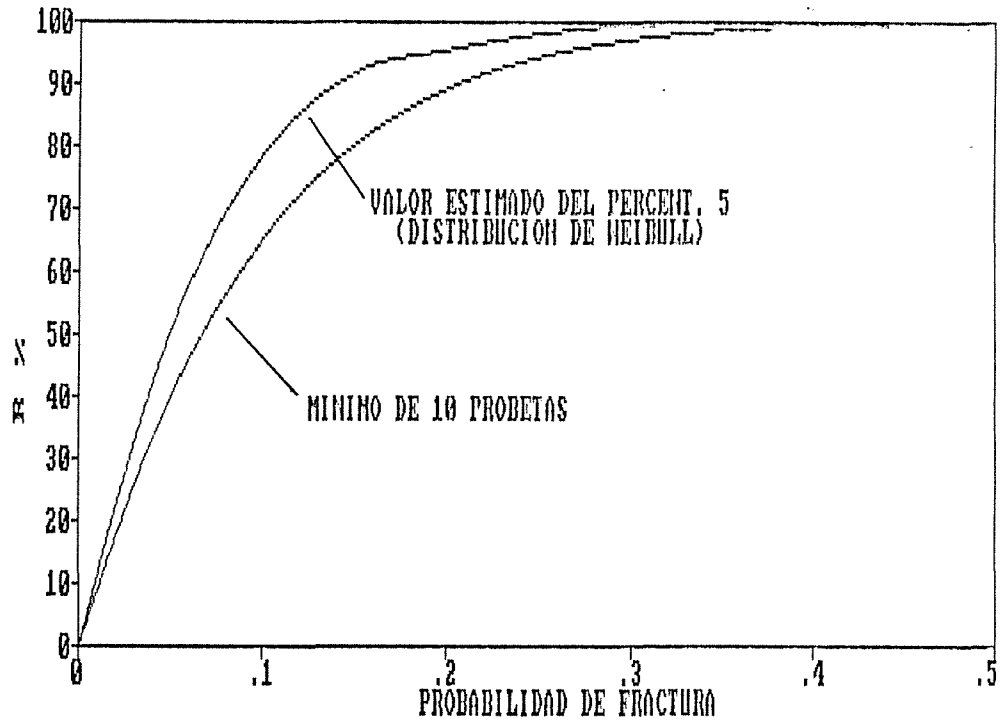


FIGURA 3. Fiabilidad del valor  $\hat{X}_{0.05}$  comparada con la del valor mínimo de 10 probetas ensayadas.

$$\underbrace{\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-(i-0.5)/n}\right)\right)}_{y_i \text{ No censurada}} \quad \text{vs} \quad \underbrace{\ln X_i}_{z_i}$$

## DETERMINACION DE TENSIONES INTERLAMINARES EN MATERIALES ANISOTROPOS LAMINADOS SEGUN ENSAYO DE DOBLE GRIETA

S. Baselga, A. Miravete, E. Larrodé

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Zaragoza

### Resumen

A través de la experimentación se ha podido obtener una buena referencia para observar el comportamiento preciso de la teoría que estudia las tensiones intralaminares en un estado de tensión plana.

Debido a la necesidad de registrar en todo momento el valor de las tensiones interlaminares de cortadura, se ha necesitado el apoyo de la realización de numerosos ensayos, los cuales han hecho de este proceso un método laborioso para describir con mucha aproximación la delaminación producida por las tensiones interlaminares.

Hasta el momento, el ensayo de cortadura se realizaba sobre tres puntos. Hoy en día, los resultados obtenidos mediante los ensayos realizados con probetas de doble grieta se pueden contrastar perfectamente con los ensayos de cortadura. No se utilizan útiles especiales para acoplarlos a las máquinas de ensayo, lo cual facilita su ejecución.

### Abstract

A theory of interlaminar stresses in a plane-stress state will be assessed by means of testing.

A high number of experimental measurements is needed in order to obtain accurate values of interlaminar shear strength components. Thus, this process is expensive because delamination induced by interlaminar strength components is evaluated very accurately.

So far, interlaminar shear strength has been obtained by means of a 3P test bending. Results got from the double notched specimen show accurate and consistent results. A standard uniaxial test machine can be used for this testing method.

### 1. INTRODUCCION.

La caracterización completa de un material compuesto laminado pasa por la determinación de su resistencia interlaminar entre otros parámetros.

En materiales de poco espesor, para conocer la tensión de cortadura interlaminar, la realización del ensayo a tres puntos resulta bastante más complicado por la dificultad del manejo de los útiles de ensayo que resultan demasiado grandes, por ello, el empleo de modos alternativos de ensayo son muy importantes para la determinación de esta propiedad.

Un modo de ensayo válido por su exactitud y facilidad de realización es el denominado ensayo de doble grieta.

Los materiales que se prestan con mayor exactitud al ensayo de doble grieta son aquellos constituidos por apilamientos homogéneos de láminas unidireccionales o por láminas de tejido, ya que de este modo se evita la aparición de tensiones adicionales como consecuencia de la orientación angular de las fibras.

Dado el concepto utilizado en el ensayo de doble grieta, es inmediato deducir que no es el adecuado para la determinación del módulo de cortadura interlaminar, así, se deberá de compaginar este ensayo con uno habitualmente utilizado para la determinación del módulo G, como tracción y toma de datos de dos galgas colocadas perpendicularmente entre si, consiguiendo con la combinación de ambos ensayos la perfecta caracterización del comportamiento a cortadura del material.

Con anterioridad, el profesor Ran Kim llevó a cabo un detallado estudio de materiales compuestos laminados según ensayo de doble grieta utilizando para ello apilamientos unidireccionales, recogiendo además información en trabajos incorporados en la "Fourth European Conference on Composite Materials".

Los estudios realizados en el actual desarrollo han sido llevados a cabo sobre apilamientos de láminas de tejido equilibrado, pudiéndose comprobar así la validez de método para este tipo de apilamientos.

**2. CONDICIONES DE ENSAYO.**

Los materiales elegidos para la realización de los ensayos y la geometría de las probetas utilizadas fueron los siguientes:

- Materiales:

- Carbono/epoxi, prensado en vacío
- Vidrio E/poliester, prensado en vacío

El carbono elegido es de bajo módulo y elevada resistencia.

Las láminas son, tal como se ha comentado anteriormente, de tejido equilibrado.

El objeto de utilizar dos materiales tan diferentes es la determinación de la influencia del tipo de refuerzo en la caracterización del ensayo y su posible influencia sobre la expresión matemática definida posteriormente.

Las características ingenieriles de estos materiales obtenidas a través de ensayos de tracción normalizados son las siguientes:

	$v_f$ (%vol)	$E_1$ (GPa)	$E_2$ (GPa)	$G_{12}$ (GPa)	$\nu_1$
Vidrio E/pol.	30	5	0.8	1.7	0.32
Carbono/ep.	30	36	6	2.3	0.28

Tabla 1. Constantes elásticas de los materiales.

- Geometría:

Las dimensiones generales de las probetas vienen indicadas en la figura 1, considerándose como condiciones de partida las siguientes:

$$6 \text{ mm} < l < 14 \text{ mm}$$

$$c = 0.8 \text{ mm}$$

$$d > 100 \text{ mm}$$

$$2e < b < 5e$$

Los motivos por los cuales se consideran las anteriores medidas son los siguientes:

1- La distancia considerada entre grietas "l", reduce como demuestran los cálculos, la componente de tensión transversal  $S_{22}$ .

2- La sección de corte se consideró de 0.8 mm debido a que es la anchura de corte que se consigue con una sierra normal de taller de diamante, lo cual facilita su ejecución.

3- Con una longitud de probeta superior a 100 mm, se consigue evitar la aparición de tensiones desconocidas, en la zona de estudio entre grietas, por las condiciones de amarre de la probeta en sus extremos.

Las dimensiones anteriores fueron asimismo comprobadas con los trabajos realizados por Bouette.

Con el objeto de obtener el efecto deseado, la profundidad de la grieta debe sobrepasar en una cantidad mínima la línea neutra de la probeta, es decir, sobrepasará en una pequeña cantidad la mitad del espesor.

La forma elegida de grieta fue rectangular, comprobándose que no existía tan apenas dispersión con respecto a grietas realizadas con radios de 0.5 mm y 1 mm.

La exactitud de la fabricación de la probeta es un factor primordial, ya que dado el pequeño tamaño de ellas, cualquier dato erróneo de su geometría lleva a la obtención de unos resultados alejados de la realidad.

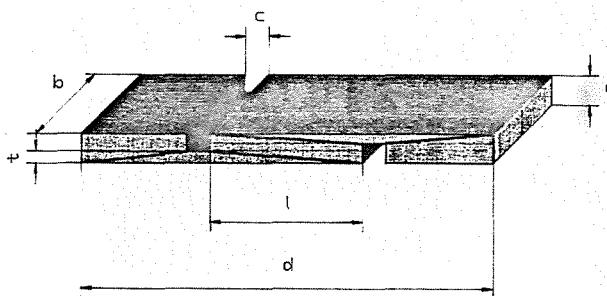


Figura 1. Definición de valores geométricos.

Las dimensiones particulares de las probetas ensayadas fueron las siguientes:

	l (cm)	b (cm)	e (cm)	t (cm)
Vidrio E/pol.	0.76	0.7	0.16	0.085
Carbono/epoxi	0.65	0.6	0.26	0.115

Tabla 2. Dimensiones de las probetas.

El número de láminas del apilamiento de vidrio es cuatro.

El número de láminas del apilamiento de carbono es ocho.

**3. PROCESO OPERATIVO.**

Máquina de ensayo.

El espécimen se ensayó en una máquina Lloyd 1000 con desplazamiento controlado. El test se llevó a cabo cuasi-estáticamente, analizando en todo momento valores de carga y desplazamiento.

Los útiles de anclaje empleados fueron los mismos que se usan para la realización de ensayos de tracción.

La forma de anclaje se pueden observar perfectamente en las figuras 2 y 3 mostrada a continuación.

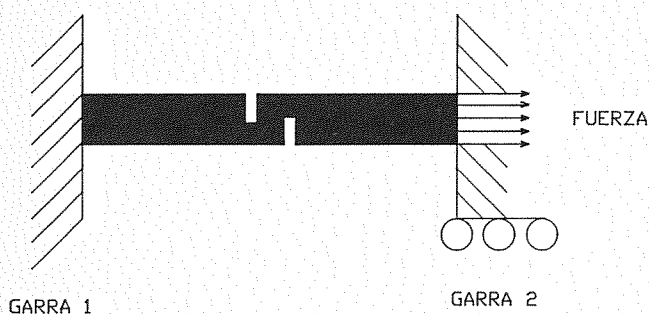


Figura 2. Condiciones de contorno

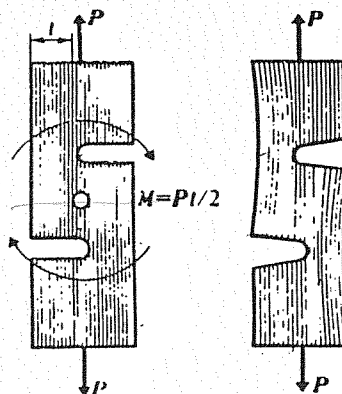


Figura 5. Parámetros de ensayo de doble grieta.

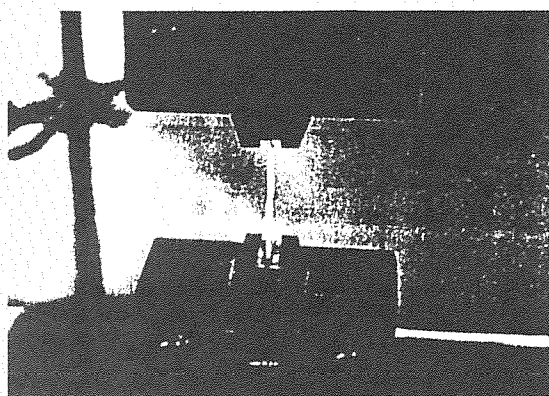


Figura 3. Anclaje en máquina de ensayos.

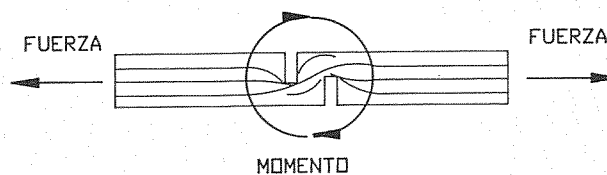


Figura 6. Parámetros de ensayo de doble grieta.

El estudio teórico fue llevado a cabo a través del programa de elementos finitos ABAQUS y del soporte de CAD aportado por I-DEAS.

La utilización de elementos tridimensionales permite analizar el comportamiento de todas las componentes de tensión, prestando especial interés en la tensión de cortadura interlaminar  $S_{13}$ , ya que es aquella que se quiere cuantificar para un determinado material.

La distribución de tensiones obtenida por ambos programas de elementos finitos es similar. Se considera la aparición de un momento torsor  $M$  que origina la aparición de tensiones de cortadura interlaminar  $S_{13}$  que serían las causantes de la rotura del material.

El mallado de la probeta utilizado para su cálculo por ABAQUS fue de 288 nodos para el vidrio y de 342 para el carbono, el elemento utilizado fue el cúbico de ocho nodos. La geometría resultante se aprecia en las figuras 7 y 8.

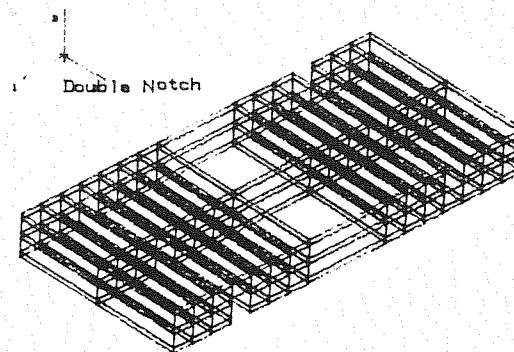


Figura 7. Vista general del mallado por ABAQUS.

Condiciones de contorno.

Las condiciones de contorno vienen dadas por las garras de anclaje a la máquina de ensayos, es decir amarre a las dos caras paralelas opuestas en anchura en ambos extremos, introduciendo la fuerza a través de una de las dos garras en el sentido longitudinal de la probeta. Ver figura 4.

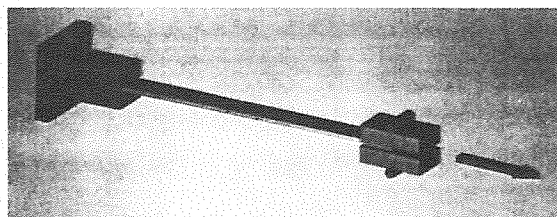


Figura 4. Solicitaciones.

El espécimen se someterá a un esfuerzo de tracción.

4. COMPROBACION ANALITICA.

Siguiendo los trabajos llevados a cabo por el profesor Kim, se ensayó la probeta libremente, siendo su comportamiento el mostrado en las figuras 5 y 6.

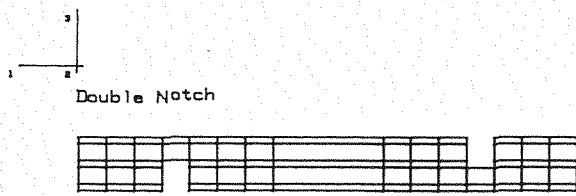


Figura 8. Sección frontal del mallado por ABAQUS.

Las discretización de la probeta a través de I-DEAS utilizó un mallado de más de 2.500 nodos, utilizando un elemento tetraédrico de diez nodos. En la figura 9 se observa con detalle el aspecto de la zona central de la probeta modelizadas por I-DEAS.

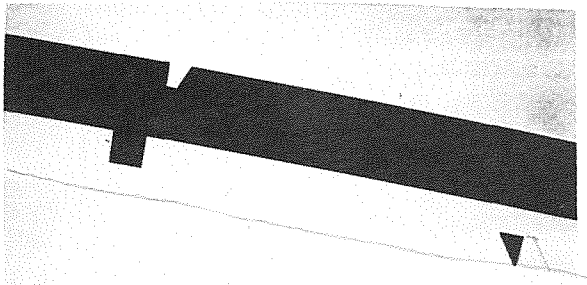


Figura 9. Detalle central de la probeta.

La deformada de la probeta demuestra claramente la aparición de un momento torsor en la zona definida entre las grietas. Ver figuras 10 y 11.

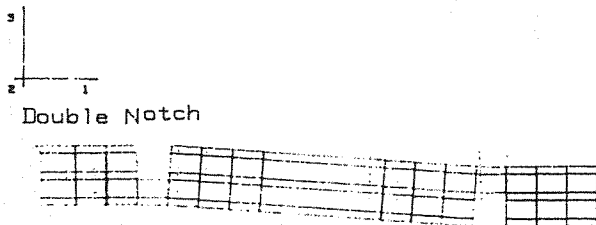


Figura 10. Deformada por ABAQUS.

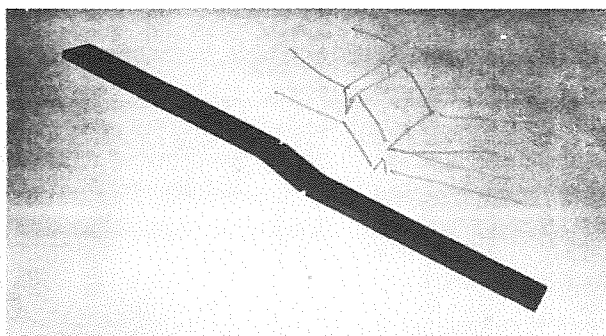


Figura 11. Deformada por I-DEAS.

La distribución de tensiones se muestra en el mapa de tensiones obtenido, en el cual se observan los picos de tensión máxima que se producen en las cercanías de la grieta y que se van propagando a través de la línea media del espesor. Ver figuras 12, 13 y 14.

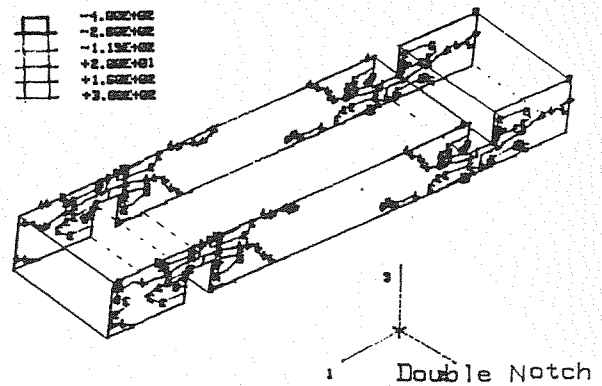


Figura 12. Mapa de tensiones por ABAQUS.

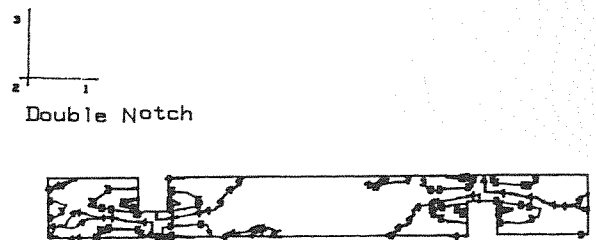


Figura 13. Vista frontal de mapa de tensiones por ABAQUS.

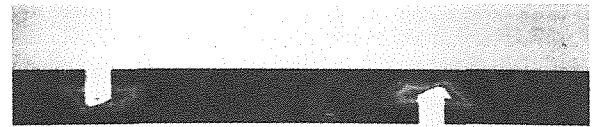


Figura 14. Vista frontal de mapa de tensiones por I-DEAS.

La comprobación del resto de las componentes de tensión demostró que la rotura se debía a la cortadura interlaminar.

La rotura obtenida se puede ver en la figura 15.

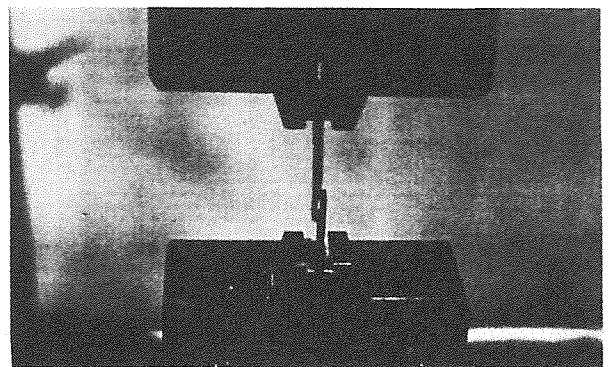


Figura 15. Aspecto de la rotura de probeta.

La delaminación debida a la rotura de la resina quedó perfectamente visible en los ensayos realizados.

## 5. RESULTADOS

El número de probetas ensayadas para cada material fueron diez.

El análisis de resultados se comprobó con los estudios realizados por el profesor Kim.

La tensión interlaminar  $S_{13}$  que aparece como consecuencia del momento torsor, tiene una fuerte dependencia de las características elásticas del material.

La expresión analítica que mejor aproxima el comportamiento resistente interlaminar del material frente a un ensayo de doble grieta es la siguiente:

$$\frac{S_{13}}{S_0} = \frac{\theta \cosh(\theta - \beta x)}{\sinh \theta}$$

donde la geometría de la probeta se encuentra definida en la figura 1.

$$0 < x < 1$$

$$\theta = \frac{\beta l}{2} \quad \beta = \frac{1}{t} \sqrt{\frac{2G}{E}} \quad S_0 = \frac{F}{l b}$$

donde F es la fuerza de tracción.

La comparación de los resultados obtenidos por el estudio de elementos finitos y la expresión teórica anterior demuestran una gran aproximación.

Las figuras 16 y 17 presentan las tensiones interlaminares  $S_{13}$  frente a la distancia entre grietas en ambos materiales.

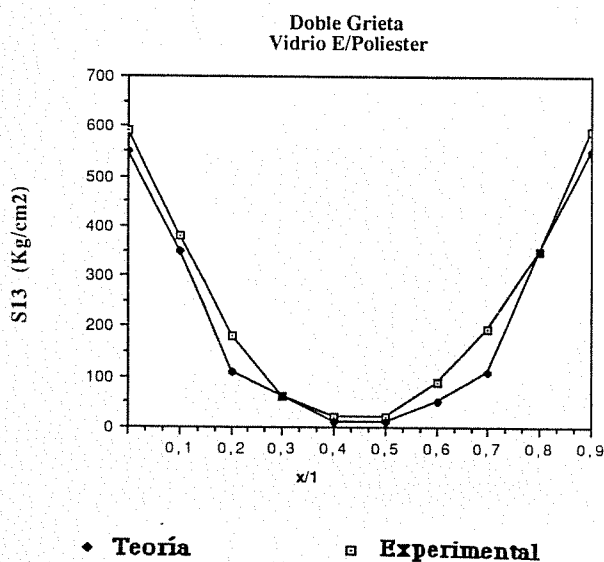


Figura 16. Tensiones interlaminares para vidrio.

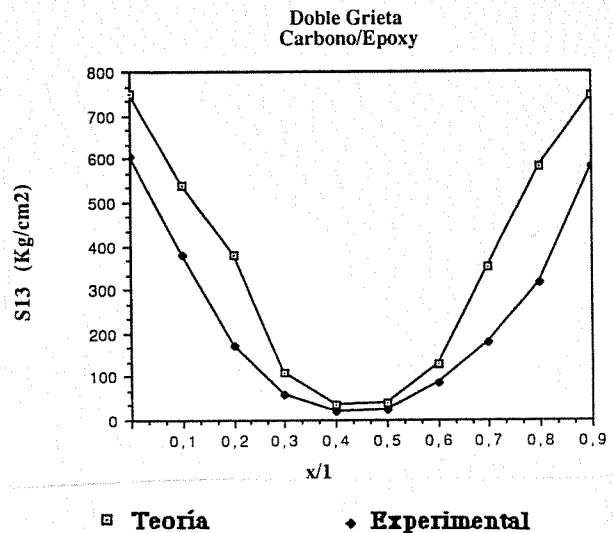


Figura 17. Tensiones interlaminares para carbono.

## 6. CONCLUSIONES

El ensayo de doble grieta no permite obtener valores apropiados para la predicción del módulo de cortadura, pero da una muy buena aproximación de valores de resistencia interlaminares.

La utilización de este ensayo exige una perfecta determinación de las características elásticas del material, así como de las dimensiones de la probeta y de las grietas, ya que cualquier pequeño error de medida desvirtúan notablemente los resultados.

Se ha comprobado que la expresión matemática desarrollada es válida para ambas clases de refuerzos, carbono y vidrio E.

Los resultados obtenidos demuestran que el ensayo es perfectamente válido para apilamientos constituidos por láminas de tejido equilibrado.

## REFERENCIAS.

1. Kim, R., Conferencia INASMET, San Sebastián, Enero 1990.
2. Bouette, B., Cazeneuve, C., Comtand, "Shear in Carbon-Epoxy Laminates at Various Strain Rates", ECCM 4, 25-28 Septiembre 1990.
3. Tsai, S., Miravete, A., "Diseño y análisis de materiales compuestos", Ed. Reverté, 1988.

**GENERACION CONTROLADA DE GRIETAS POR FATIGA MEDIANTE TRACCION ESVIADA.**

**Alvarez, J. A.; Diez-Aja\*, J.; Gorrochategui, I.; Gutiérrez-Solana, F; González, J. J y Varona, J. M.**

Departamento de Ciencia e Ingeniería de la Tierra, el Terreno y los Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. UNIVERSIDAD DE CANTABRIA. Avda. de los Castros s/n 39005, Santander. \*E.N.S.A. Maliaño. Cantabria

Resumen.- Una mayor fiabilidad de las técnicas de ensayos no destructivos hace necesario el uso de bloques conteniendo defectos reales de dimensiones y situación conocidas. Este trabajo aborda la consecución de una metodología de obtención de fisuras por fatiga controlando su propagación y tamaño final para su posterior implantación en tales bloques.

Abstract.- A better reliability of a Non Destructive Examination Techniques needs the use of calibration test blocks containing real flaws with size and geometrical position previously established. This work presents a methodology for obtaining fatigue cracks with defined size by controlling their propagation processes, to be implanted in such a blocks.

**1. INTRODUCCION**

Los programas de investigación PISC (Programs for the Inspection of Steel Components) iniciados en 1975 han puesto de manifiesto que la mayor fiabilidad en los resultados obtenidos de mediciones por ultrasonidos (UT), se alcanzan cuando se utilizan modelos con defectos "reales" similares a los que pueden encontrarse en componentes metálicos debidos a los procesos de elaboración, forja, soldadura y servicio.

La mayor parte de las especificaciones y códigos actualmente en vigor requieren que tanto técnicos como operadores de UT sean homologados mediante el empleo de bloques patrón conteniendo determinadas entallas o taladros, obtenidos por mecanizado a distintas profundidades y posiciones.

Sin embargo ya desde 1980 el código ASME incluye la necesidad de utilizar bloques de tubería conteniendo grietas reales para el estudio del sistema de recirculación de las centrales BWR con el fin de dictaminar sobre la existencia de posibles grietas de corrosión intergranular. Las últimas conclusiones alcanzadas en el programa PISC [1] arriba mencionado ponen de manifiesto la necesidad del uso de modelos de validación con las siguientes características básicas.

- a) Geometría y materiales similares a los reales.
- b) Defectos implantados reales o realistas.



- c) Técnicas fiables de implantación de defectos que garanticen tamaño, posición y geometría del defecto.

Con referencia a este marco descrito en trabajos anteriores [2,3] se expresaron varios métodos de generación controlada de fisuras realistas aplicadas en diferentes programas que abarcaron distintas materiales, geometrías y situaciones.

Este artículo en concreto hace referencia a la puesta a punto de una metodología de generación de fisuras por fatiga mediante tracción esviada, cuya experimentación ya fue expuesta en anteriores referencias [3], en sus etapas iniciales.

Esta metodología se aplica a la consecución de defectos patrones en cupones de acero ferrítico tipo 508 Cl.3 procedente de la membrana de la vasija del reactor nuclear.

## 2. METODOLOGIA DE FISURACION

Para la consecución de una fisura plana de dimensiones acotadas con una orientación y posicionamiento fijados en un bloque de calibración, se establecen dos etapas:

- Preparación de la fisura en un cupón auxiliar por fatiga.
- Implantación del cupón en el bloque de calibración por técnicas de soldadura.

La metodología parte de la selección del tamaño del cupón de acuerdo con el proceso final de su implantación.

El cupón se mecaniza inicialmente con una garganta cuyo diámetro es función de la máxima dimensión de la fisura a obtener.

La experiencia previa en problemas de fisuración controlada aconseja que, en atención a la geometría de las fisuras solicitadas en este caso, la fatiga se realice por tracción esviada [3]. Ello condiciona la geometría final del cupón de fisuración.

La fisura se inicia con ayuda de una entalla en la garganta preparada por mecanizado convencional o por técnicas de electroerosión.

Las cargas iniciales que se aplican para esta iniciación, así como las sucesivas aplicadas en cada estado del proceso de propagación de la fisura, se hacen de acuerdo con la teoría de la Mecánica de Fractura [4]

$$\Delta K = f(a, \varnothing, \delta) \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

donde  $f(a, \varnothing, \delta)$  es un factor geométrico dependiente de:

$a$ : longitud de fisura

$\varnothing$ : diámetro de la garganta

$\delta$ : distancia de aplicación de cargas al eje de la garganta.

El esquema de la Figura 1 representa el avance y situación final de la fisura.

El control de la fisuración se realizó mediante un equipo extensométrico, montado sobre ambos bordes de la fisura y mediante inspección ocular asistida por partículas magnéticas e iluminación estroboscópica.

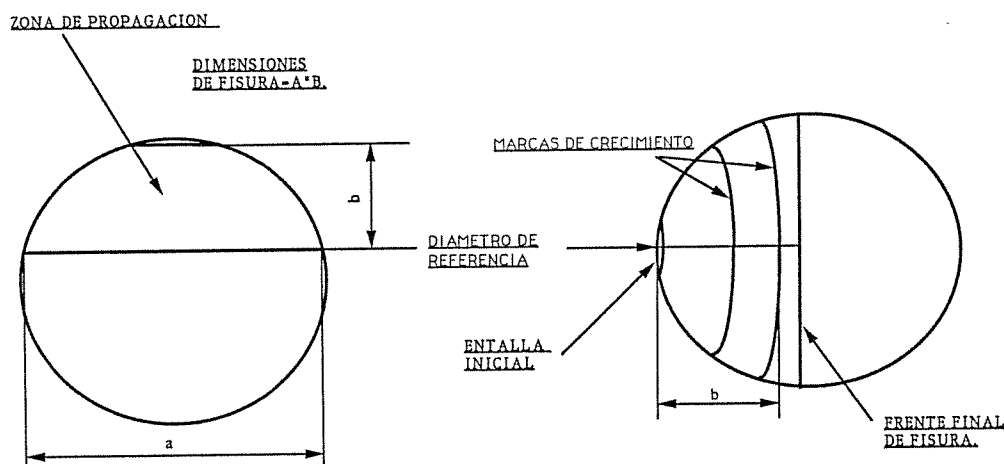


Figura 1. Esquema del proceso de fisuración.

El proceso de fisuración finaliza cuando se estima alcanzada la geometría de fisura deseada. La experiencia previa nos permite establecer las condiciones que fijan el perfil de avance de la fisura, que es por tanto conocido. Esta situación permite controlar indirectamente la geometría de la fisura a partir exclusivamente de medidas de su desarrollo exterior. (Figura 1).

Durante el proceso de fisuración, en los cupones de puesta a punto de la metodología, se efectuaron marcas de crecimiento para ayudar a conocer los perfiles de avance una vez producida la rotura.

Como se aprecia en las fotografías de la Figura 2 este perfil va perdiendo curvatura, pasando a seguir las cuerdas de la circunferencia de la garganta del cupón a partir de un desarrollo lateral de la fisura correspondiente a un arco de 90°, lo que se pretendía alcanzar con el diseño del proceso.

Estas marcas sirvieron también, en algunos casos, para comparar las mediciones oculares realizadas durante el control con la situación real de avance y calibrar el crecimiento de la fisura.

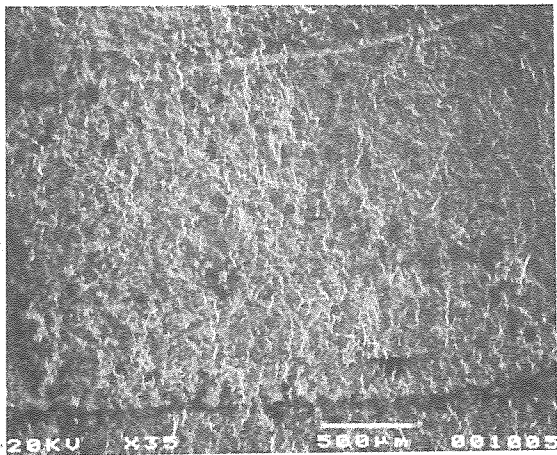


Figura 2. Fotografías de marcas dejadas por el perfil de la fisura en su avance y situación final.

La Figura 3 muestra un ejemplo del análisis efectuado sobre las marcas,

<b>A(central)</b>	5.20mm.	7.45mm.
<b>A(lat. 1)</b>	8.60 mm.	11.65mm.
<b>A(lat. 2)</b>	8.70mm.	11.90mm.
<b>Flexib.</b>	4.57E-4	4.99E-4

Figura 3. Correlación flexibilidad-tamaño de fisura del cupón nº6

La fotografía de la Figura 4 muestra un aspecto general del proceso de fisuración y su control.

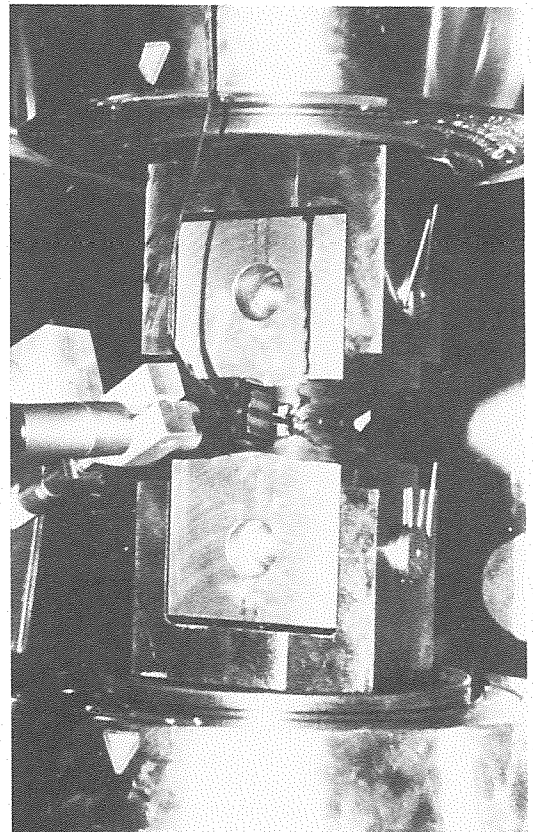
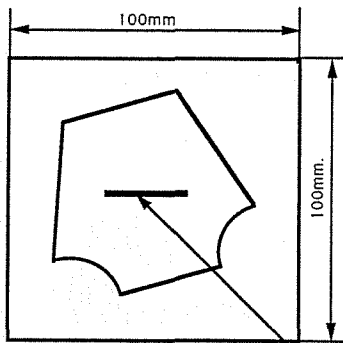


Figura 4. Vista general del proceso de fisuración.

### 3. METODOLOGIA DE CONTROL

Una vez conseguida la fisura de tamaño requerido se procede a su dimensionamiento por ensayos no destructivos, siguiendo para ello el siguiente proceso:

- a) Relleno de la garganta con material de soldadura
- b) Corte de la probeta hasta 100x100x100 mm.
- c) Controles no destructivos: El método de UT utilizado es "C-scan" y UT manual. En este punto se dimensiona la grieta controlando la ausencia de defectos satélite.
- d) Implantación: El cupón se mecaniza de modo que se localice el defecto perfectamente respecto a un plano de referencia (Figura 5).



SITUACION DE LA  
FISURA EN EL  
BLOQUE FINAL.

Figura 5. Esquema final del cupón previo a su implantación.

La implantación en el bloque del cupón mecanizado en su fase última se realizará en la geometría deseada en cajas geométricamente diseñadas para una buena accesibilidad de la soldadura que evite la formación de defectos satélites (Figura 6).

En el presente trabajo, este último punto no ha sido llevado a cabo, sino que ha sido sustituido por un ensayo destructivo dado que se trata de pruebas de capacitación donde se establece la metodología adecuada, y no de bloques

patrón comerciales, que posteriormente se realizarán siguiendo esta metodología completa.

#### 4. RESULTADOS Y ANALISIS

En la Tabla 1 se presentan los resultados obtenidos de la estimación de las dimensiones de las fisuras por distintos métodos, y su correlación tras los ensayos destructivos con la dimensión real.

Los valores dados ponen de manifiesto la buena correlación entre la estimación realizada en el control de la fisuración que definen la parada y el valor real de las dimensiones de las fisuras, lo que valida la metodología seguida.

Por otro lado se pone de manifiesto que las técnicas de dimensionamiento basadas en el empleo de ultrasonidos no consiguen una estimación tan ajustada, lo que se explica por la falta de sensibilidad de estas técnicas cuando la apertura de fisura es pequeña [2].

#### 5. CONCLUSIONES

- El frente de avance de la fisura a partir de un arco de 90° toma la forma de cuerdas de circunferencia, permitiendo así conocer por métodos oculares y durante el crecimiento, la geometría completa de la fisura.

- Los ensayos destructivos confirman la obtención de la fisura inicialmente prevista, demostrando la validez de este método para obtener fisuras de estas características.

- Las fisuras en la zona final son muy cerradas, dificultando su detección por UT considerando por ello que son óptimas de cara a la capacitación de métodos y operarios de Ensayos No Destructivos (END).

Debe tenerse en cuenta, sin embargo, la limitación de las técnicas de UT en su detección, tanto en procesos de dimensionamiento como en su aplicación posterior una vez implantados.

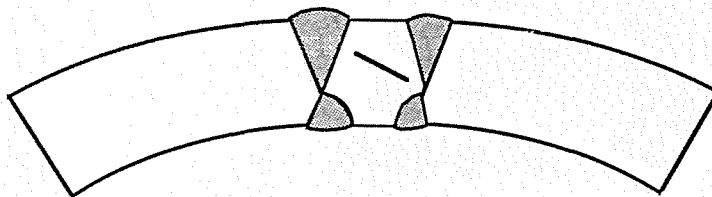


Figura 6. Esquema de implantación.

**TABLA 1: Resultados finales de tamaños de fisura medidos por distintos métodos**

CUPON Nº	$\phi$ mm	DIMENSIONES DE FISURA							
		ESTIMADAS						REALES	
		PM		UT		"C"SCAN(ing)		Medidas en rotura	
1	a	a	b	a-1	b+2	a-9	b-3	a+1	b
2	a	a	b	a+8	b+4	a-2	b-3	a	b
3	a+5	a	b	a+1	b+3.5	a-4	b-0.5	a	b+1.5
4	a+11	a	b	a+5.5	b+2.5	a-2.5	b-1.5	a+0.5	b+0.5
5	a+4	a	b	a+6	b+6			a-1	b-1
6	a+1	a	b	a+2	b+5.5	a-2	b+0.5	a	b+1

6. REFERENCIAS

- [1]. S. Crutzen "The Assessment of Cracked Components by Fracture Mechanics". EGF 4 Edited by L.H. Larson, 1989, MEP, London; pp. 99-131.
- [2]. F. Gutiérrez-Solana; J. González; A. Rincón; J.M. Varona y V. Fernández. VI Congreso de END, Vigo, España. 1988. pp. 257-267.
- [3]. J.A. Alvarez; I. Gorrochategui; J. Diez Aja; J.M. Varona; F.Gutiérrez-Solana; J. González y V. Busquier. Congreso Nacional de Ciencia y Tecnología Metalúrgicas. Madrid, Octubre 1990; pp.307-316.
- [4]. Valiente, A.; Criterios de Fractura para Alambres. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. 1980.

DISTRIBUCION DE LA VIDA A FATIGA EN FUNCION DEL ESPECTRO DE CARGAS Y DE LA LONGITUD  
DEL REGISTRO UTILIZADO

J. Dominguez\* y J. Zapatero\*\*

\* ETSII, Universidad de Sevilla

\* EUP, Universidad de Málaga

**Resumen.** Una fuente de error en la determinación de la vida a fatiga de un elemento es la definición de las cargas que actúan. Estas son generalmente aleatorias. El análisis de la resistencia, mediante simulación o ensayo, se realiza a partir de un registro de cargas representativo de las cargas reales, que se repite indefinidamente hasta el fallo. El resultado obtenido con el registro seleccionado es uno cualquiera de los que pueden obtenerse con los distintos registros representativos del mismo proceso de carga. La vida obtenida con estas historias de carga, incluso considerando constantes el resto de los parámetros que influyen en la vida, es una variable aleatoria. En el estudio del proceso de crecimiento debe considerarse por tanto el carácter aleatorio adicional introducido por la definición una historia de carga determinada como representativa las cargas reales. En este trabajo se estudia la influencia del registro de cargas seleccionado para el análisis de la vida, considerando el efecto del número de ciclos del mismo y la densidad espectral del proceso de carga. Se realizan simulaciones de crecimiento con un modelo de crecimiento, que considera el efecto de secuencia. El análisis se hace con seis densidades espectrales distintas y seis longitudes de la historia de carga para cada una de ellas.

**Abstract.** One source of error on the determination of fatigue life is the definition of the actuating loads. These are generally random. The analysis of the fatigue life, by simulation or test, is done using a load history of finite length which is repeated indefinitely until failure. This load history is considered representative of the whole random load process. Even if all other parameters are considered constant, the fatigue life obtained with this load history is not the same to that calculated with another load history representing the same random process. It is a random variable. To analyse by test or cycle by cycle simulation, the fatigue life of a system under random loads, the additional randomness produced by the definition of the load history must be considered. In this paper the effect of the selected load history on the life is analysed, considering the number of cycles in that history and the power spectral density of the loading process. It is done by simulating the crack growth with the Johnson model, which consider the sequence effect, and analysing the results obtained with six different power spectral densities and six length of the load history for each power spectral density.

## 1. INTRODUCCION

Para determinar la vida a fatiga en crecimiento de grieta ante cargas aleatorias, deben emplearse registros de carga que representen lo más fielmente posible las sollicitaciones producidas sobre el sistema objeto de estudio. Básicamente hay dos maneras de obtener los registros de carga: una, directamente del sistema en condiciones de servicio (midiendo cargas o deformaciones); y otra, mediante simulación en ordenador. En cualquier caso es necesario registrar o simular las cargas correspondientes a los distintos regímenes de funcionamiento a que va a estar sometido el sistema y conocer la distribución de cada uno de ellos a lo largo de la vida, para aplicar ciclos de carga correspondientes a estos regímenes en igual proporción a la que aparecen en la realidad. En el caso de obtención mediante simulación, es necesario además conocer los parámetros estadísticos de cada uno de los regímenes a que

está sometido el elemento. De esta forma, los registros obtenidos serán representativos de los reales, producidos en el elemento en servicio.

Dada la complejidad de las variaciones de cargas que pueden producirse en muchos sistemas mecánicos, la diversidad de regímenes posibles y las distintas distribuciones que estos pueden tener en el tiempo, la obtención de un registro representativo se convierte en un problema de difícil solución. Desde hace varios años se está trabajando en la búsqueda de registros standard de ciertos procesos que puedan ser empleados con garantía, para determinados objetivos de análisis de fatiga, como representativos de todo el proceso de carga del sistema de que se trate. La industria de automoción y fundamentalmente la aeronáutica han obtenido registros standard aplicables a distintos órganos estructurales o mecánicos de vehículos o aviones. Ejemplos de estos son: los registros "BRACKET" y "SUSPENSION" de SAE [1]; "TWIST" y "FALSTAFF"

[2,3], para aviones; "HELIX" y "FELIX" [4], para helicópteros; "CARLOS", "TURBISTAN" y "WASH" [5], aplicados en automoción, rotores de turbinas de gas y plataformas marinas, respectivamente; etc. Todos ellos tratan de ser representativos de los esfuerzos a que están sometidos estos sistemas.

El número de ciclos que contienen estos registros son muy variables. Esta longitud debe de ser también función de la vida del elemento que se considera y de la diversidad de tipos y niveles de sollicitaciones a que puede estar sometido. La longitud de las primeras historias Standard eran generalmente bastante pequeñas, motivado algunas veces por limitaciones de ordenador [6]. Esta varía desde los 300 ciclos que tiene el registro "I-N" [7], los 1500 a 4000 de las historias de carga definidas por SAE [1] o los más de 16000 del "FALSTAFF", a los más de dos millones del "HELIX" o el "FELIX" [4]. Como se ve el número de ciclos en los programas más recientes ha ido en aumento. No obstante, la variación de la secuencia en que se apliquen distintas partes de los mismos puede dar resultados distintos [8,9]

El hecho de ser de longitud finita estas historias de carga y la necesidad de representar en lo posible todos los estados que puedan afectar a la vida a fatiga, hacen que la definición de los registros Standard sea una tarea compleja. Es necesario conocer perfectamente las cargas a que va ha estar sometida la estructura en muy distintas condiciones de servicio. La elección correcta de los niveles de tensión más altos, la eliminación de los ciclos más pequeños, la secuencia de las cargas y la longitud correcta del registro, son decisiones difíciles a la hora de formar un registro Standard y que pueden afectar grandemente a la vida de fatiga. Schütz [6,10] hace un resumen muy completo de los problemas que se presentan a la hora de determinar un registro Standard.

Se haya obtenido un registro mediante simulación o medida directa, o mediante un proceso mixto, más complejo, como el empleado para los Standards, lo que se tiene al final es una muestra del proceso aleatorio de carga, de longitud finita, más o menos representativa del mismo. Para determinar la vida a fatiga, dicho registro (bloque) se debe aplicar repetidamente, de forma indefinida, tanto en ensayo como si se hace simulación del crecimiento de la grieta, hasta que se produce el fallo.

El tener una longitud finita de registro, es una fuente de error por dos razones principalmente. Por un lado, al ir repitiendo el bloque hasta el fallo o hasta alcanzar una longitud de grieta determinada, se introduce un efecto de secuencia artificial, tanto mayor cuanto menor sea la longitud del registro. Con esta repetición del bloque de carga, la carga máxima, por ejemplo, es repetida con cada bloque a intervalos iguales de número de ciclos, produciendo unos efectos u otros en función del valor de dicha carga máxima correspondiente al registro concreto empleado.

Por otro lado, como se ha indicado, la historia

de carga que se emplee, y repita hasta el fallo, no será más que una muestra del proceso de carga del sistema. Otro registro distinto, de la misma duración pero igualmente representativo puede dar un resultado diferente. Aún con registros de una gran longitud, el valor de la vida obtenido es un valor cualquiera de los que se se obtendrían con distintos registros del mismo proceso aleatorio. Considerando que pueden mantenerse constantes el resto de los parámetros que influyen sobre la resistencia a fatiga, el valor calculado u obtenido en ensayo con determinada historia de carga, no tiene por que ser la media ni el valor mínimo de los que pueden producirse con el conjunto de registros representativos posibles, pudiendo haber grandes diferencias en la predicción de la resistencia.

La utilización de un registro u otro representativo del proceso de carga introduce una aleatoriedad adicional en la vida a fatiga determinada, ya sea mediante cálculo o en ensayo. Por ello es conveniente determinar la distribución estadística de la vida obtenida, en función de la historia de carga considerada, independientemente del resto de los factores que producen aleatoriedad en la vida a fatiga de cualquier sistema.

En este trabajo, se van a estudiar los efectos de considerar distintas longitudes de registros, y las distribuciones de vida producidas en función del número de ciclos de los registros empleados y de las características estadísticas del proceso de carga. Dicho estudio se hará considerando procesos de carga estacionarios representables mediante su densidad espectral y el valor medio.

## 2. PROCEDIMIENTO DE ANALISIS

El estudio se hace con seis tipos distintos de carga de variación aleatoria, con distribución de Gauss, denominados Tipo 1 a Tipo 6. Todos de media cero y definidos mediante la densidad espectral de las tensiones nominales producidas (S(w)). En la tabla I se muestran los valores característicos de las densidades espectrales consideradas, estando representado en la figura 1 el significado de estos valores.  $\alpha$  es un parámetro representativo de la irregularidad de la carga, indicativo del ancho de banda. Representa el cociente entre la frecuencia media de la variable y la frecuencia media de picos. Su expresión es:

$$\alpha = \frac{M_2}{\sqrt{M_0} M_4} \quad (1)$$

Representando  $M_n$  el momento de orden n:

$$M_n = \int_{-\infty}^{\infty} w^n S(w) dw \quad (2)$$

Las seis funciones de densidad espectral se han seleccionado de forma que todos los tipos de carga tengan la misma media cuadrática. Esto es, el mismo momento de orden cero ( $M_0 = 35$ ).

Para cada tipo de carga se han definido seis longitudes distintas (números de picos) de registro. Estas son: 1000, 2000, 5000, 10000,

25000 y 100000 picos. En adelante se empleará indistintamente la palabra ciclos o picos para indicar la mitad del número de inversiones del sentido de la carga.

Tipo	H1	H2	W1	W2	W3	W4	a
1	3.5	-	10	20	-	-	.937
2	1.0	-	5	40	-	-	.7953
3	1.0	0.5	10	20	25	75	.769
4	0.5	0.333	10	20	20	110	.76
5	1.0	0.5	5	15	25	75	.756
6	2.0	0.3	5	15	80	130	.64

TABLA I. Parámetros de las densidades correspondientes a los tipos de cargas consideradas (Fig. 1)

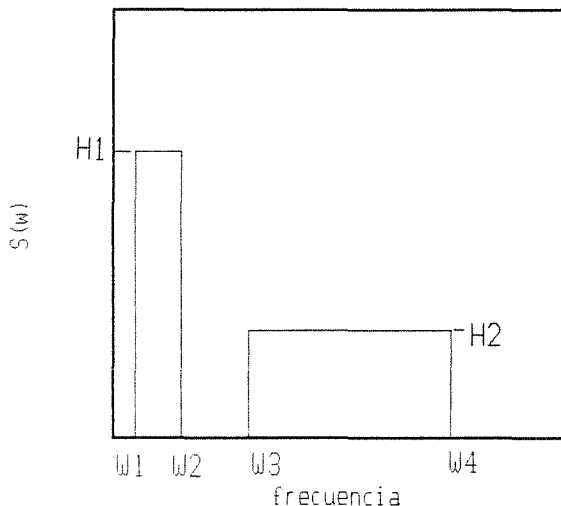


Figura 1. Densidades espectrales de las tensiones nominales.

Por cada tipo de carga y número de picos seleccionado, se han generado mediante simulación más de 100 historias de carga aleatorias, excepto en el caso de registros con 100000 picos, de los que se generan entre 35 y 50 historias de carga distintas, dependiendo del tipo. La simulación se ha realizado mediante superposición de funciones sinusoidales, de frecuencia y fase aleatoria, con distribución uniforme [11].

Con cada uno de los registros de tensiones obtenido, se realiza la simulación del crecimiento de una grieta por fatiga con dos niveles de tensión: uno (B), resultante de multiplicar los registros de tensiones obtenidos mediante simulación con los datos indicados previamente, por 7.2; y otro (A), multiplicando estos registros por 11.2. En adelante se denominará grupo de registros a cada conjunto formado por las historias de carga de la misma longitud y correspondientes al mismo tipo de carga y nivel de tensión.

Como modelo de crecimiento se ha elegido uno que tiene en cuenta los efectos de retardo debido a sobrecargas. Se trata de una modificación del de Willemborg que recoge la posibilidad de aceleración por sobrecargas de compresión (Johnson

[12]). La ecuación de crecimiento empleada con el modelo es la de Forman modificada:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K_{ef}^n}{(1 - R_{ef})^m K_c - \Delta K_{ef}} \quad (3)$$

Donde  $K_c$  es el factor de intensidad de tensiones crítico y  $\Delta K_{ef}$  se define como:

$$\Delta K_{ef} = (S_{max\ ef} - S_{min\ ef}) F \sqrt{\pi a} = \Delta S_{ef} F \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

siendo  $F$  un factor geométrico. Las definiciones de  $S_{max\ ef}$ ,  $S_{min\ ef}$  y  $R_{ef}$  son las conocidas del modelo de Willemborg [13]. La aceleración producida por sobrecargas negativas se tiene en cuenta considerando valores negativos de las tensiones residuales en el modelo de Willemborg citado. Se incluye el efecto del umbral de crecimiento haciendo que la grieta no crezca si  $\Delta K_{ef} < \Delta K_{th}$ , siendo  $\Delta K_{th}$  el incremento del factor de intensidad de tensiones umbral, por debajo del cual la grieta no se propaga.

El material sobre el que se han realizado las simulaciones es aluminio 2219-T851. Los parámetros para aplicación de la ecuación de Forman en el modelo son [12]:

$$\begin{aligned} C &= 4.626 \cdot 10^{-6} \\ n &= 3.171 \\ K_c &= 99 \text{ Mpa m} \\ \Delta K_{th} &= 3.3 \text{ Mpa m} \\ \sigma_y &= 345 \text{ Mpa} \end{aligned}$$

Considerándose una probeta con geometría tal que el factor geométrico es la unidad ( $F=1$ ), con una longitud inicial de grieta de 0.5 mm y una longitud final de 5 mm.

Para cada grupo de más de 100 registros, se han analizado las vidas obtenidas. Puede comprobarse que se producen diferencias importantes en los valores de vida calculados para dos registros del mismo grupo, y que dichas diferencias dependen de distintos factores, entre los que se encuentran el número de ciclos de la historia de carga, el tipo de densidad espectral y el nivel de tensiones. A continuación se analizan algunos aspectos de los resultados obtenidos.

### 3. RESULTADOS

Para analizar la influencia del ancho de banda, de la longitud del registro y del nivel de tensiones, en los resultados obtenidos por simulación, se han comparado diversos parámetros estadísticos de las vidas obtenidas con cada grupo de historias de carga. Entre ellos se ha incluido la media, la desviación típica ( $\sigma$ ) y el coeficiente de variación COV ( $\sigma/\text{media}$ ), etc.

#### Desviación típica y COV

Para un ancho de banda determinado, la desviación típica de la vida obtenida con distintos grupos de registros disminuye fuertemente al aumentar la longitud de los registros del grupo. Se divide, aproximadamente, por cuatro al emplear registros de 100000 ciclos, comparado con el caso de 1000 ciclos. En

la figura 2 se representa la variación de  $\sigma$  con el logaritmo de la longitud del registro para cargas del nivel A de tensión. Como se aprecia en la figura, el comportamiento es similar para todos los anchos de banda analizados.

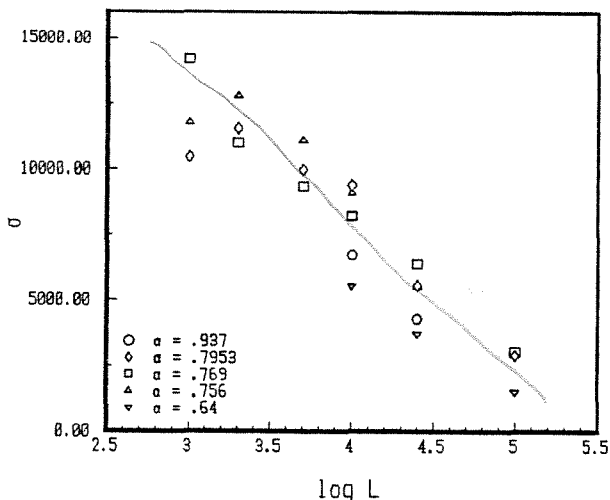


Figura 2. Evolución de  $\sigma$  con la longitud de los registros.

El COV también disminuye con el aumento de la longitud del registro en la misma proporción que  $\sigma$ . Para las mismas longitudes y tipos de carga, el COV es siempre menor para tensiones más bajas.

La influencia del ancho de banda sobre estos parámetros es sin embargo importante. Para una misma longitud de registro, con bandas relativamente estrechas,  $\alpha$  entre .934 y .75, el coeficiente de variación aumenta moderadamente al hacerlo el ancho de banda (el COV varía entre .045 y .05 para  $L=25000$ ). Para  $\alpha = .64$ , sin embargo, se invierte la tendencia disminuyendo fuertemente tanto  $\sigma$  como COV (COV = .02, con 25000 ciclos).

Media

En lo que a la vida media obtenida con cada conjunto de registros se refiere, puede decirse que ésta depende muy poco de la longitud de los mismos.

El ancho de banda sí tiene un efecto importante. Los valores medios de vida obtenidos por simulación a partir de registros del mismo nivel de tensión pero con ancho de banda distinto, disminuyen al aumentar el ancho de banda. Así, por ejemplo, para el nivel de tensión A, las vidas medias obtenidas con registros de 25000 picos son 95629 para  $\alpha = .937$  y 178865 para  $\alpha = .64$ . En el caso del nivel B de tensión, los valores para los  $\alpha$  indicados son 395665 y 917640 ciclos, respectivamente.

Si, en vez de considerar el número de picos, también llamado hasta ahora ciclos, se empleara el número de veces que la tensión cruza su valor medio con pendiente positiva, los valores anteriores se convierten en 89604 y 114474, con el nivel de tensión A para  $\alpha$  igual a .934 y .64, respectivamente. En el caso del nivel B, estos valores son 370738 y 587290.

Se ha intentado buscar un parámetro que permita determinar la evolución de la vida media con el ancho de banda. Se ha comprobado que para cada nivel de carga, dicho valor medio de la vida está relacionado con el ancho de banda a través del parámetro  $\alpha_{1.5}$ , definido en general:

$$\alpha_n = \frac{M_n}{\sqrt{M_0 M_{2n}}} \tag{5}$$

Se ha comprobado que para cada nivel de tensión, aproximadamente se cumple:

$$\bar{X}_j \alpha_{1.5j}^2 = D \tag{6}$$

donde D es una constante para cada nivel,  $\bar{X}$  es la vida media, y cada subíndice j representa un tipo de espectro de carga.

A partir de esta aproximación, con los resultados obtenidos por simulación con un grupo de registros de cierto ancho de banda, podrá aproximarse la vida media que se obtendría con registros de otro ancho de banda, pero el mismo nivel de carga. Otros autores [14,15] han utilizado factores de corrección similares para determinar la vida a fatiga evitando la simulación. No obstante, los datos de partida en estos casos han sido los resultados de simulación empleando un criterio de daño lineal, sin considerar efecto de secuencia.

En la tabla II se comparan los valores de vida calculados para distintos  $\alpha$  empleando la ecuación (6), con los obtenidos por simulación. La constante D para cada nivel de tensiones se ha obtenido ajustando la ecuación a los valores simulados con  $\alpha = .769$ . Se puede apreciar que las diferencias no superan en ningún caso el 8%. En la figura 3 se muestra la evolución que tendría D, ajustada para cada ancho de banda con el nivel de tensión A. Puede comprobarse que D permanece aproximadamente constante, mientras la vida media varía entre 100000 y 180000.

nivel\alpha	.937	.7953	.789	.76	.756	.64
A Sim.	96118	115910	121009	123178	125336	178865
A Ec.6	87212	114271	--	122785	127088	186134
B Sim.	397797	521196	556237	566917	584185	917640
B Ec.6	410081	525269	--	564406	584184	855601

Tabla II. Comparación de resultados de la ecuación 6 y simulación.

Distribuciones Estadísticas

Los valores de vida estimados con cada uno de los registros de un mismo grupo no son iguales. Siguen una determinada distribución estadística. La obtención de ésta es importante para tener idea de como varían los resultados obtenidos dependiendo de que se emplee uno u otro registro representativo. Ello hará posible acotar la incertidumbre de una sola estimación. En éste trabajo se ha buscado el tipo de función de densidad de probabilidad (fdp) que mejor se ajusta a la muestra obtenida, y se ha determinado la evolución de los parámetros de dicha distribución al aumentar la longitud de los registros. También se ha buscado la variación en función del ancho de banda.



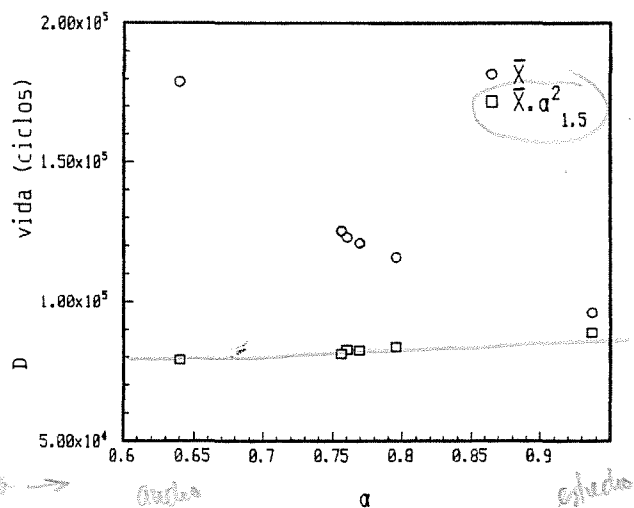


Figura 3. Variación de D con  $\alpha$  para el nivel de tensión A.

Las fdp obtenidas con distintos grupos de registros de carga son asimétricas, con una cola hacia los valores crecientes. De acuerdo con ello y con el tipo de proceso que se está tratando, se han intentado ajustar varias distribuciones típicas de valores extremos y la distribución de Rayleigh. Las fdp de extremos utilizadas han sido la de Gumbel, Frechet, y Weibull de tres parámetros, todas ellas para valores máximos. Se realiza el ajuste mediante trazado sobre papel probabilístico.

Cualquiera de ellas, excepto la distribución de Rayleigh, se ajusta razonablemente bien a la muestra, siendo la de Frechet la peor de las tres. En la figura 4 se representa sobre papel probabilístico de Gumbel la distribución de vida para registros de 10000 picos y  $\alpha=0.64$ . Determinado el error del ajuste, se encuentra ligeramente mejor la de Gumbel. Así mismo, debido a que es una distribución más simple, se toma como distribución representativa del proceso en estudio. En la figura 5 se representa la distribución de los datos mostrados en la figura anterior y la de Gumbel ajustada para esa muestra. Como se ve, la concordancia de datos es muy grande.

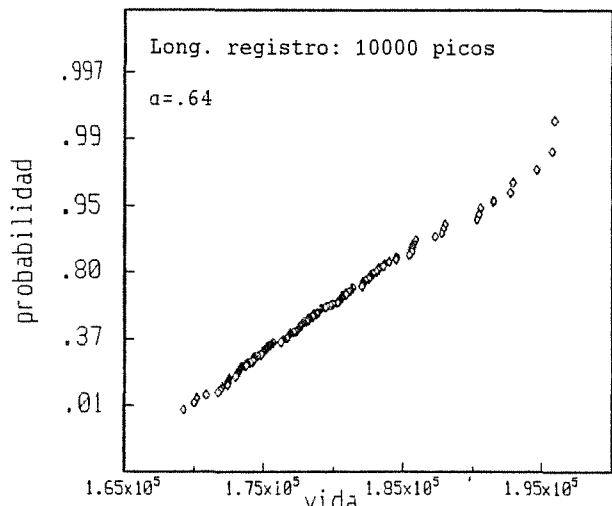


Figura 4. Distribución de vida. Papel de Gumbel.

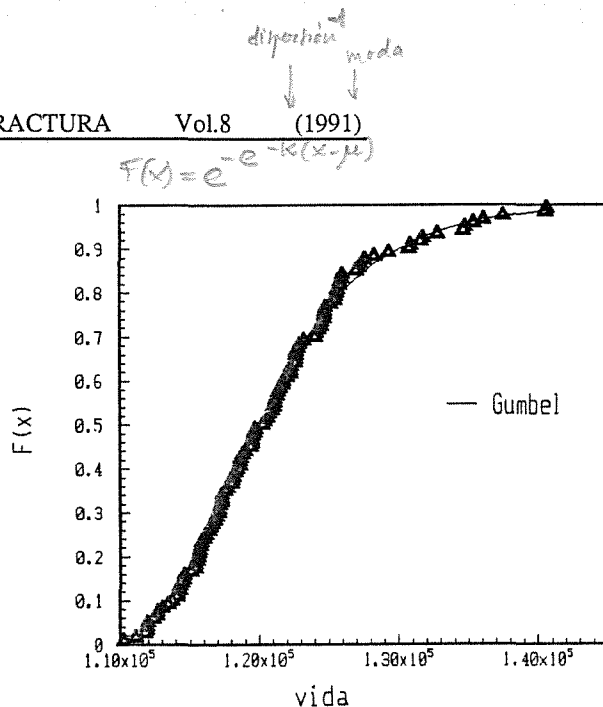


Figura 5. Distribución de vida.  $N=10000$ ,  $\alpha=0.64$ .

La función de distribución de Gumbel, cuya expresión es:

$$F_x(x) = \exp[-\exp(-k(x-u))] \quad (7)$$

depende de dos parámetros "k" y "u". Siendo "u" la moda y "k" una medida de la dispersión. Para analizar la influencia de la longitud de los registros y del ancho de banda sobre la distribución, se ha estudiado la variación de estos parámetros para distintas longitudes de registro de un mismo proceso, y para distintos anchos de banda.

Se ha comprobado que para un proceso de carga determinado, "u" crece a medida que lo hace la longitud de la historia. Su variación con el ancho de banda del proceso de carga es muy similar a la de  $\bar{X}$  indicada previamente, pudiéndose aproximar por la misma ecuación (6).

En relación a "k", para un mismo tipo y nivel de carga, este parámetro crece mucho más acusadamente que "u" al hacerlo la longitud del registro. Teniendo en cuenta que "k" es una medida de la dispersión de la variable, ello indica que esta se hace mucho más estrecha al aumentar la longitud.

En la figura 6 se representa sobre papel probabilístico, las distribuciones de vida para distintas longitudes de registro de un proceso de carga del tipo 6. Se puede observar claramente la variación de las pendientes de la distribución a medida que aumenta la longitud de los registros.

Este comportamiento se presenta para todos los niveles de tensión y tipos de carga. En la figura 7 se representa la variación de "k" con la longitud de los registros, para cinco anchos de banda. De acuerdo con esto, simulaciones realizadas a partir de registros cortos pueden producir resultados muy alejados de los valores que se producirían con un registro continuo, más representativo de la realidad, ya que en él que no aparecen repeticiones cíclicas de las cargas. Además, dos historias del mismo grupo pueden producir estimaciones de vida muy dispares.

Disparidad que disminuirá al incrementar la longitud de los registros empleados en la simulación.

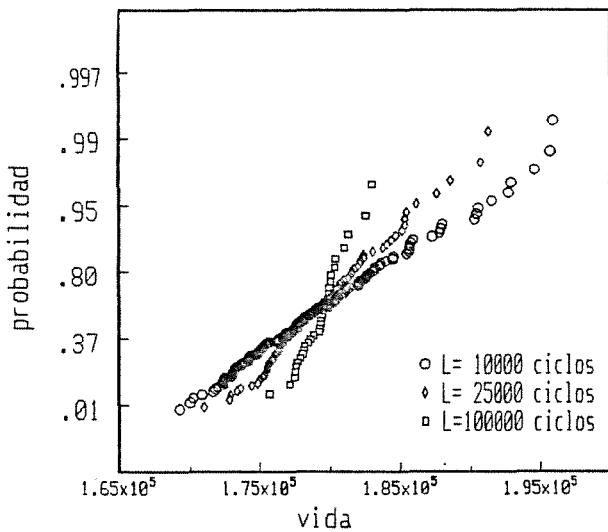


Figura 6. Distribuciones de vida para varias longitudes de registros (L).

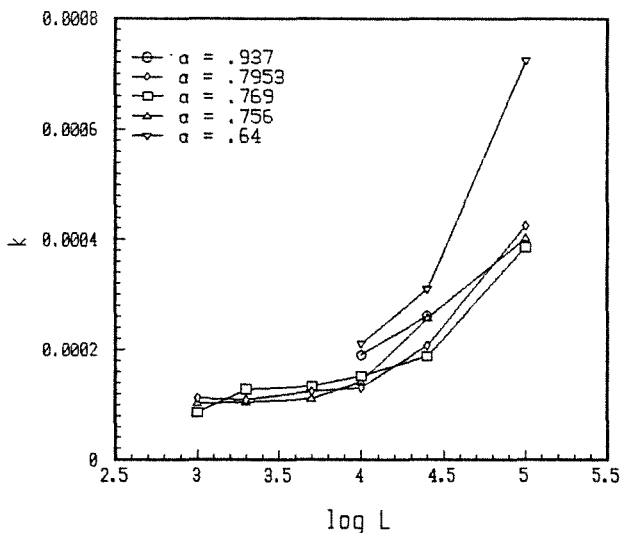


Figura 7. Variación de "k" con la longitud de los registros.

Correlación valor extremo-vida

Como se ha indicado, al emplear registros de longitud finita, y repetirlos indefinidamente hasta el fallo, se está introduciendo un efecto de secuencia artificial. Los valores más altos de los picos de la historia de carga pueden considerarse sobrecargas que se repiten periódicamente. Por ello, los valores de estos pocos picos más altos y especialmente el valor extremo de cada historia, podrían tener una influencia importante en la vida determinada. Los resultados obtenidos para cada uno de los registros de idéntica longitud, densidad espectral y nivel de tensiones pueden depender de alguna forma de estos valores.

Para ver la influencia del valor extremo de cada

registro en la vida simulada, se han obtenido para cada grupo de registros, correlaciones entre los valores de vida simulados con cada registro y el valor extremo de los mismos. En la Tabla III se muestran los valores del coeficiente de correlación entre ambas variables, obtenido con cinco de los seis tipos de carga.

En las distintas filas se muestran los valores correspondientes a cada tipo de carga y nivel de tensión. Cada columna corresponde a una longitud de los registros, representada por el número de picos.

Puede comprobarse que la correlación no sigue una tendencia clara en función de la longitud de la historia de carga, si bien es algo mayor para registros de 1000 ciclos que para el resto. Esto último puede ser debido a que al ser muy cortas las historias, el falso efecto de secuencia producido es más acusado. Sin embargo, los resultados muestran una clara dependencia de la correlación con el ancho de la densidad espectral. Puede decirse que el valor extremo de un registro tiene mayor influencia sobre los resultados obtenidos en simulación para historias

Tipo	N° Cicl	1000	2000	5000	10000	25000	100000
1	A	---	---	---	.75	---	---
	B	---	---	---	.76	---	---
2	A	.5	.58	.38	.48	.5	.27
	B	.3	.51	.21	.44	.53	.35
3	A	.48	.33	.37	.37	.42	.34
	B	.31	.24	.35	.38	.41	.35
5	A	.43	.33	.47	.38	.31	.045
	B	.20	.28	.44	.38	.31	.093
6	A	---	---	---	-.07	-.10	.007
	B	---	---	---	-.07	-.12	-.027

TABLA III. Coeficiente de correlación ( $\rho$ ) entre valores extremos de los registros (x) y vida obtenida (y) ( $\rho = \mu_{xy} / \sigma_x \sigma_y$ ).

de carga de banda estrecha. Así, se comprueba que los valores más altos del coeficiente de correlación se obtienen con las cargas tipo 1, cuya banda de frecuencias es la más estrecha ( $\alpha = 0.937$ ). Los coeficientes más bajos se producen con las cargas de banda más ancha, que son las tipo 6 ( $\alpha = 0.64$ ).

En las Figuras 8 y 9 se muestran las vidas obtenidas frente a los valores máximos de las historias, para los registros tipo 1 y 6, respectivamente. En ambos casos, las historias son del nivel B de tensiones y 25000 ciclos. Se aprecia una correlación bastante fuerte en el caso de banda estrecha, y prácticamente nula con carga tipo 6. En la figura 10 se muestran los resultados de la columna de 25000 ciclos de la tabla, en función del parámetro de ancho de banda ( $\alpha$ ), para los dos niveles de tensión.

Estos resultados concuerdan bastante bien con los obtenidos por Veers et al. [16] en simulaciones realizadas con registros del tipo A-A de ASTM [7]. Sin embargo, hay que notar que los registros utilizados por Veers tienen solo 1300 ciclos, son de banda estrecha ( $\alpha = .812$ ) y tienen un nivel alto de tensión. Todo ello tendente a

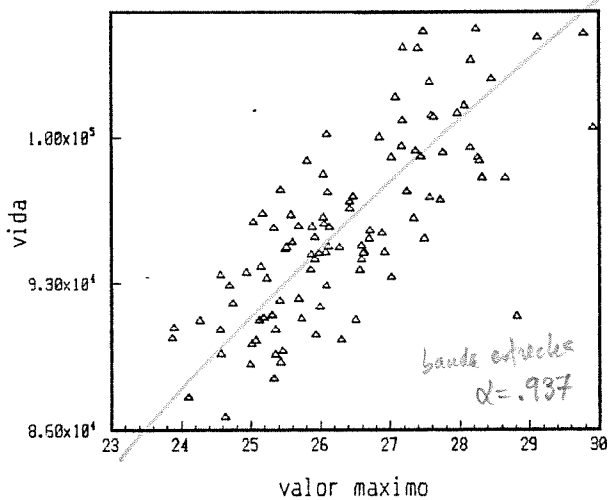


Figura 8. Relación vida-valores extremos de los registros. 25000 ciclos; carga tipo 1.

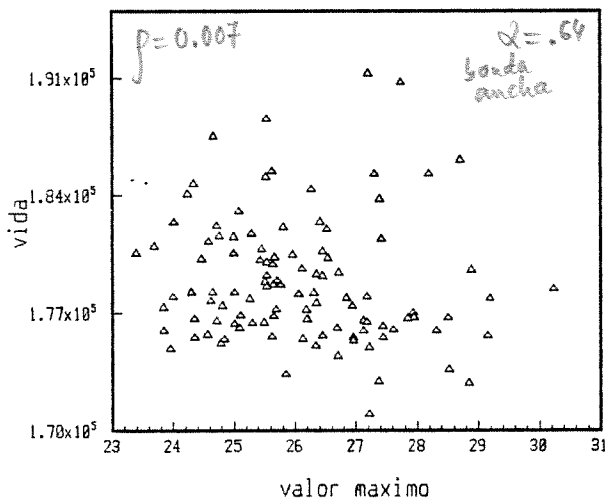


Figura 9. Relación vida-valores extremos de los registros. 25000 ciclos; carga tipo 6.

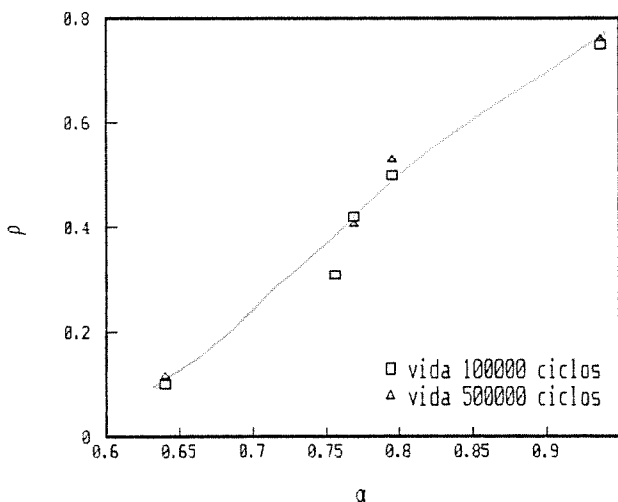


Figura 10. Coeficiente de correlación en función del ancho de banda (a).

producir correlaciones más altas. Estos autores no presentan ningún dato sobre simulaciones realizadas con registros de banda ancha, por lo que no pueden extenderse sus resultados de correlaciones a estos tipos de carga.

4. CONCLUSIONES

De todo lo anterior se puede concluir que a la hora de hacer la simulación o el ensayo de un proceso de crecimiento de grieta bajo cargas aleatorias, será importante la decisión sobre la longitud del registro a emplear.

El uso de un registro no suficientemente largo, repetido hasta el fallo puede dar origen a resultados no conservativos, produciendo vidas mucho mayores que las obtenidas con historias de carga más largas y que las presumiblemente obtenidas en la realidad.

Dicho efecto se presenta con cualquier tipo de espectro, por lo que este factor deberá tenerse en cuenta tanto para casos de procesos de carga de banda ancha como para banda estrecha.

5. REFERENCIAS

- [1] Tucker L., Bussa S., "The SAE Cumulative Fatigue Damage Test Program" R.M. Wetzel (Ed), Fatigue Under Complex Loading: Analysis and Experiments, 1977, pp 1-53.
- [2] De Jonge J.B., Schutz D., Lovak H., Schijve J., "A Standardized Load Sequence for Flight Simulation Tests on Transport Aircraft Wing Structures", NLR TR 73029 U, 1973.
- [3] Van Dijk G.M., De Jonge J.B., "Introduction to a Fighter Aircraft Loading standard for Fatigue Evaluation "FALSTAFF" (Part I)", NLR MP 75017 U, 1975
- [4] Ten Have, A.A., "HELIX and FELIX: Loading Standards for Use in Fatigue Evaluation of Helicopter Rotor Components", NLR MP 82041 U, 1982.
- [5] Ten Have, A.A., "European Approaches in Standard Spectrum Development", Development of Fatigue Loading Spectra, J.M. Potter y R.T. Watanabe (Eds.), ASTM STP 1006, 1989, pp. 17-35.
- [6] Schütz, W. y Heuler, P., "The How and Why of Variable Amplitude Testing", Fatigue 87, R.O. Ritchie y E.A. Starke, Jr. (Eds.), EMAS, 1987, pp. 479-494.
- [7] Chang J.B. "Round-robin Crack Growth Prediction on Center Cracked Tension Specime Under Random Spectrum Loading", Chang J.B. and Hudson C.M. (Eds), Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under random Loading, ASTM STP 748, 1981, pp 3-40.
- [8] Abelkis P.R., "Effect of Transport aircraft Wing Loads Spectrum Variation on Crack Growth" ASTM STP 714, 1980, pp 143-169.

- [9] Hewitt R.L. "Some Effects of Load Spectrum Representation on Crack Growth Predictions and Problems in Prediction Validation", Int. Journal Fatigue, 1987, pp 15-162.
- [10] Schütz, W., "Standardized Stress-Time Histories-An Overview", Development of Fatigue Loading Spectra, J.M. Potter y R.T. Watanabe (Eds.), ASTM STP 1006, 1989, pp. 3-16.
- [11] Shinozuka M., "Applications of Digital Simulation of Gaussian Random Processes", Random Excitation of Structures by Earthquakes and Atmospheric Turbulence, Parkus H. (Ed), Springer Verlag, 1977.
- [12] Johnson W.S., "Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth", NASA Tech. Mem. 81890, 1980.
- [13] Engle R.M., Rudd J.L., "Analysis of Crack Propagation Under Variable Amplitude Loading Using The Willemborg Retardation Model", AIAA paper, 1974, 74-369.
- [14] Lutes L.D. et al " Stochastics Fatigue Damage Accumulation", Jour. of Struc. Engineering, Vol. 110 N: 11, 1984, pp 2585-2601.
- [15] Wirsching P.H., Light M.C., "Fatigue Under Wide Band Random Stresses", Journal and Structural Division, ASCE, paper 15574, Vol. 106, N: ST7, 1980, pp 1593-1607.
- [16] Veers P.S. et al, "Variable Amplitude Load Models for Fatigue Damage Crack Growth", ASTM STP 1006, 1989, pp 172-197.

## METODOS DE ACOTACION DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES

F. Esteban Prosper\*, A. Martín Meizoso\*\*, J.M. Martínez Esnaola\*\*

\* TECNATOM, S.A., Km. 19, C.N. 1 Madrid-Irún,  
28709 San Sebastián de los Reyes

\*\* CEIT, P<sup>a</sup> Manuel de Lardizabal, 15,  
20009 San Sebastián

### RESUMEN

Es bastante frecuente, trabajando en Integridad Estructural, tener que calcular los factores de intensidad de tensiones aplicados. Al menos, una razonable cota superior. Desafortunadamente, no existen criterios estrictos para realizar estas acotaciones, es más bien un arte basado en la experiencia o un sexto sentido sobre la geometría en cuestión. Las grietas reales suelen tener formas difíciles y se encuentran en lugares con complejos campos de tensiones; como resulta obvio, la solución no se encuentra directamente en los manuales de factores de intensidad de tensiones. Aún peor, la coincidencia entre la grieta real y las soluciones conocidas es bastante excepcional. Por tanto, se requiere alguna aproximación al problema que garantice, al menos, que es conservativa. En este artículo, revisaremos los procedimientos más comúnmente empleados para acotar y probaremos que son matemáticamente incorrectos.

### ABSTRACT

It is frequently the task, in fracture mechanics, to compute stress intensity factors for real cracks. Unfortunately, there are no strict rules to guide the computation. Instead one must depend on an art which is based on some kind of intuitive feeling for the problem. Quite often a solid contains a complex crack which resides in a complex stress field for which there is no known solution. Generally, the match between real cracks and known solutions is the exception. Accordingly, some conservative simplifications are required. This paper examines some commonly accepted bounding conditions and shows these to be mathematically false.

### 1. SUSTITUCION DE LAS CARGAS EXTERNAS POR CARGAS APLICADAS SOBRE LAS SUPERFICIES DE LA GRIETA.

La primera simplificación posible consiste en reemplazar las cargas externas a la grieta por las tensiones no transmitidas a través de la grieta aplicadas, sobre sus superficies, en virtud del principio de superposición en régimen elástico. Como consecuencia, las únicas cargas a considerar serán las aplicadas sobre las superficies de la grieta. Aún así, se continúa requiriendo algún criterio de acotación del factor de intensidad de tensiones para obtener una solución conservativa del problema.

### 2. CRITERIOS DE HOMOTECIA

Si en un sólido dado escalamos las cargas también escalamos en la misma proporción los FITs. Es también evidente que un sólido homotético, con una grieta homotética y las mismas tensiones sobre los puntos transformados, tendrá un factor de intensidad de tensiones (FIT) igual al del anterior sólido multiplicado por la raíz cuadrada del factor de escala. Estos teoremas, sin embargo, no ayudan demasiado: se necesita acotar cuando somos incapaces de resolver el problema independientemente de cuál sea su escala.

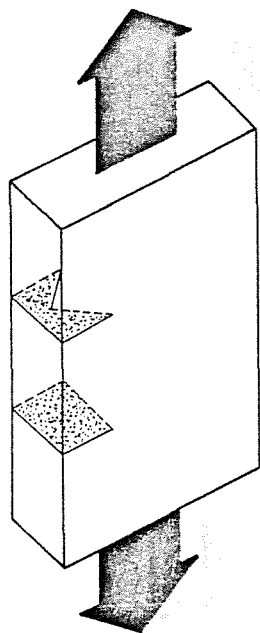


FIGURA 1

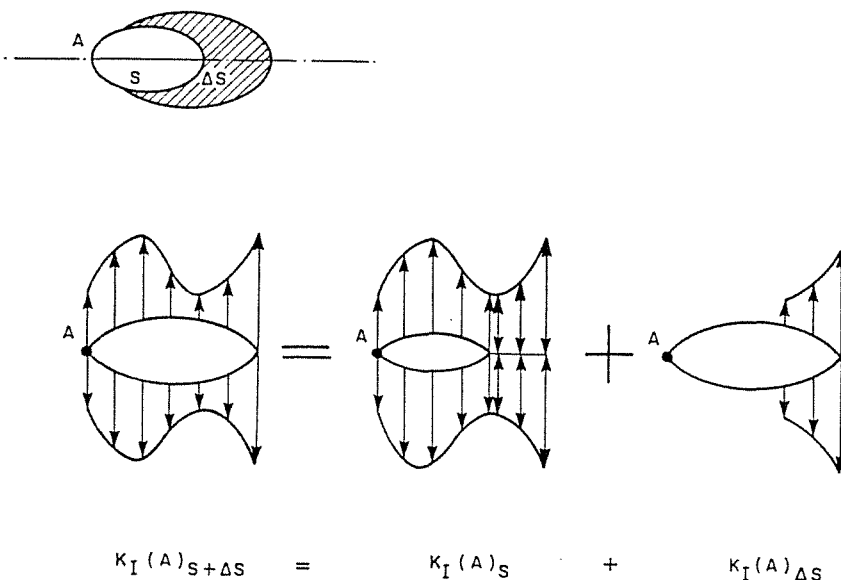


FIGURA 2

### 3. EL USO DE GRIETAS MAS GRANDES

Es una práctica bastante frecuente emplear en los cálculos una grieta que inscribe a la grieta real; suponiendo que este proceder es conservativo [1,2]. En la Fig. 1, se muestra un sólido tensionado con dos grietas, una más pequeña que la otra. La fractura, en un sólido frágil, ocurrirá por la más pequeña debido a la mayor concentración de tensiones que se produce en la punta del "pico de flauta". Esta configuración, con entalla tipo "chevron", es muy corriente en probetas de fractura.

Podemos pensar que, al menos, una grieta más grande tendrá un mayor FIT promediado sobre el frente de la grieta (Es evidente, en la Fig. 1 que la suposición es falsa comparando puntos aislados del frente de la grieta). Una grieta tipo penique a la que se añade una prolongación tipo "dedo" es un claro ejemplo en contra: Suponiendo un campo tractivo uniforme, a medida que se prolonga la porción de grieta tipo dedo, el FIT medio decrece.

Parece razonable pensar que si una grieta se extiende sobre zonas tractivas (en ausencia de la grieta), el FIT aumentará sobre todas aquellos puntos del frente de la grieta que conserven su posición puesto que añadimos cargas de apertura sobre las nuevas superficies de la grieta [3], véase Fig. 2. Este teorema se basa en la descomposición que se muestra en la Fig. 2 y la suposición de que las cargas de apertura siempre

producen FITs positivos sobre todos los puntos del frente de la grieta. Tampoco esto es siempre cierto.

Veamos dos ejemplos de sólidos que reducen sus FITs. El primero es el caso de una zapatilla de deportes con sus cordones atados, Fig. 3. Si tiramos de las solapas hacia fuera, el extremo -que consideraremos la punta de la grieta- se cierra. El segundo ejemplo, Fig. 4, es un sólido homogéneo e isotrópico sin ningún tipo de cuerdas u otros artificios. Se puede conseguir una palanca convirtiendo en rígidas las condiciones de contorno. Por tanto las cargas de apertura -aún sobre las superficies de la grieta- pueden cerrar su punta, por ende, el FIT. En consecuencia, un incremento de carga tampoco garantiza un aumento de FIT. Por tanto, esta aproximación comunmente aceptada como conservativa [1] no siempre lo es.

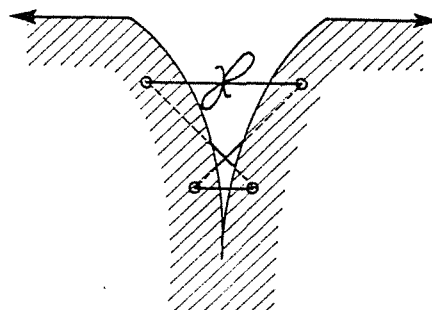


FIGURA 3



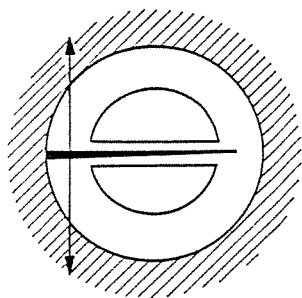


FIGURA 4

#### 4. EL USO DE CARGAS MAYORES

Volviendo a la Fig. 2, en donde se suponía un campo tractivo uniforme, si la grieta reduce su FIT al extenderse, si se continua añadiendo cargas sobre estas zonas seguirá reduciéndose el FIT. Resulta evidente que el área de la grieta y los incrementos de carga son problemas íntimamente relacionados, a través de las funciones de peso (funciones de Green).

La implícita suposición de que las funciones de peso son siempre positivas para cualquier geometría, es falsa. Las funciones de peso pueden tener valores negativos, y es ésto lo que hace fallar a los criterios de acotación tradicionalmente empleados.

#### 5. EL EFECTO DE LAS SUPERFICIES LIBRES

Podríamos pensar que, al menos, la introducción de nuevas superficies libres siempre aumenta el FIT. De acuerdo con ésto, una grieta en un sólido finito sería peor que en un sólido infinito [4]. Las superficies libres interiores de las Figs. 4-5, sin embargo, reducen el FIT.

#### 6. CONCLUSIONES

Los teoremas de homotecia se aplican a cualquier geometría pero no son prácticos. Por otro lado, otros teoremas útiles no pueden extenderse a geometrías arbitrarias. Sólomente se puede presumir que su aplicación a la mayoría de las geometrías seguirá siendo cierta. Aunque existan sólidos, maliciosamente diseñados, en los que se demuestran falsos.

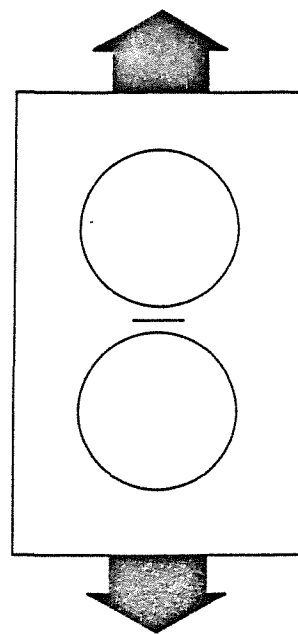


FIGURA 5

#### REFERENCIAS

- [1] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Appendix A, «Analysis of flaw indications», The American Society of Mechanical Engineers, New York (1980).
- [2] Paris, P.C. y Sih, G.C., en «Stress Analysis of Cracks», ASTM STP 381, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1965) 30-83.
- [3] Martín Meizoso, A. y Gil Sevillano, J., Theoretical and Applied Fracture Mechanics 9 (1988) 123-139.
- [4] Banford, W.H. y Buchalet, C.B., «Method for fracture Mechanics Analysis of Nuclear Reactor Vessels under Severe thermal transients», WCAP-8510, Westinghouse Electr. Corp., Pittsburgh (1976).

## CARGAS TERMICAS SOBRE UNA GRIETA EN ELASTICIDAD ANISOTROPA

J. M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero y M. Arana

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),  
Apartado 1555, 20080 - San Sebastián

**Resumen.-** En esta comunicación se considera la influencia de un gradiente térmico impuesto exteriormente sobre una grieta en un medio anisótropo. La solución para una dislocación térmica aislada se generaliza teniendo en cuenta la presencia de una superficie. Esta solución se utiliza para modelizar la perturbación del campo de temperaturas originada por una grieta. Por último, se obtienen los campos elásticos asociados a la distribución de temperaturas resultante.

**Abstract.-** The influence of an externally applied thermal gradient on a crack in anisotropic elasticity is considered. The solution for an isolated thermal dislocation is generalized to situations where the presence of a surface must be taken into account. This solution is used to model the disturbance in the temperature field produced by cracks. Finally the elastic fields corresponding to the resulting temperature distribution are obtained.

## 1. INTRODUCCION

Una importante contribución al estudio de la elasticidad anisótropa fue la realizada por Eshelby et al. [1] al demostrar que las ecuaciones que gobiernan un problema plano pueden reducirse a otras equivalentes a las del caso isótropo mediante una transformación lineal apropiada de coordenadas.

Este método se utiliza en la presente comunicación para obtener la solución correspondiente a una dislocación térmica con la propiedad de que el campo de temperaturas es discontinuo a lo largo de un corte semi-infinito, pero manteniendo la continuidad en los campos de tracciones y desplazamientos asociados.

En la sección 2, se presenta el campo de temperaturas de una dislocación térmica en un medio infinito. Este resultado se generaliza en la

sección 3 para tener en cuenta la interacción con una superficie. La solución obtenida se utiliza en la sección 4 para modelizar una grieta sometida a un flujo de calor mediante una distribución de dislocaciones. El método conduce a una ecuación integral singular que debe invertirse y resolverse numéricamente.

Por último, en la sección 5, se estudian los campos elásticos de desplazamientos y tensiones asociados a la distribución de temperaturas originada por una dislocación térmica. La solución termoelástica obtenida presenta discontinuidades a lo largo de un corte semi-infinito, por lo que debe ser corregida mediante una solución isoterma que, superpuesta a la anterior, restablece las condiciones de continuidad de tracciones y desplazamientos a través del corte.



**2. DISLOCACION TERMICA EN UN MEDIO ANISOTROPO**

Se considera un medio anisótropo infinito en el plano  $x_1x_2$ . La analogía térmica de una dislocación es un campo de temperaturas que presenta una discontinuidad a lo largo de una semi-recta. Por comodidad, se elegirá el eje real negativo,  $x_2=0, x_1<0$  (Fig. 1). La distribución de temperaturas debe satisfacer la ecuación de conducción de calor

$$k_{ij} \frac{\partial^2 T}{\partial x_i \partial x_j} = 0 \tag{1}$$

donde  $k_{ij}=k_{ji}$  son los coeficientes de conductividad térmica.

Definiendo la variable compleja modificada  $z_1=x_1+qx_2$ , donde  $q$  es complejo, y considerando la temperatura  $T$  como función de  $z_1$  y  $\bar{z}_1$ , es sencillo demostrar que la ecuación (1) se reduce a la forma laplaciana

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z_1 \partial \bar{z}_1} = 0 \tag{2}$$

con tal de elegir  $q$  como raíz de la ecuación  $k_{11}+2k_{12}q + k_{22}q^2 = 0$  (se supondrá  $k_{11}k_{22} > k_{12}^2$ ). Sin pérdida de generalidad, elegiremos  $q$  como la raíz con parte imaginaria positiva.

Una solución adecuada para este problema que satisface la ecuación (2) y las condiciones de contorno de la Fig. 1 se puede escribir de la forma

$$T = \frac{T_0}{2\pi i} (\ln z_1 - \ln \bar{z}_1) \tag{3}$$

Este resultado para el campo de temperaturas asociado a una dislocación térmica se tomará como solución fundamental o función de Green para la modelización térmica de una grieta en un medio anisótropo.

**3. DISLOCACION TERMICA EN PRESENCIA DE UNA SUPERFICIE**

Se considera ahora el semiplano  $x_2>0$  y una dislocación térmica situada en el punto  $z=z_1+ix_2$ , o bien, en términos de la variable compleja modificada,  $z_1=\zeta_1=\xi_1+q\xi_2$ . El campo de temperaturas se obtiene a partir de la solución correspondiente a un medio infinito (3), corregida mediante una solución imagen que depende de las condiciones de contorno de temperatura en la superficie

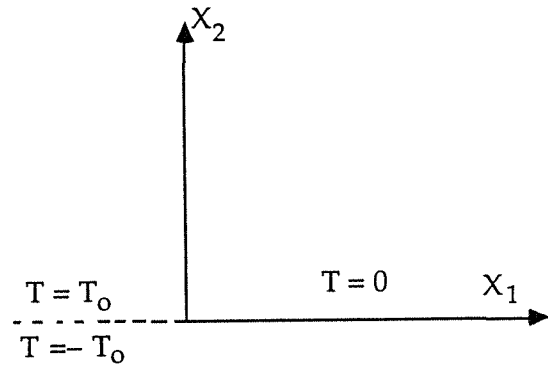


Fig 1 Condiciones de contorno de una dislocación térmica.

$$T = \frac{T_0}{2\pi i} [\ln(z_1 - \zeta_1) - \ln(\bar{z}_1 - \bar{\zeta}_1)] + \frac{T_0}{2\pi i} [A \ln(z_1 - \bar{\zeta}_1) - \bar{A} \ln(\bar{z}_1 - \zeta_1)] \tag{4}$$

donde  $A=1$  para el caso  $T=0$  en la superficie y  $A=-1$  para el caso de superficie aislada térmicamente, es decir  $k_{2j}(\partial T/\partial x_j)=0$  en  $x_2=0$ .

Es importante observar que la solución imagen añadida en la ecuación (4) no genera discontinuidades en el semiplano objeto de estudio,  $x_2>0$ .

Con objeto de utilizar esta solución como una función de Green para la modelización de una grieta en un medio anisótropo, es interesante obtener el flujo de calor generado por la distribución de temperaturas de la ecuación (4). El flujo calorífico a través de un plano arbitrario que pasa por la dislocación y forma un ángulo  $q$  con el plano  $x_2=0$  (ver Fig. 2) puede expresarse de la forma

$$h = -k_{ij} \frac{\partial T}{\partial x_j} n_i = k_{1j} \frac{\partial T}{\partial x_j} \sin\theta - k_{2j} \frac{\partial T}{\partial x_j} \cos\theta \tag{5}$$

Sustituyendo (4) en (5) y haciendo

$$\begin{aligned} z_1 &= x (\cos\theta + q \sin\theta) \\ \zeta_1 &= \xi (\cos\theta + q \sin\theta) \end{aligned} \tag{6}$$

se obtiene, tras un laborioso desarrollo, la siguiente expresión

$$h = \frac{T_0}{\pi} k \left[ \frac{1}{x - \xi} + A f(x, \xi) \right] \tag{7}$$

donde

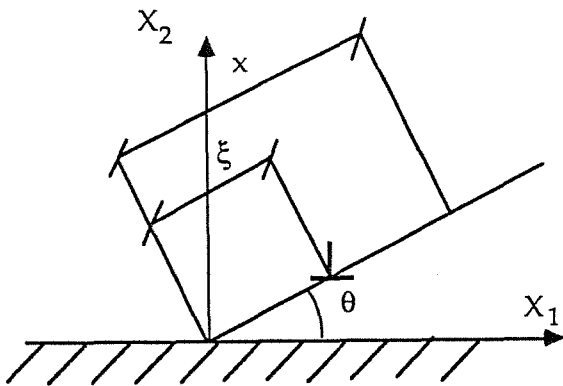


Fig.2 Dislocación térmica en las proximidades de la superficie.

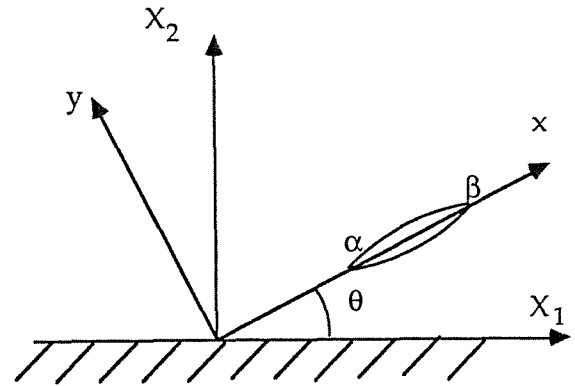


Fig.3. Grieta próxima a la superficie con un ángulo arbitrario.

$$k = \sqrt{k_{11} k_{22} - k_{12}^2} \quad (8)$$

$$f(x, \xi) = \frac{k_{11}s^2(x + \xi) + (k_{22}c^2 - 2sck_{12})(x - \xi) - 2s^2\frac{k_{12}^2}{k_{22}} \xi}{k_{11}s^2(x + \xi)^2 + (k_{22}c^2 - 2sck_{12})(x - \xi)^2 - 4s^2\frac{k_{12}^2}{k_{22}} x\xi}$$

siendo  $s = \text{sen}\theta$  y  $c = \text{cos}\theta$ .

4. GRIETA EN UN MEDIO ANISOTROPO

Considérese una grieta como la representada en la Fig.3 que forma un ángulo  $\theta$  con la superficie libre,  $x_2=0$ , y se extiende entre  $x=\alpha$  y  $x=\beta$ . Sea  $h(x)$  el flujo de calor aplicado exteriormente a través del plano  $y=0$  en ausencia de la grieta. La perturbación en el campo de temperaturas originada por la presencia de la grieta puede representarse utilizando la solución fundamental (7) para una dislocación térmica aislada. Para ello, se sustituye la grieta por una distribución continua de dislocaciones térmicas de densidad  $T_0(\xi)$  en la posición  $x=\xi, y=0$ , con  $\alpha < \xi < \beta$ . Para determinar esta densidad de dislocaciones, se impondrá la condición de que no existe flujo de calor a través de los labios de la grieta

$$\int_{\alpha}^{\beta} \frac{k T_0(\xi)}{\pi} \left[ \frac{1}{x-\xi} + A f(x, \xi) \right] d\xi + h(x) = 0 \quad (9)$$

Esta condición puede sustituirse por otra más complicada si la hipótesis de considerar una impedancia térmica infinita para la grieta no es aceptable. Podría suponerse, por ejemplo, que sólo una fracción fijada del flujo exterior  $h(x)$  atraviesa la grieta.

La expresión (9) representa una ecuación integral singular. Para su resolución es conveniente la definición de unas coordenadas normalizadas  $x', \xi'$  de la forma siguiente

$$\begin{aligned} x &= \frac{\alpha + \beta}{2} + \frac{\beta - \alpha}{2} x' \\ \xi &= \frac{\alpha + \beta}{2} + \frac{\beta - \alpha}{2} \xi' \end{aligned} \quad (10)$$

Sustituyendo (10) en (9), separando la parte singular y aplicando un teorema estandar de inversión [2] se obtiene

$$T'_\alpha(\xi') = \frac{(1-\xi'^2)^{1/2}}{\pi^2} \left[ L(\xi') + \int_{-1}^1 M(\xi', \eta) T'_\alpha(\eta) d\eta + C \right] \quad (11)$$

donde

$$\begin{aligned} L(\xi') &= \frac{\pi}{k} \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2} h'(x')}{x' - \xi'} dx' \\ M(\xi', \eta) &= A \frac{\beta - \alpha}{2} \int_{-1}^1 \frac{(1-x'^2)^{1/2} f(x', \eta)}{x' - \xi'} dx' \end{aligned} \quad (12)$$

y siendo  $C$  una constante de integración que se determina a partir del número total de dislocaciones en la distribución. En particular, para el caso de una grieta cerrada, es fácil demostrar que  $C=0$ .

La nueva ecuación integral (11) es no-singular y puede resolverse numéricamente sustituyendo las integrales por sumas ponderadas sobre un número fijado de puntos [2].

## 5. CAMPOS DE TENSIONES Y DESPLAZAMIENTOS

Siguiendo el análisis de Sturla y Barber [3] el campo de temperaturas (3) debido a una dislocación térmica aislada situada en el punto  $z_1 = \zeta_1$  puede escribirse en la forma

$$T = f'(z_1) + \overline{f'(z_1)} \quad (13)$$

donde

$$f(z_1) = \frac{T_0}{2\pi i} (z_1 - \zeta_1) [\ln(z_1 - \zeta_1) - 1] \quad (14)$$

Por otra parte, las ecuaciones de equilibrio y las relaciones constitutivas en elasticidad anisótropa vienen dadas por

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} &= 0 \\ \sigma_{ij} &= C_{ijkl} u_{k,l} - \beta_{ij} T \end{aligned} \quad (15)$$

donde  $\sigma_{ij}$  es el tensor de tensiones,  $u_k$  es el vector desplazamiento y  $C_{ijkl}$ ,  $\beta_{ij}$  son las constantes elásticas y los coeficientes tensión-temperatura respectivamente.

Se puede obtener una solución particular de las ecuaciones de equilibrio eligiendo un campo de desplazamientos de la forma

$$u_k = C_k f(z_1) + \overline{C_k f(z_1)} \quad (16)$$

Sustituyendo (16) en (15) se obtiene la siguiente ecuación que permite determinar los coeficientes incógnita  $C_k$

$$D_{ik} C_k = \Gamma_i \quad (17)$$

donde

$$\begin{aligned} D_{ik} &= C_{i1k1} + q(C_{i1k2} + C_{i2k1}) + q^2 C_{i2k2} \\ \Gamma_i &= \beta_{i1} + q\beta_{i2} \end{aligned} \quad (18)$$

Por último, sustituyendo (16) en las relaciones tensión-deformación, las tensiones resultan

$$\sigma_{ij} = M_{ij} f(z_1) + \overline{M_{ij} f'(z_1)} \quad (19)$$

donde

$$M_{ij} = (C_{ijkl} + qC_{ijk2}) C_k - \beta_{ij} \quad (20)$$

A partir de la ecuación (19), pueden obtenerse las tracciones  $t'_k$  sobre el plano de la grieta,  $y=0$ , en el sistema de coordenadas  $xy$  (ver Fig. 3)

$$t'_k = Q_k f(z_1) + \overline{Q_k f'(z_1)} \quad (21)$$

donde

$$\begin{aligned} Q_1 &= (M_{22} - M_{11}) sc + M_{12} (c^2 - s^2) \\ Q_2 &= M_{11} s^2 + M_{22} c^2 - 2M_{12} sc \\ Q_3 &= -M_{13} s + M_{23} c \end{aligned} \quad (22)$$

Es importante observar que esta solución para los campos de desplazamientos y tensiones es discontinua al rodear el punto  $z_1 = \zeta_1$ , debido a la forma de la función  $f(z_1)$ . Los saltos correspondientes a dichos campos son

$$\begin{aligned} [u_k] &= T_0 (C_k (z_1 - \zeta_1) + \overline{C_k (\overline{z_1} - \overline{\zeta_1})}) \\ [t_k] &= T_0 (Q_k + \overline{Q_k}) \end{aligned} \quad (23)$$

El análisis descrito es también válido para el caso de una dislocación térmica en las proximidades de una superficie sin más que sustituir  $f(z_1)$  en (14) por la función apropiada consistente con el campo de temperaturas (4). Por otra parte, dado que los términos adicionales de la ecuación (4) no introducen discontinuidades en el semiplano  $x_2 > 0$ , los saltos en los campos elásticos correspondientes a este problema vendrán también expresados por las ecuaciones (23). Por último, obsérvese que la discontinuidad en desplazamientos no es constante, sino que depende de la dirección elegida para cortar el plano.

Aunque los desplazamientos y tensiones dados por las ecuaciones (16) y (19) satisfacen las ecuaciones de la elasticidad, las discontinuidades asociadas a estos campos no son aceptables cuando el objetivo es utilizar esta solución como función de Green para analizar el problema de una grieta en un medio anisótropo. Para resolver este problema se requiere una nueva solución que, superpuesta a los campos originales, satisfaga las condiciones de continuidad de tensiones y desplazamientos. Para ello se utilizará una solución isoterma debida a Stroh [4] en la que los desplazamientos se expresan en la forma

$$u_k = \sum_{\alpha} A_{k\alpha} \phi_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) + \overline{A_{k\alpha} \phi_{\alpha}(\overline{z_{\alpha}} - \overline{\zeta_{\alpha}})} \quad (24)$$

donde  $z_{\alpha} = x_1 + p_{\alpha} x_2$  y los  $p_{\alpha}$  son las raíces con parte imaginaria positiva de la ecuación

$$| C_{i1k1} + p_{\alpha} (C_{i1k2} + C_{i2k1}) + p_{\alpha}^2 C_{i2k2} | = 0 \quad (25)$$

y los  $A_{k\alpha}$  verifican la ecuación

$$[C_{i1k1} + p_{\alpha} (C_{i1k2} + C_{i2k1}) + p_{\alpha}^2 C_{i2k2}] A_{k\alpha} = 0 \quad (26)$$

donde el convenio de la suma se aplica sólo sobre índices latinos repetidos.

Por otra parte, las tensiones se expresan en base a las funciones [4]

$$\Omega_i = \sum_{\alpha} L_{i\alpha} \phi_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) + \overline{L_{i\alpha}} \overline{\phi_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha})} \quad (27)$$

donde

$$L_{i\alpha} = (C_{i2k1} + p_{\alpha} C_{i2k2}) A_{k\alpha} \quad (28)$$

de manera que

$$\sigma_{11} = - \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_2} = - \sum_{\alpha} L_{i\alpha} p_{\alpha} \phi'_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) + \overline{L_{i\alpha}} \overline{p_{\alpha}} \overline{\phi'_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha})} \quad (29)$$

$$\sigma_{12} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_1} = \sum_{\alpha} L_{i\alpha} \phi'_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) + \overline{L_{i\alpha}} \overline{\phi'_{\alpha}(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha})}$$

La solución de Stroh puede utilizarse para obtener unos campos elásticos que eliminen las discontinuidades de los campos originales. Para ello elegimos

$$\phi_{\alpha} = D_{\alpha} (z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) [\ln(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) - 1] \quad (30)$$

donde las  $D_{\alpha}$  son constantes complejas a determinar.

De (24) y (30) el salto en desplazamientos generado por esta solución resulta

$$[u_k] = 2\pi i \sum_{\alpha} A_{k\alpha} D_{\alpha} (z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) - \overline{A_{k\alpha}} \overline{D_{\alpha}} (\overline{z_{\alpha}} - \overline{\zeta_{\alpha}}) \quad (31)$$

y utilizando las ecuaciones (29) y (30) junto con la apropiada transformación del sistema de referencia, el salto en las tracciones  $t'_k$  sobre el plano de la grieta,  $y=0$ , (ver Fig. 3) resulta

$$[t'_k] = 2\pi i \sum_{\alpha} S_{i\alpha} D_{\alpha} - \overline{S_{i\alpha}} \overline{D_{\alpha}} \quad (32)$$

donde

$$\begin{aligned} S_{1\alpha} &= L_{1\alpha} (c^2 - s^2 + p_{\alpha} sc) + L_{2\alpha} sc \\ S_{2\alpha} &= -L_{1\alpha} (2sc + p_{\alpha} s^2) + L_{2\alpha} c^2 \\ S_{3\alpha} &= L_{3\alpha} (c + p_{\alpha} s) \end{aligned} \quad (33)$$

Los saltos obtenidos para estos campos de desplazamientos y tracciones, ecuaciones (31) y (32), se utilizarán ahora para eliminar por superposición las discontinuidades asociadas a la solución termoelástica (23) en la dirección de la grieta (ver Fig. 3). En el plano  $y=0$ , se puede escribir

$$\begin{aligned} z_1 - \zeta_1 &= r (c + qs) \\ z_{\alpha} - \zeta_{\alpha} &= r (c + p_{\alpha} s) \end{aligned} \quad (34)$$

donde  $r = |z - \zeta|$ .

Utilizando (34) en las ecuaciones (23), (31) y (32), los coeficientes  $D_{\alpha}$  se elegirán de manera que se verifique

$$\begin{aligned} T_o (C_k (c + qs) + \overline{C_k} (c + \overline{q}s)) \\ + 2\pi i \sum_{\alpha} A_{k\alpha} D_{\alpha} (c + p_{\alpha} s) - \overline{A_{k\alpha}} \overline{D_{\alpha}} (c + \overline{p_{\alpha}} s) = 0 \\ T_o (Q_k + \overline{Q_k}) + 2\pi i \sum_{\alpha} S_{k\alpha} D_{\alpha} - \overline{S_{k\alpha}} \overline{D_{\alpha}} = 0 \end{aligned} \quad (35)$$

que suministran un conjunto de 6 ecuaciones reales para la determinación de los 3 coeficientes complejos  $D_{\alpha}$ . Tras algunas manipulaciones, las ecuaciones (35) se transforman en un sistema de ecuaciones de la forma

$$\sum_{\alpha} H_{\beta\alpha} \overline{B_{\alpha}} = V_{\beta} \quad (36)$$

donde

$$\begin{aligned} H_{\beta\alpha} &= S_{\beta k}^{-1} \overline{S_{k\alpha}} - P_{\beta k}^{-1} \overline{P_{k\alpha}} \\ B_{\alpha} &= \frac{2\pi i}{T_o} D_{\alpha} \\ V_{\beta} &= P_{\beta k}^{-1} F_k - S_{\beta k}^{-1} G_k \\ P_{k\alpha} &= A_{k\alpha} (c + p_{\alpha} s) \\ F_k &= C_k (c + qs) + \overline{C_k} (c + \overline{q}s) \\ G_k &= Q_k + \overline{Q_k} \end{aligned} \quad (37)$$

La ecuación (36) puede invertirse para determinar los parámetros  $B_{\alpha}$  y, por tanto, los coeficientes incógnita  $D_{\alpha}$ .

Finalmente, la superposición de la solución termoelástica, ecuaciones (16) y (21), y la solución correctora isoterma, ecuaciones (24) y (29), da lugar a los siguientes campos de tensiones y desplazamientos

$$\begin{aligned} u_k &= \frac{T_o}{2\pi i} \left\{ C_k [(z_1 - \zeta_1) (\ln(z_1 - \zeta_1) - 1)] \right. \\ &\quad + A (z_1 - \overline{\zeta_1}) (\ln(z_1 - \overline{\zeta_1}) - 1) \\ &\quad \left. + \sum_{\alpha} A_{k\alpha} B_{\alpha} (z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) (\ln(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) - 1) \right\} + C.C. \quad (38) \\ t'_k &= \frac{T_o}{2\pi i} \left\{ Q_k [\ln(z_1 - \zeta_1) + A \ln(z_1 - \overline{\zeta_1})] \right. \\ &\quad \left. + \sum_{\alpha} S_{k\alpha} B_{\alpha} \ln(z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}) \right\} + C.C. \end{aligned}$$

## 6. CONCLUSIONES

Se ha obtenido la solución para los campos de temperaturas, desplazamientos y tensiones originados por una dislocación térmica en un medio anisótropo infinito o semi-infinito. Esta solución permite resolver el problema térmico de una grieta que distorsiona un flujo de calor impuesto exteriormente, sustituyendo la grieta por una distribución continua de dislocaciones térmicas. El modelo conduce a una ecuación integral singular que se transforma en una ecuación de Fredholm mediante la aplicación de un teorema de inversión y se resuelve numéricamente.

La distribución de dislocaciones resultante de este análisis debe utilizarse en combinación con las ecuaciones (38) para determinar las tracciones aplicadas sobre la línea de la grieta. El problema elástico de anular las tracciones sobre la grieta puede también abordarse mediante el empleo de modelos de dislocaciones en medios anisótropos [5].

Agradecimientos.- Los autores desean expresar su agradecimiento al Departamento de Industria y Comercio del Gobierno Vasco y a la CICYT (proyecto MAT90-0105) por la financiación del presente trabajo.

## REFERENCIAS

- [1] Eshelby, J.D., Read, W.T. and Shockley, W., "Anisotropic Elasticity with Applications to Dislocation Theory", *Acta Met.*, 1, 251 - 259, 1953.
- [2] Atkinson, C. and Martínez-Esnaola, J.M., "Time Dependent Temperature Fields and Stress Interactions with Subsurface of Surface Breaking Defects", *Int. J. Fracture*, 1991, in press.
- [3] Sturla, F.A. and Barber, J.R., "Thermoelastic Green's Functions for Plane Problems in General Anisotropy", *J. Appl. Mech.*, 55, 245 - 247, 1988.
- [4] Stroh, A.N., "Dislocations and Cracks in Anisotropic Elasticity", *Phil. Mag.*, 3, 625 - 646, 1958.
- [5] Eftaxiopoulos, D. and Atkinson, C., "Interaction between a Crack and a Free or Welded Boundary in Media with Arbitrary Anisotropy", *Int. J. Fracture*, 1991, in press.

ALGUNOS RESULTADOS DEL ROUND ROBIN SOBRE SIMULACION NUMERICA DE UNA PROBETA ENTALLADA SOMETIDA A TRACCION.

I. Garmendia, N. Anacabe

INASMET. Centro Tecnológico de Materiales  
Apartado 1689 San Sebastián.

**RESUMEN:** Quince diferentes laboratorios y empresas europeos han simulado numéricamente el mismo experimento de tracción de una probeta entallada. Los resultados obtenidos en INASMET en términos de carga y desplazamientos así como de tensiones y deformaciones son presentados. La descripción somera del algoritmo utilizado y la comparación con los resultados de los otros participantes del Round Robin dan una idea acerca de la necesidad de estandarización de las técnicas numéricas utilizadas.

**ABSTRACT:** Fifteen different european laboratories and companies have modeled numerically the same experiment of traction of a notched bar. Results obtained at Inasmet like loads, displacements, stresses and strains are presented. The description of the computer algorithm used as well as the comparison with the others participants results give raise to the necessity of the standarization of the numerical techniques used.

1.- INTRODUCCION

El grupo de trabajo número uno de la Sociedad Europa para la Integridad Estructural (ESIS), antes Grupo Europeo de Fractura (EGF), propone la simulación numérica de una probeta entallada sometida a tracción. La participación de Inasmet en dicha Round-Robin se decide con el doble objetivo de ganar experiencia en la aplicación del Método de los Elementos Finitos a problemas altamente no lineales en el campo de la Mecánica de la Fractura y de comparar las técnicas de solución de dichos problemas más comunmente aceptadas con otras técnicas especialmente diseñadas para este caso. La comparación de los resultados entre todos los participantes será de primordial importancia para validar la técnica numérica empleada y para hacerla extensible a otros problemas.

2.- Planteamiento del problema

La geometría de la probeta entallada se pre -

senta en la figura 1.a. Debido a la axisimetría presente, basta con modelizar un cuarto de probeta. La malla generada se presenta en la figura 1.b, donde se indican también los nudos número 1 y 2, en los que se obtendrán resultados.

Las condiciones de contorno vienen señaladas en la figura 1.c: el movimiento del nudo 1 está impedido; los nudos del lado B sólo pueden desplazarse según el eje Z; los nudos del lado C tienen posibilidad de moverse sólo según el eje R. Las cargas son del tipo desplazamientos impuestos aplicados en la cara A de la probeta, y se recogen en la tabla 1.

Paso nº	Desplazamiento (mm)
1	5.00E-2
2	6.50E-2
3	8.5E-2
4	0.110
5	0.145
6	0.180

Paso nº	Desplazamiento (mm)
7	0.235
8	0.290
9	0.380
10	0.465
11	0.545
12	0.567

TABLA 1

Las propiedades del material son:

- \* módulo de Young E = 203.000 MPa
- \* módulo de Poisson = 0.3
- \* límite de fluencia = 516 MPa

La curva de tensión deformación a partir del límite de fluencia viene dada por

$$\sigma = 555.6 \epsilon_p^{0.125} \quad \sigma \text{ con en MPa y}$$

$\epsilon$  en %.

Los valores discretos de esta curva utilizados en nuestro caso vienen expresados en la tabla número 2.

Punto nº	(MPa)	(%)
1	538	0.74
2	651	3.61
3	741	10.00
4	786	16.00
5	850	30.00
6	927	60.00

TABLA 2

Entre estos puntos de referencia, se interpolan linealmente tensiones y deformaciones.

### 3.- Algoritmo de resolución del problema

Se alcanzan en este problema zonas de grandes deformaciones, por lo que se ha utilizado un algoritmo de lagrangiana actualizada de Jau-mann. Las deformaciones que se obtienen en este algoritmo ULJ son deformaciones incrementales. Para cada paso n las deformaciones se refieren a la configuración previa del paso n-1, por lo que, en general, las deformaciones totales en el paso n no son calculables mediante suma de las deformaciones en los n pasos anteriores.

Uno de los objetivos del Round-Robin era comparar deformaciones totales en cada paso de carga, por lo que la realización de un único cálculo con 12 pasos intermedios no era válido para obtenerlas. La solución adoptada fue realizar doce cálculos, uno por cada paso de integración, necesitándose un número cada vez más elevado de iteraciones internas para alcanzar el equilibrio en cada cálculo.

### 4.- Resultados y comparación con otros laboratorios.

Las cargas resultantes y desplazamiento del nodo 2 se presentan en la tabla nº 3 y en la figura 2.a. Las deformaciones plásticas se presentan en la figura 2.b para el elemento

central y los diversos participantes.

Paso nº	Carga ( )	Desplazam. nodo 2 (mm)
1	52.370	4.6436 E-2
2	62.066	1.3183 E-2
3	67.928	3.1279 E-2
4	72.499	5.6676 E-2
5	76.682	9.4804 E-2
6	79.258	1.3472 E-1
7	81.139	1.9943 E-1
8	82.065	2.6709 E-1
9	81.843	3.8231 E-1
10	80.436	4.9840 E-1
11	78.388	6.1316 E-1
12	77.700	6.4617 E-1

TABLA 3

Los resultados, en lo referente a cargas y desplazamientos, son muy acordes con los presentados por los demás laboratorios. La banda en la que varían es menor que el 2%, lo cual es un buen resultado. Eliminando tres curvas extremas, la variación desciende incluso a un 1%.

En cuanto a las deformaciones, la variación es mayor; los resultados obtenidos hasta el paso número 8 son muy similares a los del resto de participantes (para el paso 8, el error es menor que el 2%), produciéndose una clara diferencia a partir del paso 9, llegando al final del cálculo a una diferencia del 20% (paso 12). Este fenómeno puede ser asociado a la plastificación total de la sección menor de la probeta que se produce a partir del paso 8, acumulándose errores de forma significativa.

Finalmente, los resultados obtenidos para los criterios locales de fractura frágil (referencia 1) y fractura dúctil (referencia 2) son

$$\begin{aligned} \sigma_w &= 2460 \pm 90 \text{ MPa} && (7,3\%) \\ \left( \frac{R}{R_0} \right)_c &= 1.41 \pm 0.08 && (5,6\%) \end{aligned}$$

### 5.- Conclusiones

Se han presentado algunos resultados obtenidos en Inasmet dentro del Round-Robin de criterios locales de fractura, especificando el algoritmo empleado y las variaciones obtenidas. La banda de resultados que se obtiene sugiere la necesidad de una estandarización de procedimientos sobre todo en lo referente a algoritmos que solucionan problemas de plasticidad.

### 6.- Referencias

- 1) "A local criterium for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel", Metallurgical transactions A, Volume 14A, November 1983, Pages 2277 to 2287.
- 2) "Study of the fracture criteria for ductile rupture of A508 steel" in "Advances in Fracture Research; 5<sup>th</sup> international conference on fracture". D. François Editor. Pergamon Press (March 1981)

3) "Finite Element Procedures in Engineering Analysis"  
 Bathe, K.I. En especial, capítulo 6. Prentice Hall.

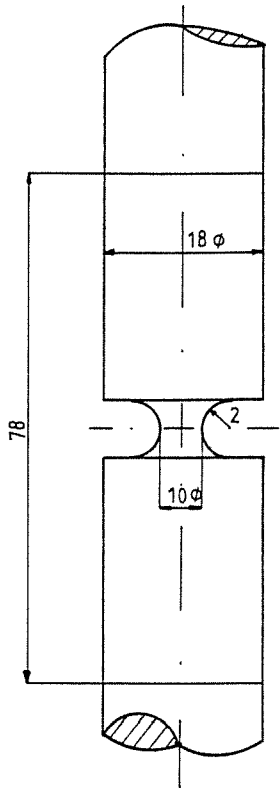


Figura 1.a: Probeta entallada

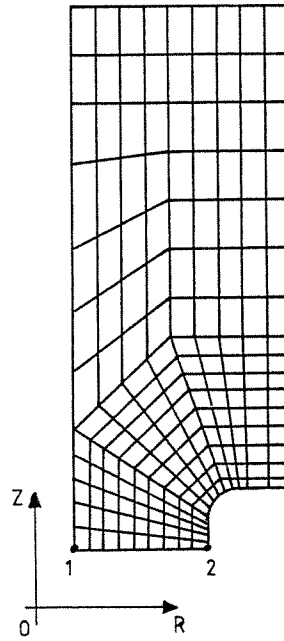


Figura 1.b: Malla de Elementos Finitos.

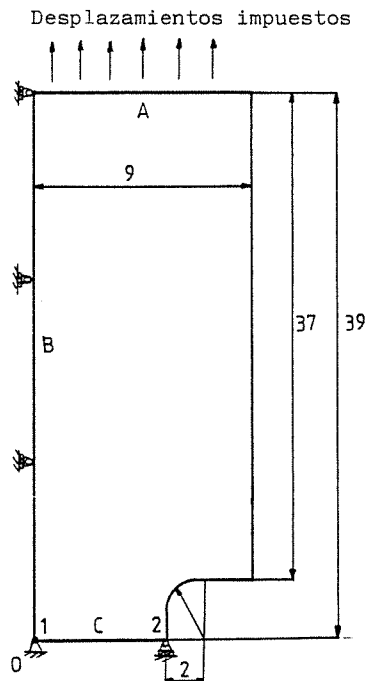


Figura 1.c: Cargas y condiciones de contorno



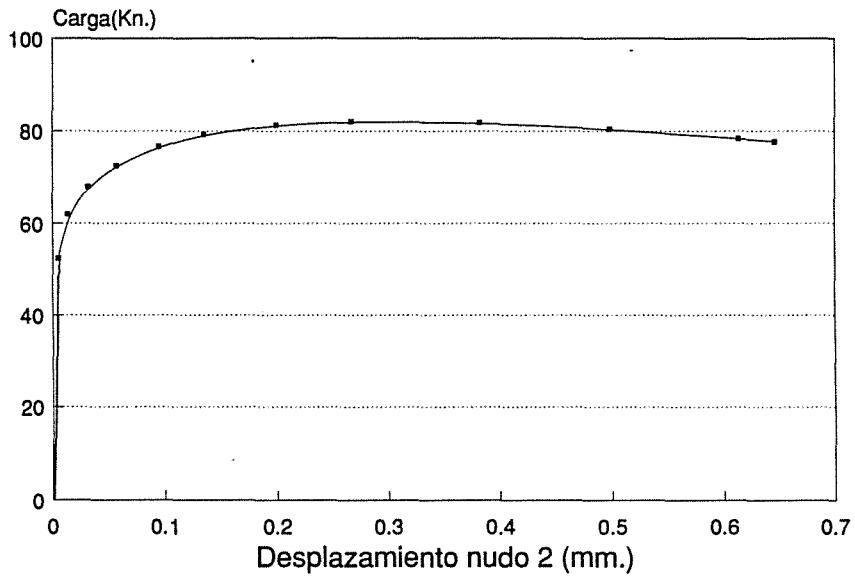


Figura 2.a:

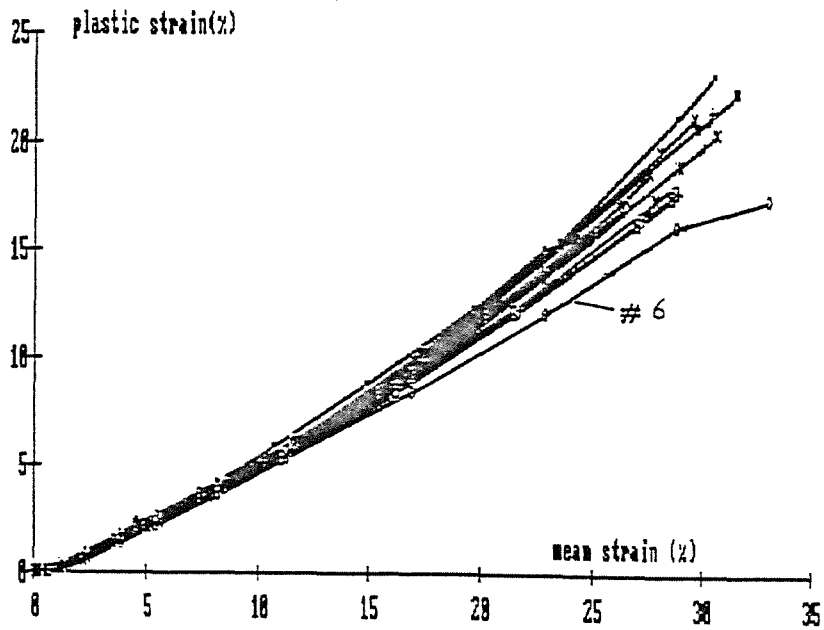


Figura 2.b:

**APLICACION DEL METODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS AL ESTUDIO DE LA ROTURA A TORSION DE BIOMATERIALES****C. Navarro, J.M. Martínez, C.K. Lau, J. Planas y M. Elices**

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

**RESUMEN**

Se ha modelizado, mediante elementos finitos, el comportamiento a torsión hasta rotura de cúbitos de conejo, suponiendo un comportamiento elástico y lineal. Los resultados numéricos —momento en función del giro— coinciden muy bien con los resultados experimentales y las líneas de rotura observadas coinciden con las isobaras correspondientes a  $45 \text{ N/mm}^2$ , indicando la posibilidad de aplicar un criterio de rotura basado en un valor máximo de la tensión de tracción.

**ABSTRACT**

The behaviour of rabbit ulnae under a torsion test was modelled using finite elements under the assumption of linear elasticity. Numerical and experimental results of torque versus twist angle, agree quite well, and the fracture lines are coincident with lines of tensile stress equal to  $45 \text{ N/mm}^2$ , suggesting that a maximum tensile strength criterion may be adequate as a fracture initiation condition.

**INTRODUCCION**

Este trabajo forma parte de una investigación iniciada en 1990 que realizan conjuntamente los Departamentos de Traumatología y Cirugía Ortopédica de la Facultad de Medicina de la Universidad Autónoma de Madrid y el de Ciencia de Materiales de la Escuela de Ingenieros de Caminos de la Universidad Politécnica de Madrid. El objetivo de la investigación es el estudio del comportamiento biomecánico de implantes óseos en cúbitos de conejos.

Para estudiar el comportamiento mecánico de los implantes se ha puesto a punto un ensayo de torsión. En este ensayo se registra el par torsor en función del ángulo girado y es relativamente sencillo, preciso y repetitivo (1-5). Se han ensayado huesos intactos y huesos con implante. Los primeros ensayos han servido para comprobar la repetitividad y fiabilidad del método y los segundos para clarificar el comportamiento a torsión de los implantes.

Para analizar numéricamente los resultados anteriores y, concretamente, para caracterizar el comportamiento de la interfase implante-hueso, se han modelizado mediante elementos finitos los huesos ensayados. En una primera fase se han modelizado los huesos sin implante para extraer los parámetros mecánicos del material base y para explorar si un modelo elástico lineal era suficiente para explicar el comportamiento hasta rotura. En una segunda fase se está estudiando el comportamiento mecánico del hueso con el implante.

En esta comunicación se resumen algunos resultados de la primera fase. En primer lugar se describe, brevemente, el ensayo de torsión y se resumen los resultados experimentales. Después se comenta la modelización realizada y se analizan los resultados numéricos obtenidos.

## ESTUDIO EXPERIMENTAL

El esquema del dispositivo utilizado para la realización de los ensayos a torsión se indica en la figura 1. La muestra del biomaterial se sujeta, mediante escayola, a dos cabezas huecas coaxiales de aluminio que, a su vez, se unen mediante rosca a dos espárragos de sección hexagonal que encajan en las mordazas de la máquina de ensayo (INSTRON modelo 1115).

En el montaje anterior se consigue, mediante un dispositivo especial que puede apreciarse en la figura 1, un centrado adecuado y, sobre todo, una repetitividad en el montaje de la muestra a ensayar. La longitud libre de la muestra es de 30 mm.

Los ensayos se realizaron a velocidad de giro controlada de 10,5 mrad/s y el momento torsor aplicado se registró de forma continua permitiendo la confección de la gráfica momento torsor-giro entre cabezas. Un resultado típico del ensayo está recogido en la figura 2, observándose un comportamiento marcadamente elástico-lineal del biomaterial.

La rotura de la muestra de biomaterial se inicia inestablemente al alcanzarse la carga máxima, con emisión acústica claramente audible, pero sin que se produzca la rotura total de la probeta, de forma que la muestra sigue resistiendo un cierto momento torsor. Para poder determinar la iniciación y progreso de la fractura, las muestras se descargaron y desmontaron inmediatamente después del inicio de la fractura inestable.

Los resultados de los seis ensayos realizados se encuentran recogidos en la tabla 1.

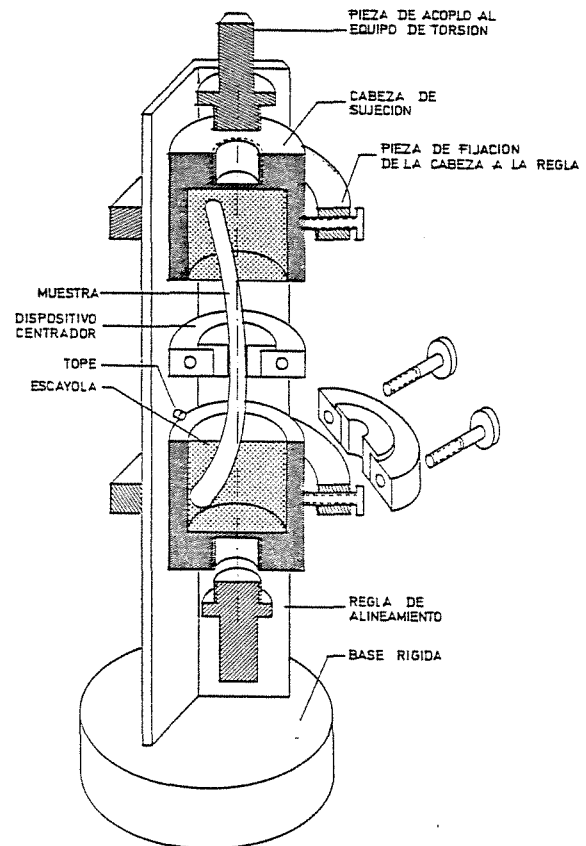


Figura 1

TABLA 1

MUESTRA CONTROL	C7	C8	C9	C10	C11	C12	Valor Medio
MAXIMO MOMENTO TORSOR RESISTIDO (N mm)	494	502	542	494	483	538	509
GIRO MAXIMO (°)	14	13	13	15	12	13	13

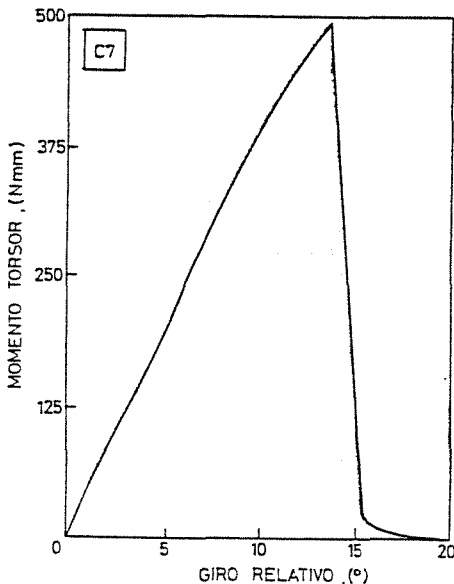


Figura 2

Los seis gráficos obtenidos son similares, con una pendiente prácticamente recta hasta el inicio de la rotura, lo que induce a pensar un comportamiento elástico y lineal, en primera aproximación. Los valores del momento torsor máximo y del giro asociado, también son similares en los seis ensayos, indicando que el ensayo es repetitivo en la hipótesis de que las seis probetas sean equivalentes.

ESTUDIO NUMERICO

La simulación numérica consta de tres fases. La primera, fase de *preproceso*, incluye la obtención de los datos geométricos de la muestra del biomaterial a modelizar así como la preparación de la malla de elementos finitos. La segunda fase, corresponde al *proceso* de cálculo numérico. Y, por último, en la tercera fase se procede al *postproceso* de los resultados obteniéndose, principalmente, salidas gráficas que permiten visualizar, de una forma rápida, los niveles tensionales alcanzados en diferentes zonas del hueso y, por tanto, predecir líneas de rotura.

Fase de Preproceso:

Después de ensayadas las muestras de biomaterial, y una vez limpiadas de cualquier resto orgánico, fueron reconstruidas. Con objeto de obtener información geométrica de diferentes secciones de las muestras reconstruidas, con un mismo sistema de referencia, se diseñó un dispositivo especial cuyo esquema se muestra en la figura 3. El comparador situado sobre la muestra indica la distancia al eje de giro, que se toma de referencia, de puntos previamente marcados sobre ella. Este dispositivo permite, una vez cortado el hueso en pequeñas rebanadas, situar cualquier sección respecto a las anteriores.

Posteriormente, cada muestra se cortó en 11 rebanadas de 2 mm de espesor cada una. En total se cortó una longitud igual a 22 mm que incluía la zona fracturada del biomaterial. Estas rebanadas se llevaron a un proyector de perfiles donde se obtuvieron las definiciones geométricas de todas las secciones consideradas.

Con los datos geométricos anteriores de han realizado unos modelos de elementos finitos de todos los casos de control que se analizaron experimentalmente. El tipo de elemento considerado es uno tridimensional de ocho nudos, recogiendo, en la figura 4, uno de los modelos realizados. El número de elementos varía de un modelo a otro, aunque en todos los casos ronda los 200 elementos.

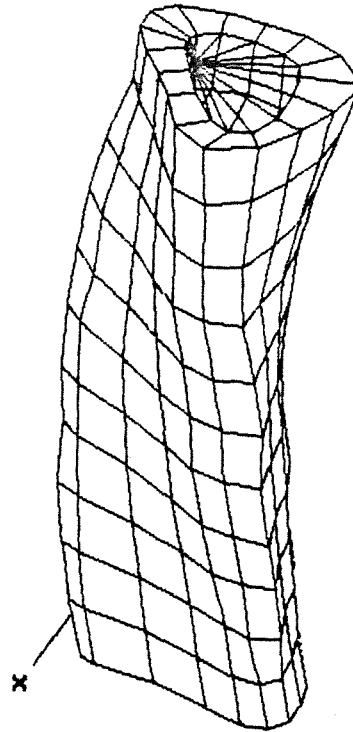


Figura 4

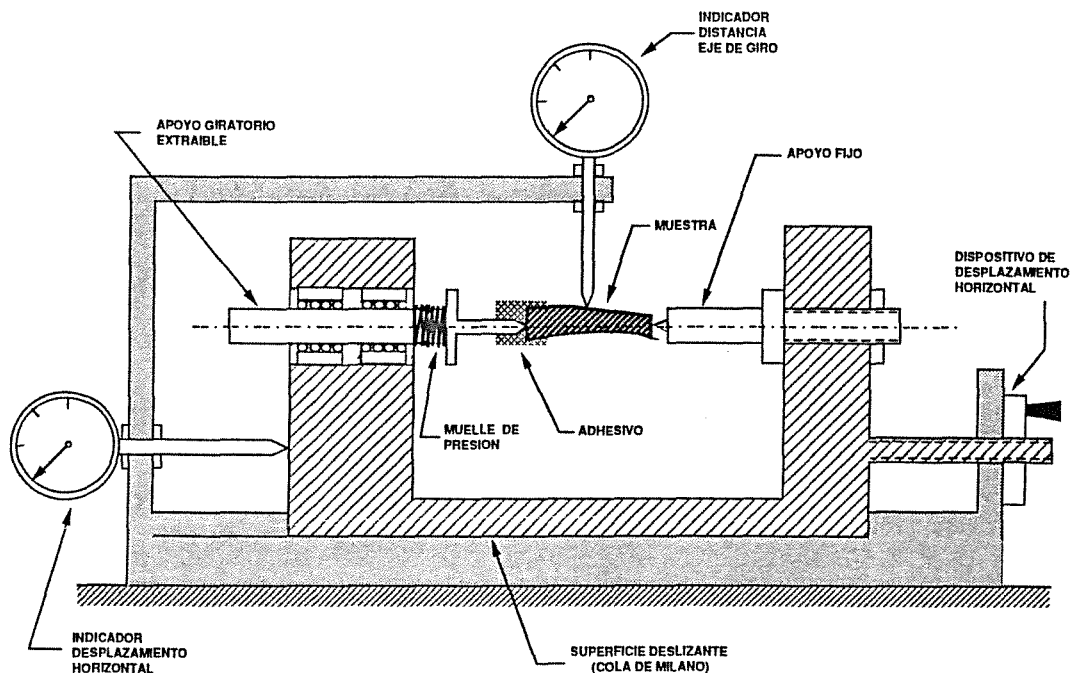


Figura 3

### Fase de Proceso

El comportamiento del biomaterial se ha considerado elástico-lineal hasta rotura, teniendo en cuenta los resultados experimentales.

Los modelos de elementos finitos anteriores fueron procesados mediante el programa de ordenador SAP-86 (6) que está preparado para trabajar en un ordenador personal de, al menos, 640 K de memoria RAM. El programa posee una amplia biblioteca de tipos de elementos. El aquí utilizado es el denominado "brick" tridimensional de ocho nudos y posee la capacidad de considerar la existencia de modos incompatibles de deformación, lo que le hace particularmente apropiado para el tipo de carga que se considera en este estudio.

En la Tabla II se resumen los valores del módulo de rigidez transversal que es necesario considerar en cada caso para que el giro relativo resultante entre las bases planas del modelo sea igual al observado experimentalmente cuando se aplica el máximo momento torsor que resiste cada muestra.

TABLA II

CASO DE CONTROL	MODULO DE RIGIDEZ (N/mm <sup>2</sup> )
C7	3060
C8	2340
C9	3406
C10	3320
C11	3878
C12	2928

A la vista de la proximidad de los módulos de rigidez parece apropiado tomar un valor medio del mismo de 3.200 N/mm<sup>2</sup>.

En la Tabla III se recogen las máximas tensiones de tracción, que se producen en cada caso cuando se aplica el momento torsor máximo, y obtenidas del análisis numérico.

TABLA III

CASO DE CONTROL	MAXIMA TENSION DE ROTURA PRODUCIDA (N/mm <sup>2</sup> )
C7	45,7
C8	36,5
C9	49,6
C10	44,2
C11	47,9
C12	46,1

Para analizar los resultados de las roturas se ha supuesto, en primera aproximación, que la fisuración se ha producido a lo largo de las líneas de máxima tensión de tracción y que ésta es igual al valor medio de los resultados obtenidos en la Tabla III, es decir 45 N/mm<sup>2</sup>.

### Fase de Postproceso

Una vez realizado el proceso de los modelos matemáticos, se utilizó el programa mTAB\*POST (7) que ejecuta un postproceso gráfico de la información disponible. En particular, se han obtenido salidas gráficas de las curvas de isotensión principal de tracción que permite apreciar claramente las zonas de la muestra del biomaterial más traccionadas.

Para ilustrar este proceso, en la figura 5 se muestra un alzado lateral del caso de control C7 en el que se aprecian las curvas isotensionales mencionadas.

En base a toda la información numérica obtenida, pueden dibujarse las posibles líneas de rotura que se producen teniendo presentes las zonas más traccionadas. En la figura 6 se recogen, para los seis casos analizados, las líneas de rotura obtenidas del modelo numérico junto a las que se producen en la realidad, pudiéndose apreciar el alto grado de semejanza alcanzado.

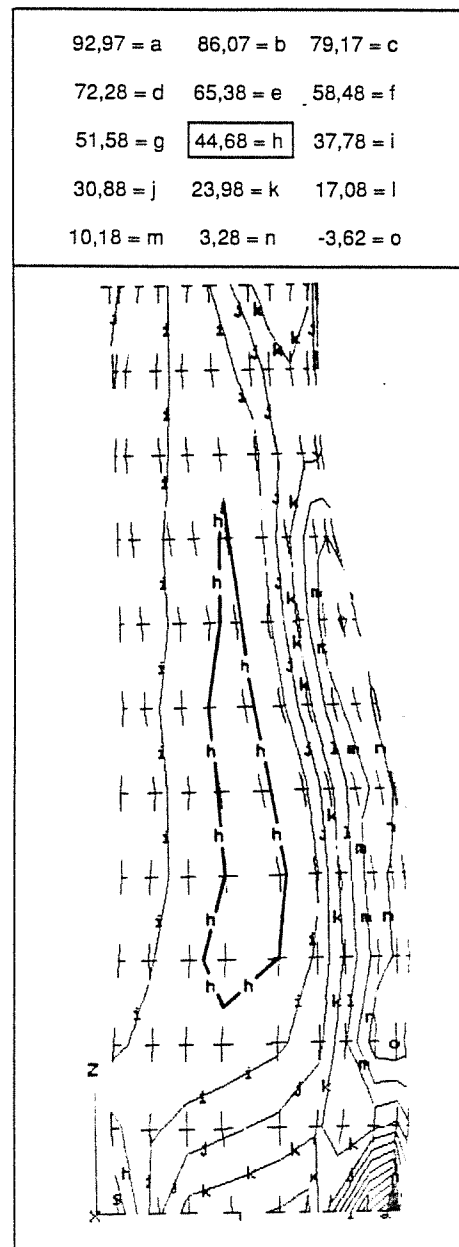


Figura 5

----- ROTURA REAL  
 ————— MODELO NUMERICO

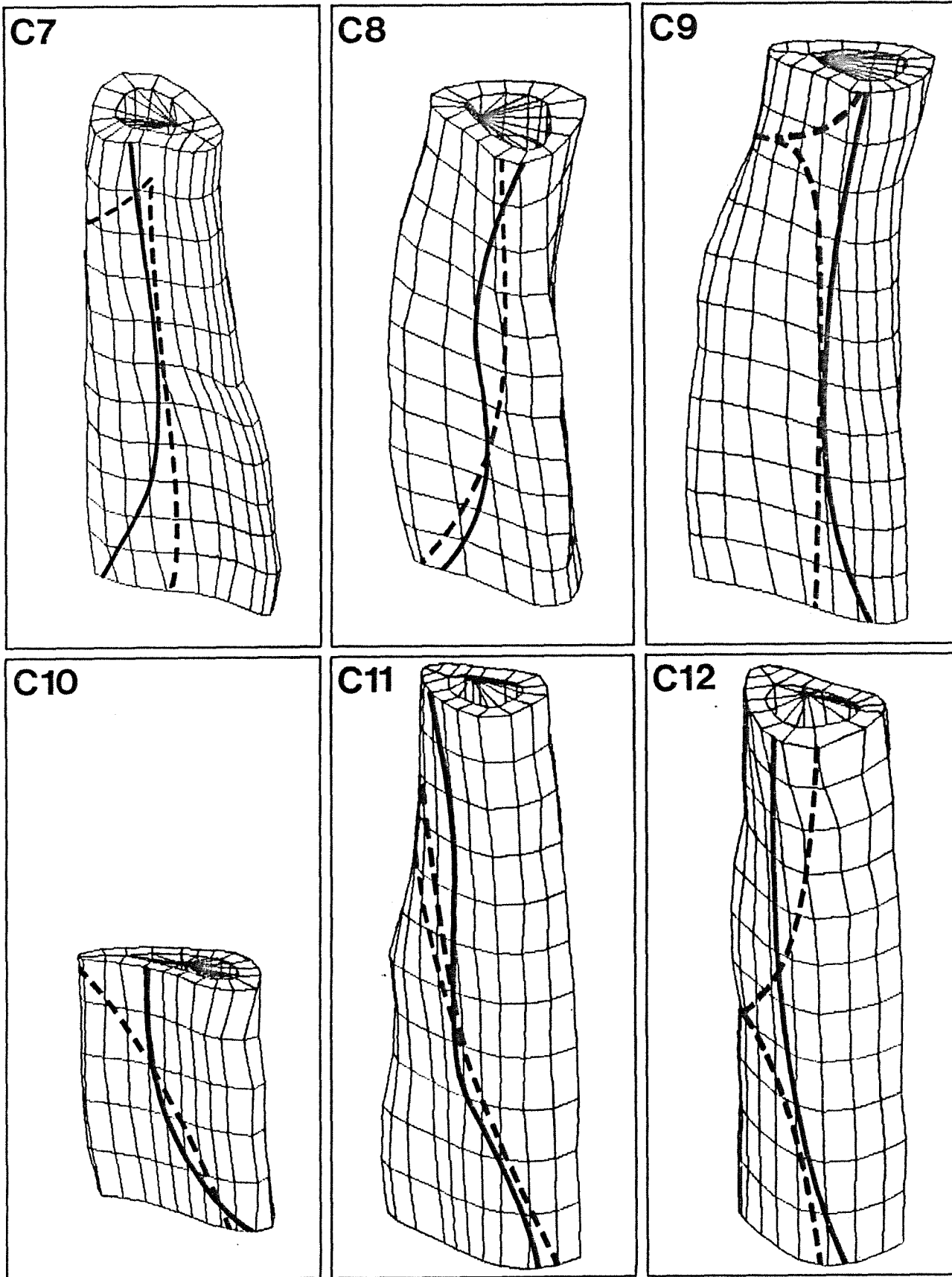


Figura 6

## CONCLUSIONES

- 1- Se ha puesto a punto una técnica experimental para ensayar a torsión biomateriales. Esta técnica es simple, precisa y repetitiva.
- 2- Se ha modelizado, mediante elementos finitos, el comportamiento a torsión de cúbitos de conejo, suponiendo un comportamiento elástico y lineal. Para los seis ensayos se puede suponer un módulo de rigidez transversal común de 3.200 N/mm<sup>2</sup>. Las curvas momento-giro obtenidas numéricamente coinciden con los resultados experimentales y el valor medio de las máximas tensiones de tracción es de 45 N/mm<sup>2</sup>.
- 3- Puede suponerse que la rotura se inicia cuando se alcanza una tensión de tracción de 45 N/mm<sup>2</sup> y que las líneas de rotura coinciden bastante bien con las isobaras correspondientes a 45 N/mm<sup>2</sup>, como se muestra en la figura 6.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a los Drs. Luis Munuera, Carlos Hernandez-Gil y Ramón Pérez Blanco por las provechosas discusiones y por el interés y ayuda prestada durante la realización de este trabajo.

## BIBLIOGRAFIA

- (1) Strömberg, L. and Dalén, N. "The influence of freezing on the maximum torque capacity of long bones. An experimental study on dogs". Acta Orthopaedica Scandinavica, Vol. 47, pp. 254-258, 1976.
- (2) Strömberg, L. and Dalén, N. "Experimental measurement of maximum torque capacity of long bones" Acta Orthopaedica Scandinavica, Vol.47, pp. 257-263, 1976.
- (3) Netz, P. "The diaphyseal bone under torque. An experimental study on dogs" Acta Orthopaedica Scandinavica, supplementum No. 176, Munksgaard, Copenhagen, 1979.
- (4) Einhorn, T.A. Lane, J.M. Burstein, A.H., Kopman, C.R. and Vigorita, V.J. "The healing of segmental bone defects induced by demineralized bone matrix". Journal of Bone and Joint Surgery, Vol. 66-A, No.2, pp.274-279. 1984.
- (5) Köhler, P., Kreicbergs, A., and Strömberg, L. "Physical properties of autoclaved bones. Torsion test of rabbit diaphyseal bone". Acta Orthopaedica Scandinavica, Vol.57, pp. 141-145, 1986.
- (6) Number Cruncher Micronptems, Inc, "SAP86 tm: A Finite Element Program for Static and Dynamic Analysis of Linear Structural Systems", Release 3.0, August, 1987.
- (7) Structural Analysis, Inc., "mTAB\*POST: Post-processor for the IBM-PC and Compatible Micro-Computers", Release 4, August, 1990.

## MODELIZACION DE LA ROTURA POR ONDAS DE TENSION EN MATERIALES METALICOS DUCTILES

R. Cortés

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

Resumen: En este trabajo se estudia numérica y experimentalmente la rotura dinámica por ondas de tensión en chapas metálicas de aluminio y cobre al ser sometidas a carga por explosión. En el análisis numérico se emplea un modelo de rotura dinámica por crecimiento plástico de cavidades desarrollado previamente por el autor. Dicho modelo permite tomar en cuenta tanto la viscosidad del material como la presencia simultánea de tensiones hidrostáticas y desviadoras. Se encuentra que el análisis numérico predice una zona dañada cuya localización coincide aproximadamente con las observaciones experimentales. Por último, se discuten las posibles mejoras que podrían introducirse en el modelo de rotura utilizado en este trabajo, con el fin de mejorar aún más su grado de aproximación a la realidad.

Abstract: In this paper the spall fracture of aluminium and copper plates subjected to explosive loading is experimentally and numerically studied. A dynamic fracture model previously developed by the author, and based on the plastic growth of microvoids is employed in the computations. Such model allows us to take into account the effect of material viscosity as well as the simultaneous presence of hydrostatic and deviatoric stresses. It is found that the numerical analysis predicts a damaged zone which localization and extent roughly coincides with the experimental observation. Finally, further modifications of the model, in order to improve the agreement with experiments, are discussed.

### 1. INTRODUCCION

La fractura dinámica de los materiales metálicos ha sido objeto de un intenso estudio en los últimos tiempos. Así, se han identificado, para la fractura dinámica a muy altas velocidades de carga, dos tipos fundamentales de fractura, de acuerdo a los mecanismos microscópicos que la originan: a) fractura causada por nucleación y crecimiento de microfisuras, denominada de tipo frágil, aunque pueda ir acompañada de una apreciable deformación plástica global; y b) fractura originada por la nucleación y crecimiento de microcavidades, llamada de tipo dúctil. Así resulta que, en una escala de tiempos muy pequeños (del orden de algunos  $\mu$ s o menores), el proceso de rotura dinámica puede describirse como un proceso gradual, en que el daño sufrido por el material en una región dada puede cuantificarse como una función del número y tamaño de los microdefectos presentes en dicha zona. Davison y Stevens [1] fueron los primeros en introducir un marco teórico de conceptos básicos que permitía tratar la rotura del material en un estado de carga a muy altas velocidades, como un proceso de degradación progresiva del material desde un estado inicial dado hasta la rotura final. Posteriormente, los mismos autores

presentaron una formulación teórica general que permitía describir el comportamiento termo-mecánico de materiales elásticos que experimentaban un daño continuo por nucleación y crecimiento de microfisuras [2]. Más tarde, Davison, Stevens y Kipp [3] presentaron una formulación análoga para el caso de rotura dinámica dúctil, esto es, por nucleación y crecimiento de cavidades. No obstante, los modelos recién referidos tienen el inconveniente de ser demasiado generales como para poder ser aplicados a casos prácticos, a no ser que se introduzcan simplificaciones considerables.

Paralelamente, se han desarrollado modelos alternativos para la rotura dinámica de los materiales, basados en la observación experimental de la evolución de los microdefectos que causan la rotura del material [4-8]. Estos modelos, desarrollados por Curran, Seaman y Shockey se basan en el ajuste experimental de formas simples para las leyes de nucleación y crecimiento de microcavidades [4-6] o microfisuras [4-7]. Sobre una base similar, se ha presentado igualmente un modelo de rotura dinámica por nucleación y crecimiento de microbandas de cortante adiabático [8].



Por otra parte, Johnson [9] ha aplicado un modelo de crecimiento de cavidades sometidas a una tensión hidrostática, desarrollado previamente por Carroll y Holt [10], al análisis numérico unidimensional de la rotura dinámica por ondas de tensión [11-13] (*scabbing* o *spalling*, en inglés). Este tipo de rotura se caracteriza por la formación de una cavidad interior en el material, motivada por la reflexión como onda de tensión de una onda inicial de compresión que incide sobre una superficie libre cercana. Este fenómeno fue estudiado en profundidad por primera vez por Rinehart [11,12], y en la referencia [13] puede hallarse una amplia revisión bibliográfica sobre el tema. Los modelos antes referidos [9,10], suponen que el daño microestructural se produce por crecimiento plástico de microcavidades. En ellos se determinan formas específicas para la ecuación dinámica del incremento de la porosidad del material, para el caso de un material perfectamente plástico [10] o viscoplástico [9]. Por su parte, Cochran y Banner [14] han desarrollado un modelo empírico para este mismo tipo de rotura, aplicable a un caso unidimensional, y basado en ciertos parámetros experimentales de definición simple.

En este trabajo, se aplica un modelo de rotura dinámica desarrollado previamente por el autor [15], al caso de rotura dinámica por ondas de tensión en chapas metálicas de aluminio y cobre. El modelo en cuestión se basa en los modelos de Johnson [9] y Carroll y Holt [10], y extiende la validez de estos al caso en que se tiene endurecimiento por deformación plástica, ablandamiento térmico, y diversas formas de comportamiento viscoplástico [15]. Además, en la referencia [15] se ha empleado un procedimiento matemático ideado por Gurson [16], para extender la validez del modelo en cuestión a un estado tensional general, esto es, cuando actúan simultáneamente tensiones hidrostáticas y desviadoras. Esta versión del modelo admite además un comportamiento viscoplástico del material.

En una primera parte, se exponen los principales aspectos del modelo de rotura dinámica a utilizar. Luego, se describen los resultados experimentales obtenidos al ensayar las placas metálicas. A continuación se presentan los resultados de la simulación numérica de tales experiencias, empleando el referido modelo de rotura dinámica. Finalmente, se compara el grado de correspondencia entre ambos y se discuten las posibles modificaciones que se podrían introducir en el modelo con el fin de mejorar su grado de aproximación a la realidad.

## 2. MODELO DE ROTURA DINAMICA.

El modelo en cuestión ya ha sido presentado ampliamente en la Referencia [15], por lo cual nos limitaremos aquí a los principales aspectos en relación con la aplicación que de él se hará en este trabajo. Así, nos centraremos en las expresiones correspondientes al crecimiento dinámico de microporos en presencia de un estado tensional general, esto es, cuando actúan simultáneamente tensiones hidrostáticas y desviadoras.

La hipótesis fundamental del modelo radica en que el daño microestructural se debe al crecimiento dinámico de cavidades de forma esférica, por efecto de las elevadas tensiones que actúan sobre el material. Se supone que el material obedece a un comportamiento rígido-plástico. Por efecto de la tensión hidrostática presente el material tiende a expandirse uniformemente, a expensas de un incremento del volumen de las microcavidades en él contenidas. Las tensiones desviadoras, por su parte,

tenderán a distorsionar las cavidades sin alterar ni su volumen ni el volumen global del material. De acuerdo con lo anterior, se supondrá que el campo de las velocidades de deformación  $\dot{\epsilon}_{ij}$  en torno a una cavidad tiene la forma:

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}'_{ij} + \delta_{ij} h_{ij} \dot{\epsilon}_v \quad (1)$$

en que los  $\dot{\epsilon}'_{ij}$  corresponden a un campo uniforme de velocidades de deformación desviadora,  $\delta_{ij}$  es la función delta de Kronecker y  $\dot{\epsilon}_v$  es la velocidad de deformación volumétrica macroscópica del material. Tomando el origen de coordenadas en el centro de una cavidad genérica, podemos expresar los  $h_{ij}$  en coordenadas esféricas como:

$$h_{rr} = \frac{2}{3}(b/r)^3 \quad (2a)$$

$$h_{\theta\theta} = h_{\phi\phi} = -h_{rr}/2 \quad (2b)$$

en que los subíndices  $r, \theta$  y  $\phi$  tienen su significado habitual, y  $b$  representa el radio de influencia en torno a cavidad. El valor de dicho radio es tal que se cumple:

$$\xi = (a/b)^3 \quad (3)$$

en que  $a$  es el radio de las microcavidades y  $\xi$  es la porosidad del material. Siguiendo el procedimiento ideado por Gurson [16], se puede estimar la tensión hidrostática en equilibrio con el campo de velocidades de deformación definido por la ecuación (1), en ausencia de fuerzas de inercia. Esta resulta ser:

$$\Sigma_v = \int_{\xi}^1 \sigma_e \partial \dot{\epsilon}' / \partial \dot{\epsilon}_v \, d\lambda \quad (4)$$

en que  $\lambda = (r/b)^3$ ,  $\sigma_e$  es la tensión de fluencia y  $\dot{\epsilon}$  es la velocidad local de la deformación plástica equivalente. Para el caso de un material perfectamente plástico, en que  $\sigma_e = \sigma_0$ , la ecuación anterior se convierte en:

$$\Sigma_v = \frac{2\sigma_0}{3} \ln \left( \frac{(\dot{\epsilon}_v^2 + \xi^2 (3\dot{\epsilon}'/2)^2)^{1/2} + \dot{\epsilon}_v}{\xi ((\dot{\epsilon}_v^2 + (3\dot{\epsilon}'/2)^2)^{1/2} + \dot{\epsilon}_v)} \right) \quad (5)$$

en que  $\dot{\epsilon}' = (2\dot{\epsilon}'_{ij}\dot{\epsilon}'_{ij}/3)^{1/2}$  es la velocidad de deformación plástica desviadora macroscópica. Por su parte, la tensión desviadora en equilibrio con el campo de velocidades expresado por la ecuación (1), será:

$$\Sigma_D = \int_{\xi}^1 \sigma_e \partial \dot{\epsilon}' / \partial \dot{\epsilon}' \, d\lambda \quad (6)$$

Nuevamente, para el caso de un material perfectamente plástico, la ecuación anterior se convierte en:

$$\Sigma_D = \frac{2\sigma_0}{3\dot{\epsilon}'^2} \left( (\dot{\epsilon}_v^2 + (3\dot{\epsilon}'/2)^2)^{1/2} - (\dot{\epsilon}_v^2 + \xi^2 (3\dot{\epsilon}'/2)^2)^{1/2} \right) \quad (7)$$

Las expresiones anteriores son válidas en rigor sólo cuando las componentes de inercia son despreciables. En un caso dinámico como el que nos ocupa, es necesario sin embargo tomar en cuenta apropiadamente dichos efectos. Así, podemos evaluar el término resistente asociado a los términos de inercia simplemente como [15]:

$$\Sigma_{VI} = \rho \int a \cdot \partial v / \partial \dot{\epsilon}_v \, dV \quad (8)$$

para la componente volumétrica y como:

$$\Sigma_{DI} = \rho \int a \cdot \partial v / \partial \dot{\epsilon}' \, dV \quad (9)$$

para la componente desviadora. En las ecuaciones anteriores  $a$  y  $v$  corresponden a los vectores de aceleración y velocidad, respectivamente. Después de algunas manipulaciones, se obtiene que [15]:

$$\Sigma_{VI} = \frac{\rho a_0^2 (1 - \xi_0)^{2/3}}{3 \xi_0^{2/3}} Q(\ddot{\xi}, \dot{\xi}, \xi) + \rho \frac{\dot{\epsilon}'^2}{4} a_0^2 \frac{(1 - \xi_0)^{2/3}}{\xi_0^{2/3} (1 - \xi)^{2/3}} (1 - \xi^{2/3}) \quad (10)$$

en que la función  $Q$  está dada por:

$$Q(\ddot{\xi}, \dot{\xi}, \xi) = \ddot{\xi} I_1(\xi) + \dot{\xi}^2 I_2(\xi) \quad (11)$$

siendo:

$$I_1(\xi) = \frac{\xi^{-1/3} - 1}{1 - \xi^{5/3}} \quad (12)$$

e:

$$I_2(\xi) = \frac{12(\xi^{-1/3} - 1) - \xi^{-4/3} + 1}{6(1 - \xi^{8/3})} \quad (13)$$

Por su parte, la contribución a las tensiones desviadoras debidas a los términos de inercia serán, en un sistema cartesiano de direcciones principales de deformación:

$$s_{ij} = \frac{\rho}{5} a_0^2 (1 - \xi^{5/3}) \frac{(1 - \xi_0)^{2/3}}{\xi_0^{2/3} (1 - \xi)^{2/3}} (\dot{\epsilon}'_j{}^2 + \dot{\epsilon}'_i \dot{\epsilon}'_j - \dot{\epsilon}'^2/2) \quad (14)$$

Así, en un estado tensional general, en que la tensión hidrostática es  $S_m$ , y las tensiones desviadoras son  $S_j$ , las ecuaciones del equilibrio dinámico serán [15]:

$$S_m = \Sigma_v + \Sigma_{VI} \quad (15)$$

para la componente hidrostática, y:

$$S_j = \frac{2}{3} \Sigma_D \frac{\dot{\epsilon}'_j}{\dot{\epsilon}'_i} + s_{ij} \quad (16)$$

para las componentes desviadoras.

En la referencia [15] se han deducido expresiones particulares para  $\Sigma_v$  y  $\Sigma_D$ , para el caso en que el material obedece a diversas formas de comportamiento viscoso que, dada su complejidad, no se incluyen aquí.

Así, las ecuaciones (15) y (16) pueden ser incorporadas en un código computacional con el fin de seguir el incremento que experimenta la porosidad en el material cuando éste es sometido a elevadas tensiones de tracción. El procedimiento en particular se ha descrito en la referencia [15].

### 3. EXPERIMENTACION.

En esta Sección se describen los resultados de la

experimentación en chapas metálicas de aluminio y cobre. Dichas probetas fueron sometidas a carga por explosión en la manera indicada en la Figura 1. Entre el explosivo y la chapa se situó una placa intermedia cuyo objetivo era controlar la magnitud máxima del pulso que en definitiva actuaba sobre la chapa metálica en cuestión. De este modo, con una misma altura de carga del explosivo era posible obtener pulsos de carga de diferente magnitud, variando simplemente el espesor de la placa intermedia. Las probetas metálicas consistían en discos de 100 mm de diámetro y 20 mm de espesor. La sección sobre la que se aplicaba la carga era un círculo de 30 mm de diámetro centrado sobre el eje de simetría de la probeta. Durante las experiencias se situaron sensores de presión en la superficie de la sección sobre la que se aplicaba la carga por explosión. De este modo, fue posible determinar la presión máxima ejercida sobre el área atacada por la explosión, en función de la distancia al eje de simetría. El tiempo necesario para alcanzar el máximo valor de la presión era de a lo sumo 1.0  $\mu$ s, y dependía de la distancia al eje de simetría. Después de alcanzado dicho valor, la descarga se producía con bastante rapidez, de una manera aproximadamente exponencial.

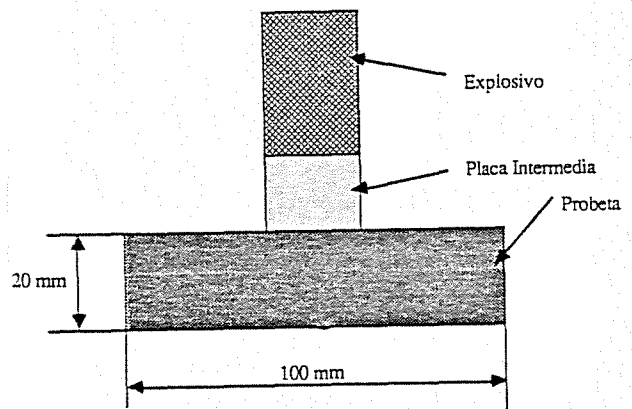


Figura 1. Esquema de la configuración de carga empleada en las experiencias de carga por explosión.

En la Figura 2 se muestra una macrografía con el aspecto que muestra una probeta de aluminio sometida a una presión máxima de carga de 12.4 GPa, después de realizada la experiencia. En ella pueden apreciarse indicios de rotura múltiple por ondas de tensión. También puede verse que el labio inferior originado por la rotura de la placa tiene un espesor promedio de unos 4 mm, y un ancho aproximado de unos 40 mm. Además, en la Figura 3 se muestra la micrografía correspondiente al caso en que la probeta de aluminio fue sometida a una presión máxima de 10.2 GPa. En ella puede apreciarse que la rotura se ha producido de una manera bastante limpia, y según un único plano de rotura. El labio inferior debido a la rotura de la placa tiene en este caso un espesor aproximado de 3.6 mm, y un ancho de unos 31 mm. En la Figura 4 se muestra una micrografía del caso en que la probeta de aluminio fue sometida a una presión máxima de 8.4 GPa. En ella es aún más claro que la rotura se inicia a lo largo de un único plano bien definido. En este último caso el labio inferior ocasionado por la rotura tiene un espesor promedio de unos 3 mm, y un ancho de unos 30 mm, aproximadamente.

En la Figura 5 se muestra un aspecto que presenta la microestructura de una probeta de aluminio después de haber sido sometida a una presión máxima de 6.0 GPa. En ella se aprecia una serie de grandes cavidades que parecen haber progresado ya sea por crecimiento o por

coalescencia con otras cavidades más pequeñas, junto a un gran número de microcavidades más pequeñas las que, dado su pequeño tamaño, parecen ser el resultado de un proceso de nucleación.

Por otra parte, en la Figura 6 se muestra el aspecto que ofrece una probeta de cobre, después de haber sido sometida a una presión de carga máxima, por efecto de la explosión, de 10.0 GPa. En ella se ve que el espesor del labio ocasionado por la rotura de la probeta tiene un espesor promedio de unos 4 mm, y un ancho aproximado de 49 mm. También se verificó por inspección microscópica que en este caso la rotura parecía proceder por un mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades.

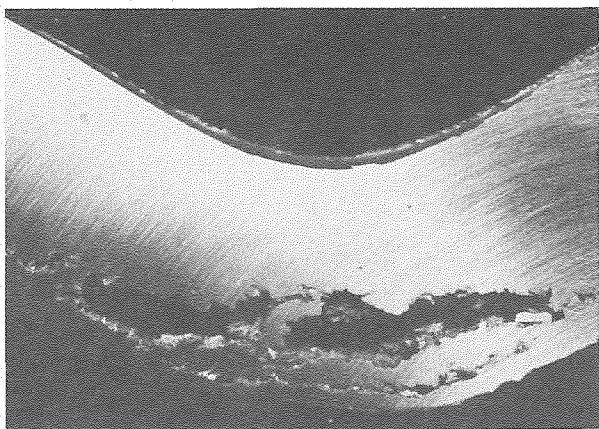


Figura 2. Aspecto que ofrece la probeta de aluminio, tras haber sido sometida a una presión máxima de carga de 12.4 GPa (2x, amplificada en un 12%).

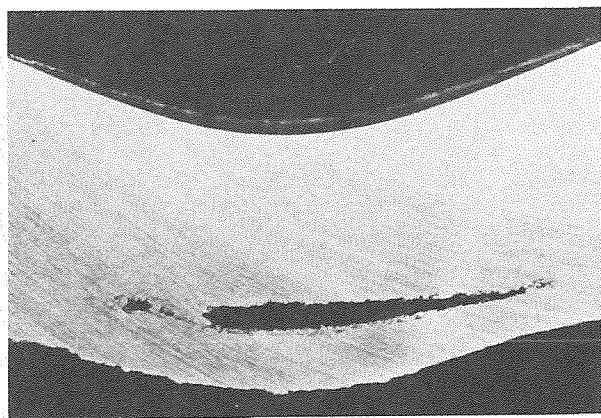


Figura 3. Aspecto que ofrece la probeta de aluminio, tras haber sido sometida a una presión máxima de carga de 10.2 GPa (2x, amplificada en un 13%).

#### 4. ANALISIS NUMERICO.

Las ecuaciones constitutivas presentadas en la Sección 2 fueron implementadas en un código de ordenador basado en un esquema de diferencias finitas con integración explícita en el tiempo. La formulación utilizada admitía la dependencia de la tensión de fluencia con la velocidad de deformación. Los detalles se han descrito en la Referencia [15], por lo que sólo nos centraremos en los aspectos más importantes. La modelización se efectuó en condiciones de simetría axial, empleando una malla compuesta de 986

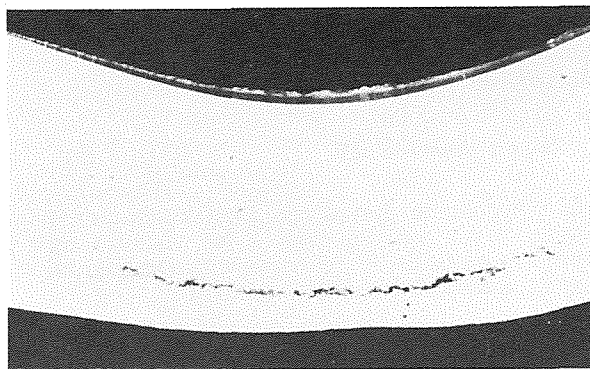


Figura 4. Aspecto que ofrece la probeta de aluminio, tras haber sido sometida a una presión máxima de carga de 8.4 GPa (2x, amplificada en un 12%).

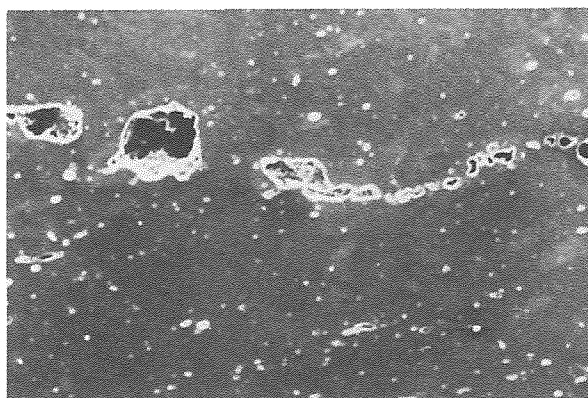


Figura 5. Aspecto de la microestructura del aluminio después de haber sido sometida la probeta a una presión máxima de 6.0 GPa, en la que se aprecian cavidades relativamente grandes (40.8x, amplificada en un 4%).

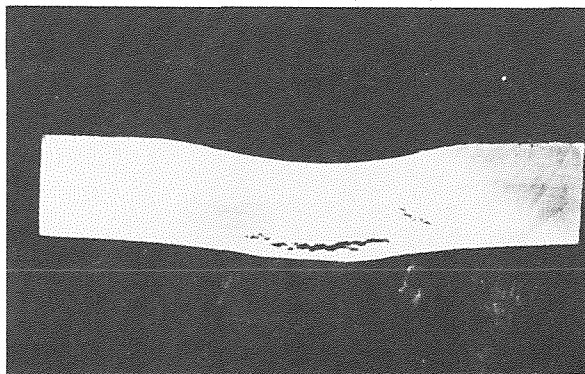


Figura 6. Aspecto que ofrece la probeta de cobre, tras haber sido sometida a una presión máxima de carga de 10.0 GPa (0.75x, amplificada en un 17%).

nodos y 924 cuadriláteros que representaban la mitad del plano diametral de la probeta, esto es, una región de 50 mm de radio y 20 mm de altura. La presión debida a la acción del explosivo fue considerada en forma de cargas puntuales aplicadas sobre los nodos de la parte superior de la malla, y dentro de una distancia de 15 mm del eje de simetría, de acuerdo con las condiciones de carga experimental. El análisis numérico se prolongó hasta los 7.0  $\mu$ s en el caso del aluminio, y hasta los 10.0  $\mu$ s en el caso del cobre, tiempos para los cuales el daño microestructural ocasionado por el paso de las ondas de

tensión ya se había completado.

En la Figura 7 se muestra la malla deformada correspondiente a una probeta de aluminio cuando ha sido sometida a una presión de carga máxima de 6.0 GPa, para un tiempo de 7.0  $\mu$ s, en el cual se muestran las isolíneas de porosidad del material correspondientes a tal tiempo. Estos permiten apreciar una gran zona en que la porosidad ha excedido un valor de 0.05, llegando incluso a alcanzarse valores del orden de 0.15 en una pequeña zona cerca del eje de simetría. En la Figura 8 se aprecia, por su parte, la configuración deformada para una probeta de aluminio cuando la presión máxima de carga es de 8.4 GPa. En ellas puede apreciarse un fuerte incremento del tamaño de la zona dañada respecto del caso de la Figura 7. Sin embargo, los valores máximos de porosidad que se alcanzan son similares a los de aquel caso. Igual cosa se aprecia en la Figura 9, para el caso de una presión máxima de carga de 10.2 GPa, en que la zona dañada también aumenta notoriamente en tamaño, aunque los valores máximos de porosidad no aumentan demasiado. No obstante, en la Figura 10, que corresponde a una presión máxima de 12.4 GPa, se observa para un tiempo de 7.0  $\mu$ s un apreciable aumento del máximo valor de la porosidad, como asimismo un importante deterioro estructural de la probeta en la zona en cuestión. De hecho, en dicha Figura se manifiesta una clara tendencia a la aparición de dos máximos de porosidad, sugiriendo la presencia de rotura múltiple por ondas de tensión. Este hecho está en acuerdo cualitativo con las observaciones experimentales.

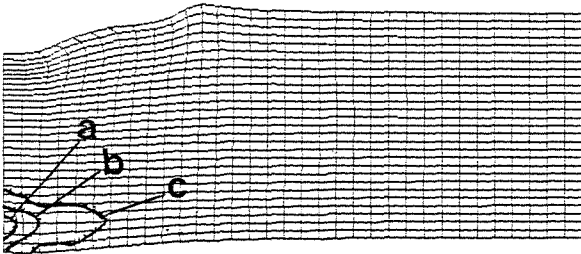


Figura 7. Configuración de la malla deformada para un tiempo de 7.0  $\mu$ s, correspondiente al caso de una probeta de aluminio sometida a una presión máxima de 6.0 GPa. Las isolíneas de porosidad corresponden a valores de: a) 0.15; b) 0.10 y c) 0.05.

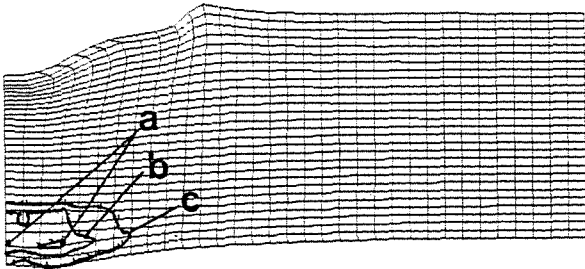


Figura 8. Configuración de la malla deformada para un tiempo de 7.0  $\mu$ s, correspondiente al caso de una probeta de aluminio sometida a una presión máxima de 8.4 GPa. Las isolíneas de porosidad corresponden a valores de: a) 0.15; b) 0.10 y c) 0.05.

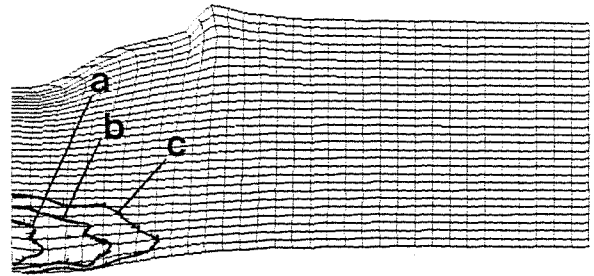


Figura 9. Configuración de la malla deformada para un tiempo de 7.0  $\mu$ s, correspondiente al caso de una probeta de aluminio sometida a una presión máxima de 10.2 GPa. Las isolíneas de porosidad corresponden a valores de: a) 0.15; b) 0.10 y c) 0.05.

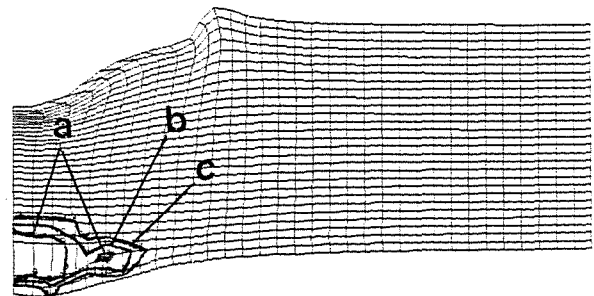


Figura 10. Configuración de la malla deformada para un tiempo de 7.0  $\mu$ s, correspondiente al caso de una probeta de aluminio sometida a una presión máxima de 12.4 GPa. Las isolíneas de porosidad corresponden a valores de: a) 0.20; b) 0.15 y c) 0.10.

Por último, en la Figura 11 se muestra la malla deformada y las correspondientes isolíneas de porosidad correspondientes a la probeta de cobre sometida a una presión máxima de 10.0 GPa, para un tiempo de 10.0  $\mu$ s después de iniciado el proceso de carga. En ella se aprecia que la porosidad ha alcanzado valores mayores que 0.1 en una región de apreciable tamaño, con un valor máximo de 0.3 cerca del eje de simetría, lo cual implica un daño de muy importante magnitud en esta última zona.

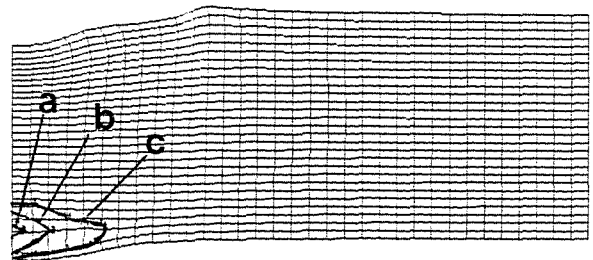


Figura 11. Configuración de la malla deformada para un tiempo de 10.0  $\mu$ s, correspondiente al caso de una probeta de cobre sometida a una presión máxima de 10.0 GPa. Las isolíneas de porosidad corresponden a valores de: a) 0.3; b) 0.2 y c) 0.1.

## 5. DISCUSION.

Las experiencias de carga por explosión realizadas en probetas de aluminio y cobre pusieron de manifiesto que en ellas la rotura dinámica por ondas de tensión es un fenómeno que transcurre efectivamente por la nucleación, el crecimiento y la coalescencia de cavidades que pueden considerarse como esféricas a efectos del análisis del problema.

En primer lugar, puede apreciarse en las Figuras 2, 3 y 4 que la rotura dinámica por ondas de tensión en los casos estudiados se desarrolla a lo largo de una angosta zona, casi asimilable a un plano de rotura. Observaciones más detalladas del plano de rotura para el caso de una presión máxima de carga de 10.8 GPa han puesto de manifiesto que la apertura del plano de rotura después de la experiencia es del orden de 200  $\mu\text{m}$  [15]. Además, el contorno de labio superior no es, por lo general, el contorno negativo del labio inferior, sino que con frecuencia tiene concavidad contraria, signo claro de que se ha producido coalescencia de microcavidades. Igualmente, se han apreciado señas inequívocas de que algunas cavidades, han ido "devorando" a cavidades más pequeñas durante su crecimiento. Además, se ha apreciado en algunos casos, la tendencia de las cavidades a concentrarse a lo largo de ciertas superficies que podrían corresponder a bordes de grano, para desarrollar un plano de rotura a lo largo de ellas. Sin embargo, la nucleación de nuevas cavidades no parece tener un sitio preferente para manifestarse, lo cual indicaría que dicho fenómeno podría verse favorecido ya sea por la presencia de inclusiones o por heterogeneidades submicroscópicas del material. Además, queda claro que la contribución de la nucleación a la porosidad global del material tiene cierta importancia.

A pesar de que en el modelo de crecimiento dinámico de las microcavidades implementado en el código de ordenador no se ha incluido el efecto de la nucleación y de la coalescencia de cavidades, puede verse que las predicciones numéricas acerca de las zonas en que se produce la rotura se ajustan bastante bien a las observaciones experimentales correspondientes. Naturalmente, puesto que el modelo considerado no toma en cuenta el efecto de coalescencia de cavidades, las predicciones numéricas deben limitarse a las etapas iniciales de la rotura. En líneas generales, podemos decir que la simulación numérica tiende a predecir una zona dañada que coincide aproximadamente en posición y tamaño con la rotura observada experimentalmente. No obstante, las zonas dañadas predichas por el cálculo numérico tienden a ser más anchas y más cortas que su contrapartida experimental. Este fenómeno puede relacionarse con el hecho de que en el desarrollo del plano de rotura, intervienen fenómenos no considerados en el modelo presentado en este trabajo, cual es el caso de la nucleación y coalescencia de cavidades, y de la presencia de planos preferenciales en los que la rotura se ve favorecida. Algunos de estos problemas han sido abordados en la Referencia [15].

En conclusión, podemos decir que, aunque las predicciones numéricas guardan cierto grado de acuerdo con la experimentación, su capacidad predictiva se ve limitada por el hecho de que el modelo de rotura sólo considera el efecto de crecimiento de las cavidades. Se espera que al tomar en cuenta también los efectos de coalescencia y nucleación de microcavidades, como asimismo el de la existencia de planos privilegiados para la rotura, tales como los bordes de grano, se podría obtener aún un mejor grado de acuerdo con los resultados experimentales.

## 6. REFERENCIAS.

- 1) L. Davison y A.L. Stevens (1972), "Continuum Measure of Spall Damage", *J. Appl. Phys.*, **43**, pp.988-994.
- 2) L. Davison y A.L. Stevens (1973), "Thermo-mechanical Constitution of Elastic Bodies", *J. Appl. Phys.*, **44**, p.668-674.
- 3) L. Davison, A.L. Stevens y M.E. Kipp (1977), "Theory of Spall Damage Accumulation in Ductile Metals", *J. Mech. Phys. Solids*, **25**, pp.11-28.
- 4) D.R. Curran, L. Seaman y D. Shockey (1977), "Dynamic Failure in Solids", *Physics Today*, **30**, pp.46-55.
- 5) L. Seaman, D.R. Curran y D.A. Shockey (1976), "Computational Models for Ductile and Brittle Fracture", *J. Appl. Phys.*, **47**, pp.4814-4826.
- 6) D.R. Curran, L. Seaman y D.A. Shockey (1987), "Dynamic Failure of Solids", *Physics Reports*, **147**, pp.254-388.
- 7) L. Seaman, D.R. Curran y W.J. Murri (1985), "A Continuum Model for Dynamic Tensile Microfracture and Fragmentation", *J. Appl. Mech.*, **52**, pp.593-600.
- 8) D.C. Ehrlich, L. Seaman y D.A. Shockey (1977), "Development and Application of a Computational Shear Band Model", SRI Report, Project PYU 5084.
- 9) J.N. Johnson (1981), "Dynamic Fracture and Spallation in Ductile Solids", *J. Appl. Phys.*, **52**, pp.2812-2825.
- 10) M.M. Carroll y A.C. Holt (1972), "Static and Dynamic Pore Collapse Relations for Ductile Porous Materials", *J. Appl. Phys.*, **43**, pp.1626-1636.
- 11) J. S. Rinehart (1951), "Some Quantitative Data Bearing on the Scabbing of Metals Under Explosive Attack", *J. Appl. Phys.*, **22**, pp.555-560.
- 12) J. S. Rinehart (1952), "Scabbing of Metals Under Explosive Attack: Multiple Scabbing", *J. Appl. Phys.*, **23**, pp.1229-1233.
- 13) M.A. Meyers y C.T. Aimone (1983), "Dynamic Fracture (Spalling) of Metals", *Progress Mat. Sci.*, **28**, pp.1-96.
- 14) S. Cochran y D. Banner (1977), *J. Appl. Phys.*, "Spall Studies in Uranium", *J. Appl. Phys.*, **48**, pp.2729-2737.
- 15) R. Cortés (1989), "Modelización de la Fractura y el Comportamiento Mecánico de Materiales Metálicos a Altas Velocidades de Deformación", Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.
- 16) A.L. Gurson (1977), "Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media", *J. Engng. Mater. Technol.*, **99**, pp.2-15.

## EVALUACION DE PARAMETROS DE MODELOS DE DIFUSION DE HIDROGENO

M.A. Astiz

E.T.S.I. Aeronáuticos  
Universidad Politécnica de Madrid

## RESUMEN

En este trabajo se presentan diversos modelos de difusión de hidrógeno en materiales metálicos y se aplican al estudio del ensayo de permeabilidad. Se propone un método de identificación de parámetros de estos modelos basado en el ajuste de las curvas de flujo por mínimos cuadrados a partir de un esquema de diferencias finitas en el tiempo y en el espacio. Este método es aplicable a aceros débilmente aleados en combinación con el análisis de tensiones por elementos finitos con el fin de estudiar fenómenos de corrosión bajo tensión.

## ABSTRACT

Several hydrogen diffusion models are presented in this paper to be applied to the study of permeation experiments. A parameter identification method is proposed; the method is based on a finite difference scheme to solve the differential equations and a least square approximation of the flux curves. This method is applicable to low alloy steels in combination with finite element stress analysis to model stress corrosion effects.

## 1.- INTRODUCCION

Gran parte de los fenómenos de fractura se originan e incluso se potencian a partir de procesos electroquímicos. Este es el caso de la corrosión bajo tensión y de la corrosión-fatiga. De entre estos procesos es conocida desde hace tiempo [1] la incidencia de aquellos que resultan en la producción de hidrógeno y su posterior absorción por el material. En efecto, el hidrógeno presente en la malla cristalina y especialmente en los defectos de los materiales metálicos (microfisuras, impurezas, dislocaciones, etc.) reduce la resistencia y, sobre todo, la ductabilidad de dichos materiales [2].

El estudio de estos efectos requiere un conocimiento de la distribución del hidrógeno a lo largo de la estructura. Pero, dada su gran fugacidad, es muy difícil llegar a este conocimiento por medios experimentales. Por ello es preciso recurrir al estudio del

movimiento del hidrógeno por métodos analíticos para poder, en un futuro, interpretar las roturas por corrosión, corrosión bajo tensión y corrosión-fatiga.

El transporte de hidrógeno se produce mediante un mecanismo de difusión semejante al que se puede observar en otros campos de la física y cuyos distintos modelos y métodos numéricos asociados están expuestos en [3]. Sin embargo, el objeto de este trabajo no consiste en el estudio de los métodos numéricos sino en el análisis de los modelos de difusión bajo la óptica de los métodos experimentales asociados.

En efecto, como a menudo ocurre en modelos de carácter fundamentalmente fenomenológico, es a veces más sencillo formular un nuevo modelo que identificar sus parámetros. Al plantear este problema nos encontramos con el permanente dilema entre aumentar el número de parámetros y por lo tanto la precisión de un modelo, y mantener el significado físico de dichos parámetros. Si, por otra parte, no se dispone de una gran variedad de ensayos como en el caso del estudio de la difusión de hidrógeno, la identificación de los parámetros del modelo se convierte en un problema de difícil solución.

A lo largo de este trabajo se expondrán brevemente las características de los principales modelos considerados para después aplicarlos al ensayo de permeabilidad. Seguidamente se analizarán distintos métodos de identificación de parámetros y se aplicarán a ejemplos concretos.

## 2.- MODELOS DE DIFUSION

La difusión de hidrógeno se estudia sobre la base de los modelos de transporte basados en la ecuación de Fourier

$$\dot{c} = \text{grad} \cdot (D \text{ grad } c) \quad (1)$$

donde  $c$  es la concentración de hidrógeno y  $D$  la difusividad. Este parámetro depende del material, de su microestructura, de su estado de tensiones y de deformaciones, de la temperatura, etc. Dado que estas influencias hacen que la difusividad deje de ser uniforme a lo largo del material e incluso la ecuación diferencial (1) deje de ser válida, se han



propuesto varios modelos que tratan de separar el papel de cada una de las causas que alteran la ecuación (1).

Si en un principio no se consideran aquellos modelos que tienen en cuenta el estado de tensiones o deformaciones, nos encontramos con que el hecho que modifica más sustancialmente el fenómeno clásico de difusión es la presencia de las llamadas trampas (ver, por ejemplo, [4 y 5]): microfisuras, impurezas, dislocaciones y en general toda zona de bajo potencial que actúe como un acumulador de hidrógeno (en muchas ocasiones irreversible).

La forma clásica de tratar la presencia de trampas es la basada en el modelo de McNabb y Foster [6]. En dicho modelo se supone que existe un número de trampas por unidad de volumen,  $N$ , cada una de las cuales contiene una cantidad de hidrógeno que, referida al volumen unitario del material, supone una concentración  $\theta$ . Si además se supone que sólo existe difusión a través de la malla cristalina (no a través de las trampas), el flujo de hidrógeno servirá para incrementar en cada punto la cantidad de hidrógeno libre y el cautivo en las trampas:

$$\dot{c} + N \dot{\theta} = \text{grad} \cdot (D \text{ grad } c) \quad (2)$$

Simultáneamente el intercambio de hidrógeno entre la malla cristalina y las trampas se rige por una relación que expresa que el flujo de hidrógeno de malla a trampas y de trampas a malla es proporcional a la concentración en la malla y en las trampas respectivamente:

$$\dot{\theta} = kc(1-\theta) - p\theta \quad (3)$$

que en la práctica se reduce a una relación lineal ya que el volumen relativo de hidrógeno es muy pequeño:

$$\dot{\theta} = kc - p\theta \quad (4)$$

La idea generatriz del modelo de McNabb y Foster ha sido generalizada posteriormente por diversos autores [7-9]. Dicha generalización consiste en tener en cuenta la presencia de diversos tipos de trampas con velocidad de intercambio de hidrógeno diferentes en cada caso. En este caso es conveniente definir para la malla ( $i=1$ ) y para cada tipo de trampa ( $i=1,2,3,\dots$ ) una concentración de hidrógeno,  $c_i$ , referida a la unidad de volumen del material para que dichas concentraciones sean directamente sumables. En estas condiciones la ecuación (4) se sustituiría por:

$$\dot{c}_i = \sum a_{ij} c_j \quad (i=2,\dots,n; j=1,\dots,n) \quad (5)$$

La expresión anterior supone que el intercambio de hidrógeno se puede producir también entre distintos tipos de trampas. Dado lo poco plausible de esta hipótesis y el gran número de parámetros que se introducirían en el modelo al aumentar el número de trampas (parámetros que serían en cualquier caso, de muy difícil determinación), está generalmente aceptado suponer que la interacción entre los distintos tipos de trampas sólo se puede

producir a través de la malla cristalina por lo que la ecuación (5) se convertiría en:

$$\dot{c}_i = c_i/\tau_{1i} - c_i/\tau_i \quad (6)$$

en donde se pone de relieve el signo de los dos términos que definen el flujo neto de hidrógeno entre la malla y cada tipo de trampas. La ecuación (6) es ligeramente distinta en el modelo de Leblond y Dubois [8] ya que estos autores suponen que la constante  $\tau_{1i}$  que define el flujo de la malla a las trampas es función únicamente del volumen relativo de cada trampa: estas son las llamadas trampas "físicas", es decir aquellas que tienen igual probabilidad de capturar el hidrógeno de la malla a igualdad de volumen relativo. En cierto modo esta hipótesis también está contemplada en la ecuación (6) al no aparecer específicamente en la formulación presentada el volumen relativo de cada trampa sino sólo la concentración de hidrógeno referida al volumen del sólido.

La ecuación de difusión sería semejante a la (2) salvo que tendría en cuenta la cantidad total de hidrógeno como suma de las concentraciones en la malla y en cada una de las trampas:

$$\sum \dot{c}_i = \text{grad} \cdot (D \text{ grad } c_i) \quad (7)$$

Las constantes  $\tau_{1i}$  y  $\tau_i$  se pueden relacionar con las solubilidades,  $S_i$  y  $S_i$ , o concentraciones a tiempo indefinido a través de la ecuación:

$$S_i = (\tau_{1i}/\tau_i) S_1 \quad (8)$$

El modelo presentado es válido en ausencia de tensiones o deformaciones. En el caso de que coexistan la sollicitación mecánica y la difusión del hidrógeno, el modelo anterior se puede modificar de muchas formas [3]. La más antigua consiste en variar la ecuación de difusión (7) introduciendo unos términos que dependen de la tensión hidrostática lo cual equivale a no considerar trampas y suponer que la solubilidad,  $S$ , es función de dicha tensión hidrostática a través de la ecuación:

$$S = c_0 \exp(V^*S/RT) \quad (9)$$

donde  $C_0$  es una concentración de referencia,  $V^*$  es el volumen parcial molar de hidrógeno,  $S$  la tensión hidrostática,  $R$  la constante universal de los gases y  $T$  la temperatura absoluta. En estas condiciones la ecuación de la difusión se convertiría en:

$$\dot{c} = \text{grad} \cdot [DS \text{ grad } (c/S)] \quad (10)$$

También en la misma línea se puede suponer que la solubilidad es función de la deformación plástica [10] manteniendo la ecuación (10). Alternativamente se podría considerar a las dislocaciones como un determinado tipo de trampas cuyo número y por lo tanto cuyo volumen relativo aumentase con la deformación plástica. En tal caso habría que suponer que la constante  $\tau_{1i}$  es función de la deformación plástica (tal como se sugiere en la ecuación (8)).

Finalmente también existe la posibilidad de representar el movimiento de dislocaciones (y del hidrógeno que puedan tener atrapado) a través de la definición de un tipo de trampas correspondiente a las dislocaciones móviles [11]. En tal caso el flujo de hidrógeno comprendería dos sumandos: el flujo a través de la malla y el flujo soportado por el movimiento de dislocaciones. En el supuesto de que la densidad de dislocaciones móviles se mantenga constante, y de que exista un equilibrio termodinámico permanente entre el hidrógeno de las dislocaciones móviles y el hidrógeno de la malla, la ecuación de difusión (7) se puede sustituir por:

$$\sum \dot{c}_i = \text{grad} \cdot (D \text{ grad } c_1) - B \text{ grad } c_2 \cdot v \quad (11)$$

donde B es una constante que depende de la densidad de las dislocaciones del vector de Burgers y de la energía de activación y v es el vector velocidad de las dislocaciones.

El análisis numérico del proceso de difusión en dos o en 3 dimensiones requiere el uso del método de los elementos finitos al discretizar las ecuaciones diferenciales del problema mediante el procedimiento de los residuos ponderados [3,9].

### 3.- ENSAYO DE PERMEABILIDAD

La comprobación experimental de los distintos modelos de difusión propuestos sólo se puede realizar mediante el ensayo de permeabilidad que ha sido la herramienta utilizada tradicionalmente para la determinación de la difusividad del hidrógeno. [1,12].

En dicho ensayo se hace pasar un flujo de hidrógeno a través de una lámina de pequeño espesor midiéndose la variación del flujo de hidrógeno a lo largo del tiempo hasta que dicho flujo se estabiliza. Este ensayo se suele complementar con el ensayo de descarga en el cual se sigue midiendo el flujo de hidrógeno una vez que se interrumpe el proceso de carga. Ciñéndonos al proceso de carga, las condiciones matemáticas que definen el ensayo son las siguientes: se trata de un problema unidimensional en el espacio en el que la concentración de hidrógeno es función de x y t, c(x,t), siendo x la coordenada normal a las caras de la lámina (0 ≤ x ≤ e). Las condiciones inicial y de contorno son:

$$\begin{aligned} c(x,0) &= 0 & \text{para } 0 < x \leq e \\ c(0,t) &= c_0 & \text{para } t \geq 0 \\ c(e,t) &= 0 & \text{para } t \geq 0 \end{aligned} \quad (12)$$

Existen varios métodos para resolver el problema matemático representado por la ecuación diferencial de la difusión en cualquiera de sus versiones ( (1), (2), (7), (10), (11) ) con las condiciones de contorno (12). Un ejemplo válido para el modelo McNabb y Foster ( (2) + (4) ) se puede encontrar en [13]. Sin embargo parece claro que sólo los métodos numéricos permiten resolver de una

forma sencilla y rápida las ecuaciones de la difusión para cualquiera de los modelos que se han presentado.

En este caso se ha optado por el método de las diferencias finitas tanto para la dimensión temporal como para la dimensión espacial. En la dimensión espacial se utilizan diferencias finitas centrales. En la dimensión temporal se han utilizado dimensiones finitas centrales en el proceso de identificación de parámetros donde es preciso reducir en lo posible el número de ecuaciones, y un método predictor-corrector en la deducción de curvas de flujo en ensayos de permeabilidad con parámetros dados en donde el volumen de cálculo es menor y es por tanto posible recurrir a intervalos temporales y espaciales más pequeños.

Los resultados del ensayo de permeabilidad consisten fundamentalmente en la medición del flujo de salida de hidrógeno que viene definido por la ley de Fick.

$$q = - D \text{ grad } c \quad (13)$$

en donde c es la concentración de hidrógeno en la malla cristalina.

A título de ejemplo se ha representado en la figura 1 la evolución del flujo de salida para el caso en que sólo se considera un tipo de trampas aunque con diversos valores de los coeficientes de interacción con el hidrógeno de la malla cristalina. Como se observa en dicha figura, la presencia de trampas retrasa la salida del hidrógeno aunque el flujo estacionario es independiente de dichas trampas ya que su valor es  $Dc_0/e$ .

Existen otros condicionantes que pueden modificar las curvas de la figura 1 como son la saturación de las trampas o la existencia de valores umbral en las concentraciones que retrasan el intercambio de hidrógeno entre malla y trampas. De hecho, si las trampas son irreversibles, es decir si sólo capturan hidrógeno ( $p \ll k$  en las ecuaciones (3) y (4)), el valor estacionario del flujo disminuye según se demuestra en [13] y se aprecia en una de las curvas de la figura 1. El fenómeno de saturación de las trampas se suele asociar a las trampas irreversibles ([8]) mientras que las reversibles tienen su nivel de hidrógeno limitado por la concentración de equilibrio definida en la ecuación (8).

### 4.- IDENTIFICACION DE PARAMETROS

El método de identificación de parámetros que se propone se refiere únicamente a las constantes que definen el intercambio de hidrógeno entre la malla y las trampas suponiéndose conocidas la difusividad y la concentración en la superficie de entrada: Para ello sólo se cuenta con los datos de las curvas de flujo de salida.

Los métodos existentes en la literatura sólo permiten estimar una difusividad aparente en el caso de trampas reversibles a través de fórmulas basadas en estimar el tiempo



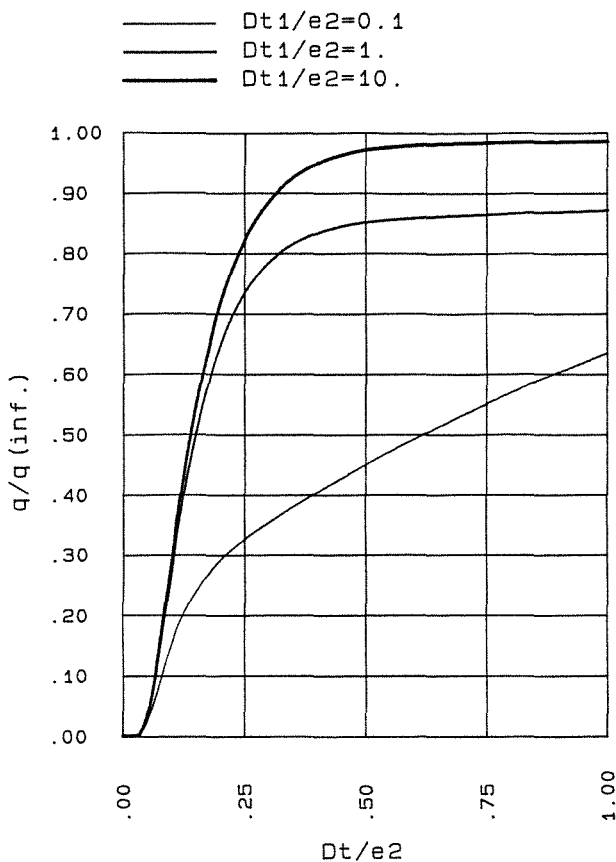


Figura 1. Curvas de flujo en ensayos de permeabilidad para un tipo de trampa y  $\tau_1/\tau_2=0.2$ .

correspondiente al flujo mitad del estacionario ( $0,139e^2/D$ ), o el tiempo de salida de las primeras cantidades apreciables de hidrógeno ( $e^2/15,3D$ ), o el tiempo de estabilización del flujo de salida ( $e^2/6D$ ) [12].

También existen una serie de pautas cualitativas que permiten deducir la existencia de trampas reversibles o irreversibles, efectos de saturación y crecimiento del número de trampas a través de los datos del ensayo de permeabilidad y de algunos datos adicionales (fundamentalmente ensayos realizados a altas temperaturas).

Por contra el método propuesto trata de ajustar los datos del modelo de difusión a los resultados del ensayo de permeabilidad por procedimientos meramente matemáticos. Para ello, al plantear la resolución del problema de permeabilidad por diferencias finitas centrales en dos dimensiones (espacio y tiempo) se obtiene un sistema lineal de ecuaciones:

$$K c = p \tag{14}$$

en donde se ha supuesto que todos los valores de concentraciones ( $c(x,t)$ ,  $0 \leq x \leq e$  y  $0 \leq t \leq t_{max}$ ) se han agrupado en un vector  $c$ ; dichos valores corresponden a dividir el espesor de la membrana,  $e$ , y la duración del ensayo,  $t_{max}$ , en un cierto número de partes no necesariamente iguales (respectivamente  $m$  y  $n$ ). La matriz de coeficientes  $K$  es una matriz en banda pero no

necesariamente simétrica.

Para destacar el papel de los distintos parámetros del modelo de difusión, la matriz  $K$  se puede descomponer según:

$$K = K_0 + a_i K_i \tag{15}$$

donde  $a_i$  es el conjunto de parámetros del modelo ( $\tau_{i1}$  y  $\tau_i$  en la ecuación (6)).

Se define seguidamente el vector de flujos de salida de hidrógeno medidos en los ensayos de permeabilidad,  $q$ , que tendrá  $n$  elementos. Dado que los datos de los ensayos no corresponden necesariamente a los  $n$  instantes de la discretización temporal será preciso utilizar algún método de interpolación para obtener  $q$ : splines cúbicos o mínimos cuadrados.

Estos valores de los flujos también se pueden evaluar a partir de las concentraciones mediante (13), que se puede expresar formalmente mediante el producto matricial  $A c$  donde la matriz  $A$  (de dimensión  $n \times nm$ ) contiene las operaciones de diferencias finitas necesarias para el cálculo de flujos en la superficie de salida.

Por lo tanto el problema de identificación de parámetros se puede plantear como el de minimización de la norma del vector  $q - A c$  lo que se traduce en el sistema de ecuaciones

$$dc^T A^T (q - A c) = 0 \tag{16}$$

en donde  $dc$  representa el vector de variaciones de  $c$  producidas por variaciones de los parámetros del modelo, y se puede evaluar diferenciando (15) para lo cual se supondrá que también el vector de términos independientes,  $p$ , puede ser función de los parámetros del modelo

$$K dc + K_i c da_i = b_i da_i \tag{17}$$

El vector  $b_i$  es nulo en el modelo propuesto pero se mantendrá en la formulación para tener en cuenta en un futuro valores umbral o de saturación en las concentraciones.

Mediante (17) las ecuaciones de minimización de las diferencias de flujo (16) se transforman en:

$$f_i = v_i^T \cdot w = 0 \tag{18}$$

siendo

$$v_i = K^{-1} (b_i - K_i c) \tag{19}$$

$$w = A^T (q - A c) \tag{20}$$

Las ecuaciones (18) forman un sistema no lineal cuyas incógnitas son los parámetros del modelo,  $a_i$ . Para su solución se utiliza el método de Newton-Raphson en el que se calculan las variaciones de los valores de los parámetros en cada iteración mediante la expresión:

$$da^{k+1} = - K_T^{-1} f^k \tag{21}$$

en la que se han agrupado los parámetros  $a_i$  y los residuos  $f_i$  en sendos vectores  $y_i$  el superíndice  $k$  es el contador del número de iteraciones. La matriz  $K_T$  es simétrica y se define mediante la expresión:

$$K_{Tij} = \partial f_i / \partial a_j = \quad (22)$$

$$- (v_i^T K_j^T + v_j^T K_i^T) K^{-1T} w - v_i^T A^T A v_j$$

El control de la convergencia del proceso se lleva a cabo a través del vector de concentraciones  $c$ , del vector de parámetros  $a$ , y del vector de diferencias de flujos  $(q - A c)$ .

El método de identificación propuesto se ha comprobado sobre un conjunto de ejemplos en los que, para un conjunto de parámetros dado, se ha calculado previamente la historia de flujos por diferencias finitas y se han identificado los parámetros en menos de 10 iteraciones. El número de intervalos en la discretización temporal y en la espacial se han tomado iguales a 20. En la figura 2 se ha representado el flujo de hidrógeno en función del tiempo para el caso de un solo tipo de trampa, de tipo reversible, junto con la historia de flujos aproximada por el presente modelo. Se pueden apreciar algunas diferencias en los tiempos iniciales probablemente debidas a la discretización utilizada ya que el error cometido en la evaluación de los parámetros ha resultado ser menor del 1%.

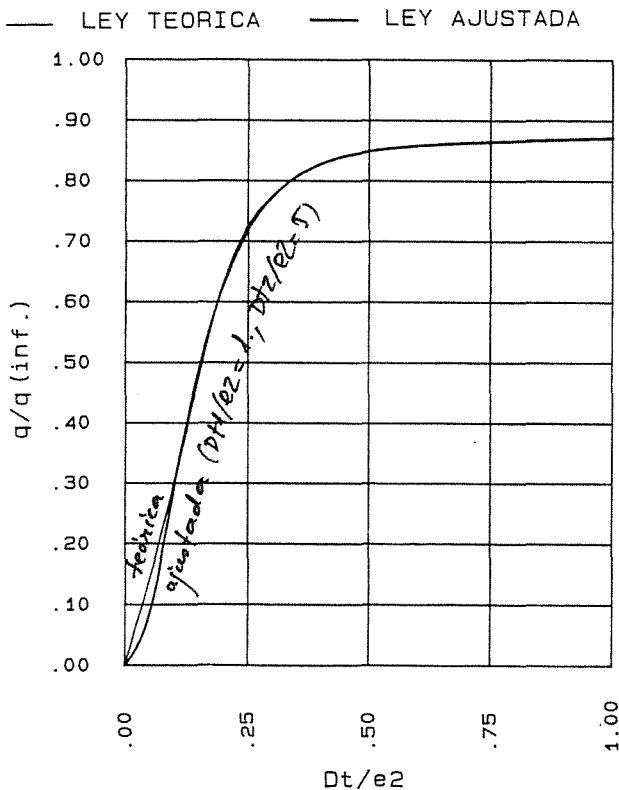


Figura 2. Ajuste de la curva de flujo para un único tipo de trampa ( $Dr_1/e^2=1, Dr_2/e^2=5$ ).

Este método se está utilizando en la actualidad en la identificación de parámetros de difusión de hidrógeno en aceros de la familia AISI 4lxx desde el 4120 al 4140 de cara a su aplicación en la modelización de los fenómenos de corrosión bajo tensión en colaboración con los profesores Gutiérrez-Solana, González, Varona y Biezma, de la Universidad de Cantabria y Brass y Chene de la Universidad de Paris - XI Orsay. Por tratarse de un trabajo en curso de realización sólo se muestra en la figura 3 un diafragma de flujo correspondiente a un acero 4135 obtenido en un ensayo de permeabilidad por polarización catódica a -1,6 V/SCE. De estos diagramas se han deducido tradicionalmente valores de difusividades aparentes que integran todos los efectos de las distintas trampas (reversibles o irreversibles) presentes en el material. Mediante este método es posible reparar el efecto de la difusividad del hidrógeno (medible en experimentos a alta temperatura) del de las trampas. La figura 3 muestra también el diagrama de flujo de hidrógeno aproximado mediante el modelo de identificación que aquí se presenta.

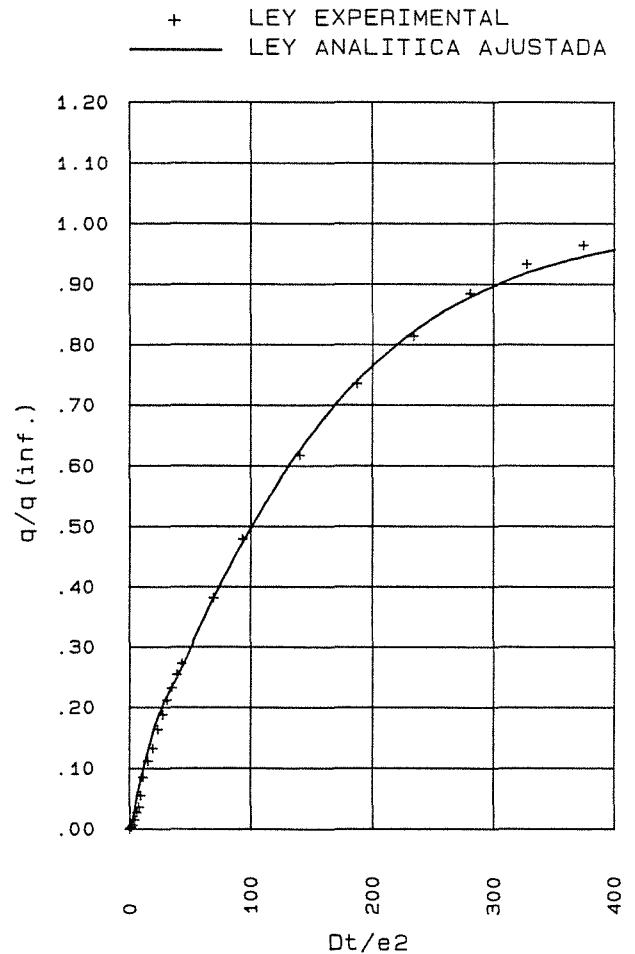


Figura 3. Ejemplo de ajuste de una curva de flujo real en un ensayo de permeabilidad realizado sobre un acero débilmente aleado.

## 5.- CONCLUSIONES

El método de identificación de parámetros de difusión de hidrógeno propuesto da buenos resultados desde el punto de vista numérico y sus aplicaciones son prometedoras de cara a una mejor interpretación de los ensayos de permeabilidad. Este método todavía requiere algunas modificaciones siendo la más importante la referida a la detección de niveles de saturación de las trampas. El modelo de difusión correspondiente se hace no lineal (ecuación (3)) pero el método de identificación no tiene por qué verse especialmente afectado por este hecho.

Sin embargo no se debe pensar que este método puede utilizarse como una mera herramienta matemática. En primer lugar no debe faltar un criterio metalúrgico para decidir sobre el número de tipos de trampas que se pueden presentar y sobre el sentido físico de los parámetros que se obtengan. En este sentido no hay que olvidar que algunos parámetros (difusividad, densidad de trampas) se pueden obtener por otros medios por lo que una aproximación mixta en la que se considere que algunos parámetros son conocidos puede ser más razonable.

Finalmente no hay que olvidar que cualquier método de identificación consiste en definitiva en ajustar unos resultados analíticos o numéricos a unos datos experimentales cosa que será tanto más fácil cuantos más parámetros se consideren. Pero un mínimo sentido físico exige que el número de dichos parámetros sea mínimo tanto por la sencillez del modelo como por su significado.

## 6.- REFERENCIAS

- [1]: Kacinczy F., J. Iron & Steel Institute, vol 177, p.85 (1954).
- [2]: Hirth J.P., Met. Trans., vol. 11A, p. 861 (1980).
- [3]: Astiz M.A., Anales de Mecánica de Fractura, vol. 5, p. 123 (1988).
- [4]: Darken L.S. & Smith R.P., Corrosion, vol. 5, p. 1 (1949).
- [5]: Oriani R.A., Acta Met., vol. 18, p. 147 (1970).
- [6]: McNabb A. & Foster P.K., Trans. Metall. Soc., A.I.M.E., vol. 227, p. 618 (1963).
- [7]: Bockris J.O.M. & Subramanyan P.K., J. Electrochemical Soc., vol. 118, p. 1114 (1971).
- [8]: Leblond J.B. & Dubois D., Acta Metallurgica (1983).
- [9]: Astiz M.A., "Computational Methods for Non-Linear Problems", ed. C. Taylor, D.R.J. Owen & E. Hinton, p. 271, Pineridge Press (1987).
- [10]: Osiai S., Yoshinaga S. & Kikuta Y., Trans. ISIJ, vol. 15, p. 503 (1975).
- [11]: Hwang C., Ph. D. Thesis, Carnegie-Mellon University (1984).
- [12]: Devanathan M.A.V. & Stachurski Z., Proc. Roy. Soc., vol. 270, p. 90 (1962).
- [13]: Iino M., Acta Metallurgica, vol. 30, p. 367 (1982).

ASPECTOS NUMERICOS DEL CALCULO FOTOELASTICO DE FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES MEDIANTE DESARROLLOS EN SERIE

R. Pícn, F. París y C. Rivas.

Dpto. de Mecánica de Medios Continuos. E. T. S. Ingenieros Industriales de Sevilla.  
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla.

RESUMEN:

En un trabajo previo [ 1 ] se expuso la metodología general del cálculo fotoelástico de los factores de intensidad de tensiones mediante desarrollos en serie del campo general de tensiones y posterior ajuste de los coeficientes de dichos desarrollos a los datos experimentales obtenidos del campo de isocromáticas. En dicho trabajo se estudió la influencia de un cierto número de factores en los resultados numéricos obtenidos. En este trabajo se completa el estudio numérico propuesto, analizándose la influencia en los resultados de una serie de factores, como son la solución inicial escogida, los errores de medida, la distribución y número de los puntos utilizados y la relación puntos-coeficientes. A partir de los resultados obtenidos se dan una serie de recomendaciones para el uso eficiente de este tipo de métodos.

ABSTRACT :

In a previous work [ 1 ], the general methodology to obtain stress intensity factors photoelastically by the use of stress-functions series expansions and subsequent fitting of the coefficients to the experimental isochromatic pattern was presented, analysing the influence of several parameters on the numerical results. In this paper, that numerical study is completed, taking into account a number of factors: initial estimations, error measures, distribution and number of points used and the ratio points-coefficients. From the results obtained, some recommendations for the efficient use of this type of methods are made.

1.- INTRODUCCION

En un trabajo previo [ 1 ] se expuso el método general de cálculo fotoelástico de los factores de intensificación de tensiones  $K_I$  y  $K_{II}$  mediante desarrollos en serie de las funciones de tensión. En esencia, el procedimiento propuesto es el siguiente: en primer lugar, el tensor de tensiones plano se expresa [ 1 ] a partir de cuatro funciones de la variable compleja  $z = x + iy = r e^{i\theta}$  ( $r, \theta$  : coordenadas polares medidas desde el borde de grieta):

$$\sigma_{jk} (x,y) = f^s_{jk} [Z_I(z), \eta_I(z)] + f^a_{jk} [Z_{II}(z), \eta_{II}(z)] \quad j,k = x,y \quad (1)$$

Las funciones complejas  $Z_I, \eta_I (Z_{II}, \eta_{II})$  están asociadas al campo simétrico (antisimétrico) de tensiones, respecto al

eje de la grieta ( $y=0$ ), y pueden ser expresadas mediante desarrollos en serie que satisfagan las condiciones de contorno en dicha línea  $y = 0$ , en la que existe una grieta semidefinida en  $x < 0$ . En forma simbólica, se tiene:

$$(Z_I, \eta_I, Z_{II}, \eta_{II}) = g(A_n, B_m, C_p, D_q, r, \theta) \quad (2)$$

representando  $A_n, B_m, C_p, D_q$ , genéricamente, los  $N, M, P, Q$  términos de los desarrollos en serie de  $Z_I, \eta_I, Z_{II}$  y  $\eta_{II}$ . Los valores de  $K_I$  y  $K_{II}$  se obtienen según:  $K_I = -\sqrt{8\pi} \cdot A_0$  y  $K_{II} = -\sqrt{8\pi} \cdot B_0$ . Sustituyendo los desarrollos (2) en (1) y usando las expresiones de las tensiones en la ecuación de una isocromática de orden  $N$ , para un material de factor de franja  $\lambda$  y espesor  $e$  [ 2 ]:

$$F(\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}, N) = (e/N\lambda) \sqrt{[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (2\sigma_{xy})^2]} - 1 = 0 \quad (3)$$

se obtiene la ecuación de una isocromática de orden N en función de los coeficientes del desarrollo:

$$F(A_n, B_m, C_p, D_q, r, \theta, N) = 0 \quad (4)$$

La función utilizada en (3) es la denominada  $F_0$  en [1]. La dificultad de situar con precisión el extremo de grieta hace aconsejable incluir las coordenadas de este extremo,  $r_c, \theta_c$ , como variables del ajuste. Las variables  $r$  y  $\theta$  reales se expresan a partir de  $r_c, \theta_c$  y de  $r^*, \theta^*$ , (valores medidos) según (Fig. 1).

$$r^2 = (r^*)^2 + r_c^2 - 2r^*r_c \cos(\theta^* - \theta_c) \quad (5a)$$

$$\text{tg}\theta = (r^* \text{sen } \theta^* - r_c \text{sen } \theta_c) / (r^* \text{cos } \theta^* - r_c \text{cos } \theta_c) \quad (5b)$$

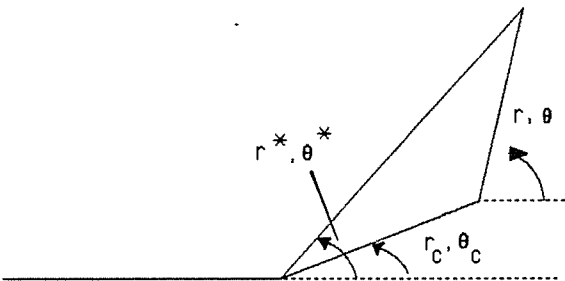


Fig. 1.- Relación geométrica entre  $r, \theta, r_c, \theta_c$  y  $r^*, \theta^*$

La ec. (4) se generaliza entonces en la forma:

$$F(A_n, B_m, C_p, D_q, r_c, \theta_c, r^*, \theta^*, N) = 0 \quad (6)$$

Los coeficientes de la ec (6), en número  $N + M + P + Q + 2 = T$  se calculan particularizando dicha ecuación en  $S$  puntos de distintas isocromáticas, cada uno con unos valores  $r^*_s, \theta^*_s, N_s, (s = 1, S)$ . Para minimizar el efecto de los errores de medida es conveniente adoptar  $S > T$ , lo que dá un sistema sobredeterminado no lineal de ecuaciones, que en general no tendrá ninguna solución. Si denominamos vector residuo al conjunto de valores  $F_s (s = 1, S) \neq 0$ , en cada punto, se busca la solución que minimice el módulo del vector residuo. Dicha solución se obtiene mediante un procedimiento iterativo que combina el método de Newton-Raphson generalizado [1] con el de mínimos cuadrados. Una vez calculados los coeficientes se representan las isocromáticas obtenidas para evaluar visualmente la bondad del ajuste obtenido.

2.- ANALISIS NUMERICO

El caso analizado consiste en una placa traccionada que contiene una grieta inclinada, de grandes dimensiones comparada con el ancho de la placa, para que aparezca una perturbación debida al borde libre. Las dimensiones exactas y las propiedades del material fotoelástico, así como una fotografía del campo de isocromáticas, puede verse en [1]. En la Fig. 2 puede verse el conjunto de puntos utilizado (signo +), estando la zona de medida caracterizada por  $0'01 < r/a < 0'3$ . La posible invalidez de la solución elástica en los puntos

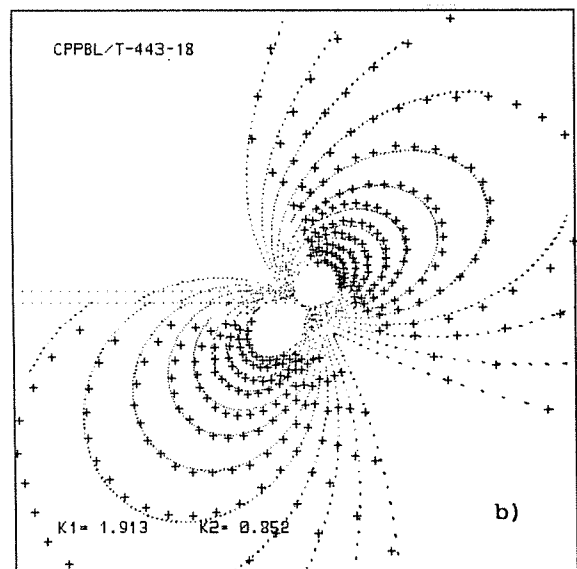
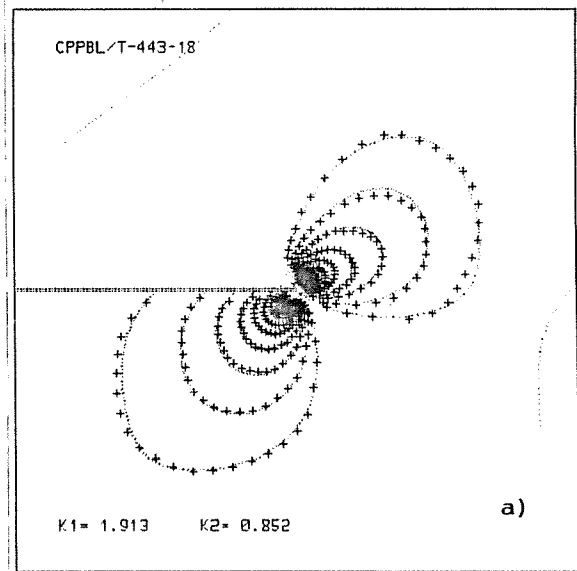


Fig. 2.- Caso óptimo: T-443-18. a) vista global; b) vista cercana.

más cercanos al borde de grieta se comprobará mediante la bondad de los ajustes. A continuación se analizan una serie de factores numéricos, que completan el estudio iniciado en [1].

2.1. ESTIMACION INICIAL

La solución inicial que se proponía en [1] era  $K_I = K_{II} = 1$  y el resto de los coeficientes nulos. Por un error, sin embargo, el coeficiente  $A_3$  era igual a 0'006. Al recalcular los casos analizados en [1] usando una nueva solución inicial con  $A_3 = 0$  se encontró que los valores de  $K_I = K_{II}$  obtenidos no sufrían excesivas variaciones pero, en algunos casos, el ajuste de las isocromáticas más lejanas (las de orden menor) variaba sensiblemente. Esto hizo aconsejable proceder a una nueva búsqueda del ajuste que se vá a usar como óptimo, para lo que se manejó el número total de puntos (443). En todos los casos se usó ya la solución inicial  $K_I = K_{II} = 1$  y el resto de los coeficientes nulos. En la Fig. 3 se muestra la evolución del residuo con el número de coeficientes usado; de este número, dos coeficientes son las coordenadas del borde de grieta y el resto son los términos de los desarrollos de las cuatro funciones complejas (ec. (2)), a partes iguales entre cada una de ellas.

La inspección visual revela un ajuste correcto de todo el campo para 18 coeficientes, Fig. 2, lo que está asociado a una

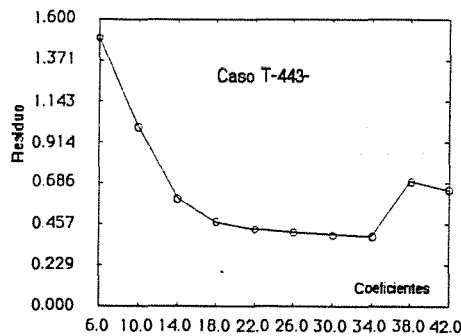


Fig. 3.- Residuo frente a número de coeficientes. Caso T-443-COEFICIENTES.

estabilización del residuo. (La letra T, Fig. 2., indica que se usan todos los puntos, y las dos siguientes cifras indican el número de puntos y el número de coeficientes utilizados). El residuo, sin embargo, no es un indicador absoluto, en el sentido de que aparecen perturbaciones del ajuste cuando aún el residuo se comporta monótonamente, como se muestra en la Fig. 4, en la que se ha representado el caso T-443-34.

Una vez escogido el caso óptimo de referencia T-443-18 se procedió a resolver este caso variando la estimación inicial de las siguientes formas: a) se usó como solución inicial la obtenida en el caso T-443-18 multiplicada por 0.2; b) Idem 3.5; c) se usó como solución inicial para los valores de  $A_0$  y  $B_0$  (asociados a  $K_I = K_{II}$ ) los del óptimo multiplicados por 0.2, manteniendo nulas el resto de las variables; y d) Idem

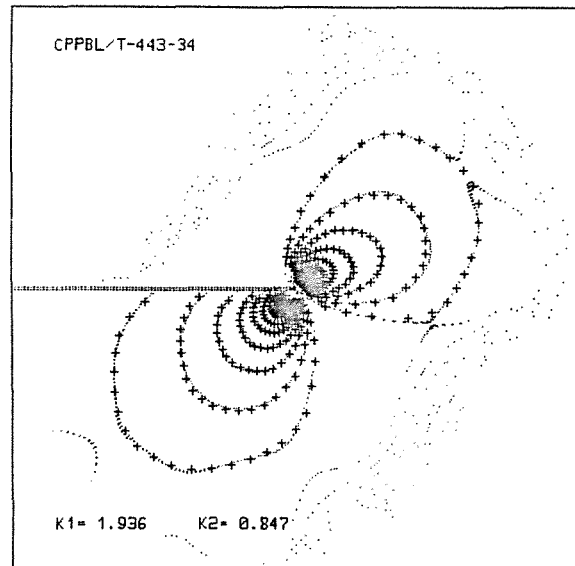


Fig. 4.- Caso T-443-34. Vista global.

3.5. En todos los casos el método convergió a la solución óptima, lo que parece indicar robustez ante cambios homogéneos y cierta sensibilidad ante pequeños cambios aleatorios. En todo caso, conviene realizar algunas pruebas con la estimación inicial antes de dar un ajuste por malo.

2.2. ERRORES DE MEDIDA

Las isocromáticas de orden bajo tienen una banda muy ancha, por lo que es fácil cometer errores al medir el radio de los puntos. Para estimar como influirían estos errores se resolvió el caso óptimo variando los radios de las isocromáticas de orden 1.5 y 2 (las de radios mayores), que se aumentaron en un 10 y 5%, respectivamente; posteriormente se repitió el análisis pero disminuyendo los radios en los mismo porcentajes. Los factores de intensidad de tensiones obtenidos fueron  $K_I = 1'883$ ,  $K_{II} = 0'855$ , para el caso de radios aumentados, y  $K_I = 1'95$ ,  $K_{II} = 0'847$  para el caso de radios disminuidos. En conjunto, la máxima variación de  $K_I$  fué del 1'9% y la de  $K_{II}$  del 0'6%, por lo que parece que estos errores no tienen una influencia sensible.

2.3. DISTRIBUCION DE LOS PUNTOS

Usando aproximadamente la mitad del número total de puntos estos se dispusieron: a) sobre las zonas laterales (es decir de menor radio) de cada isocromática (clave LAT); b) sobre las zonas extremas (es decir, las de mayor radio de cada isocromática (clave MAX); y c) repartidos uniformemente por todas las isocromáticas (clave MIT). El tanto por ciento de variación de los valores obtenidos de  $K_I$  y

$K_{II}$  respecto a los del óptimo ( $\Delta K_I$   $\Delta K_{II}$ ) se muestran en la Tabla 1. Como además el ajuste fué mejor en el caso MIT, concluimos que es conveniente distribuir los puntos uniformemente sobre todo el campo.

Tabla 1: Distribución de puntos

CASO	$\Delta K_I$	$\Delta K_{II}$
LAT - 221 - 18	1.4	-1.3
MAX - 222 - 18	-1.2	0.87
MIT - 220 - 18	-0.2	0.11

**2.4 NUMERO DE PUNTOS NECESARIOS**

El número total de puntos se obtuvo trazando radios de 5 en 5 grados e intersectando estas rectas con las isocromáticas. Para generar una serie decreciente de puntos se trazaron los radios con intervalos de 10, 15, 20, 25 y 30 grados, lo que dió un número de puntos de aproximadamente la mitad del total, un tercio del total, etc..., hasta un sexto del total (claves MIT, TER, CUA, QUI, SEX). Los valores obtenidos de  $\Delta K_I$  y  $\Delta K_{II}$  (definidos en el apartado anterior) se muestran en la Tabla 2. En cuanto al aspecto de los ajustes obtenidos, son prácticamente idénticos al óptimo hasta el caso QUI-88-18. En el caso SEX-72-18 se produce ya una perturbación evidente en las zonas más alejadas del borde de grieta, como se aprecia en la vista global de la Fig. 5. En ésta, los puntos representados con el símbolo "\*" son aquellos que no han sido utilizados en el ajuste.

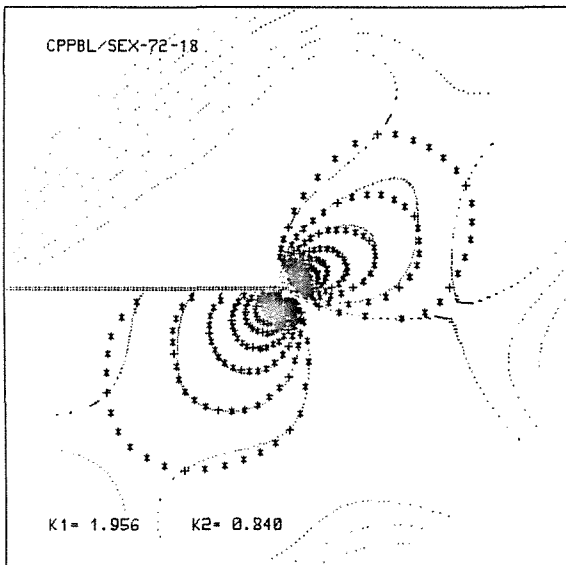


Fig. 5.- Caso SEX-72-18. Vista global

Es interesante mencionar que la forma utilizada de ir reduciendo los puntos no los reparte uniformemente entre todas las isocromáticas. Como ejemplo se muestran en la

Tabla 2: Número de puntos necesarios

CASO	$\Delta K_I$	$\Delta K_{II}$
MIT - 220 - 18	-.18	.11
TER - 147 - 18	-.11	.23
CUA - 108 - 18	-.83	.65
QUI - 88 - 18	.15	-.16
SEX - 72 - 18	2.0	2.3

Tabla 3 los puntos adoptados en cada isocromática en los casos QUI-88-18 y SEX-72-18. Para estimar la influencia de esta disposición de los puntos se resolvió un nuevo caso adoptando 6 puntos por isocromática, 3 por cada lazo cerrado; de estos 3 puntos, uno tenía el radio máximo y los otros dos los radios mínimos. Esto dá un total de 72 puntos, igual que en el caso SEX-72-18, que aún daba valores aceptables de  $K_I$  y  $K_{II}$ .

Tabla 3: Puntos por isocromática

ISO CROMATICA \ CASO	QUI-88-18	SEX-72-18
1.5	11	9
2	11	8
2.5	9	7
3	8	7
3.5	8	6
4	8	6
4.5	7	6
5	7	6
5.5	6	6
6	5	5
6.5	4	4
7	4	2

Los resultados obtenidos fueron pésimos, debido a una mala convergencia del proceso iterativo. Parece pues recomendable graduar el número de puntos por isocromática, en la línea descrita anteriormente.

En cuanto al número de puntos a utilizar, los resultados obtenidos parecen indicar que 5 ó 6 puntos, por cada lazo cerrado, en las isocromáticas más externas, son suficientes, lo que, en nuestro ejemplo, está asociado al caso QUI-88-18. Este número de puntos (88) es razonablemente pequeño como para ser manejado con comodidad en los casos reales que pueden presentarse.

**2.5. RELACION PUNTOS-COEFICIENTES**

Las ideas anteriores son una orientación respecto al número de puntos que es conveniente utilizar. Respecto al número de coeficientes, es obvio que debe ser el suficiente para poder ajustar correctamente en la zona de medida utilizada. Sin embargo, no es una buena estrategia utilizar un número excesivo de coeficientes, pues para un cierto valor de

la relación puntos/coeficientes empiezan a producirse inestabilidades numéricas, aparentemente debidas a que los coeficientes de las matrices que intervienen en el proceso toman valores de órdenes de magnitud muy diferentes. En la Tabla 4 se muestran los resultados obtenidos para el caso de clave QUI, al aumentar el número de coeficientes. R y P/C representan el residuo obtenido y la relación entre puntos y coeficientes. Las columnas AC y AL reflejan la impresión visual de los ajustes en las zonas cercanas (AC) y lejanas (AL), según B(bueno), R(regular) y M (malo). La nomenclatura B-n indica que el ajuste es bueno excepto en las n isocromáticas más externas, en que es malo, por haberse producido una perturbación de la solución.

Tabla 4: Serie creciente de coeficientes, para el caso QUI-88-COEF.

COEF.	$\Delta K_I$	$\Delta K_{II}$	R	AC	AL	P/C
6	-14.3	10.6	.7	M	M	15.
10	-7.7	3.9	.5	M	M	8.8
14	-2.1	3.0	.25	B	B-1	6.3
18	.15	-1.6	.20	B	B	4.9
22	1.2	-1.0	.17	B	B-2	4.0
26	.9	-1.1	1.1	B	B-3	3.4
30	NO CONVERGE					2.9

La tendencia que se observa en dicha tabla es general, y se presenta siempre que intentemos ajustar un campo amplio de isocromáticas. Aparecen en principio malos ajustes debido a que un bajo número de coeficientes no puede ajustar un campo amplio, se pasa por una etapa de buen ajuste y finalmente empiezan a aparecer perturbaciones de la solución. Al final el método no converge, tendiendo a permanecer en la solución inicial proporcionada. Aunque el residuo, como ya se comentó anteriormente, no es un indicador absoluto, sí que puede decirse: a) que cuando el residuo empieza a estabilizarse estamos en las proximidades del número óptimo de coeficientes; y b) que saltos bruscos del residuo indican un número excesivo de coeficientes (obsérvese esto en la Tabla 4, para 26 coeficientes y en la Fig. 3, para 38 coeficientes).

Como conclusión, no se debe ir de entrada a un alto número de coeficientes, siendo preferible un aumento progresivo de éstos. Aunque en la Tabla 4 el ajuste empieza a perturbarse para P/C ñ 4 y el método no converge para P/C ñ 3, estos factores no parecen poderse generalizar, estrictamente, a otros casos en que varíe la zona de toma de puntos, ó el número de éstos.

**2.6. OTRAS POSIBILIDADES**

Aunque la metodología general que se recomienda es la descrita en apartados anteriores, se incluyen aquí algunas otras posibilidades que manejan un menor número de puntos.

**2.6.1. SIMULACION DEL CAMPO CERCANO**

En la Tabla 5 se muestran los resultados obtenidos usando todos los puntos de las dos isocromáticas más cercanas (6.5 y 7) clave C657-44-COEF, al incrementar el número de coeficientes. La nueva columna PAC indica, mediante los símbolos S(si), R(regular) y N(no), si el ajuste está perturbado, es decir si el aspecto del campo obtenido es análogo al real.

Tabla 5: Serie creciente de coeficientes, para el caso C657-44-COEF.

COEF.	$\Delta K_I$	$\Delta K_{II}$	R	AC	PAC	P/C
6	2.	-4.7	.07	B	N	7.3
10	15.4	-19.	.05	B	R	4.4
14	3.	-10.3	.27	M	S	3.1
18	42	-42.	.03	B	S	2.4

Se observa que con 6 coeficientes los resultados son aceptables pero a partir de ahí el comportamiento es errático. El ajuste del campo cercano sería, aún utilizando un método que permite el ajuste en todo el dominio, la idea más inmediata, pues mientras más cercana al borde de grieta sea la zona de toma de puntos, más controlado está ese campo de tensiones por los términos singulares del desarrollo en serie. Sin embargo hay diversos problemas asociados a tomar medidas en dicha zona, entre los que cabe mencionar los siguientes: a) las tensiones en la zona de medida pueden estar alteradas por diversas no-linealidades; b) Pueden no existir isocromáticas cercanas, por falta de sensibilidad del material, ó aquellas pueden estar ocultas por la presencia de una cáustica (hecho frecuente en fotoelasticidad dinámica); y c) el valor obtenido para  $K_I$  y  $K_{II}$  depende no sólo del buen ajuste obtenido en los puntos utilizados, sino del aspecto local del campo de tensiones.

En las figuras 6a y b se muestra el ajuste cercano de los casos C657-44-06 y C657-44-10, observándose en este último que, aunque el ajuste de los puntos utilizados es bueno, la solución está perturbada, lo que origina sensibles diferencias entre los valores de  $K_I$  y  $K_{II}$  en uno y otro caso. Parece mejor conseguir ajustes de zonas más amplias según las recomendaciones de los apartados anteriores ó siguiendo las líneas del apartado siguiente. que intentar estimar subjetivamente en cuanto alterará los resultados una cierta perturbación del ajuste.

**2.6.2. SIMULACION DEL CAMPO CERCANO Y LEJANO**

En la Tabla 6 se muestran los resultados obtenidos usando: a) 48 puntos dispuestos en las isocromáticas 1.5, 2, 6.5 y 7, obtenidos usando radios separados 15 grados (clave



TER152657); y b) 35 puntos dispuestos sobre las isocromáticas 1.5 y 7, obtenidos usando radios separados 10

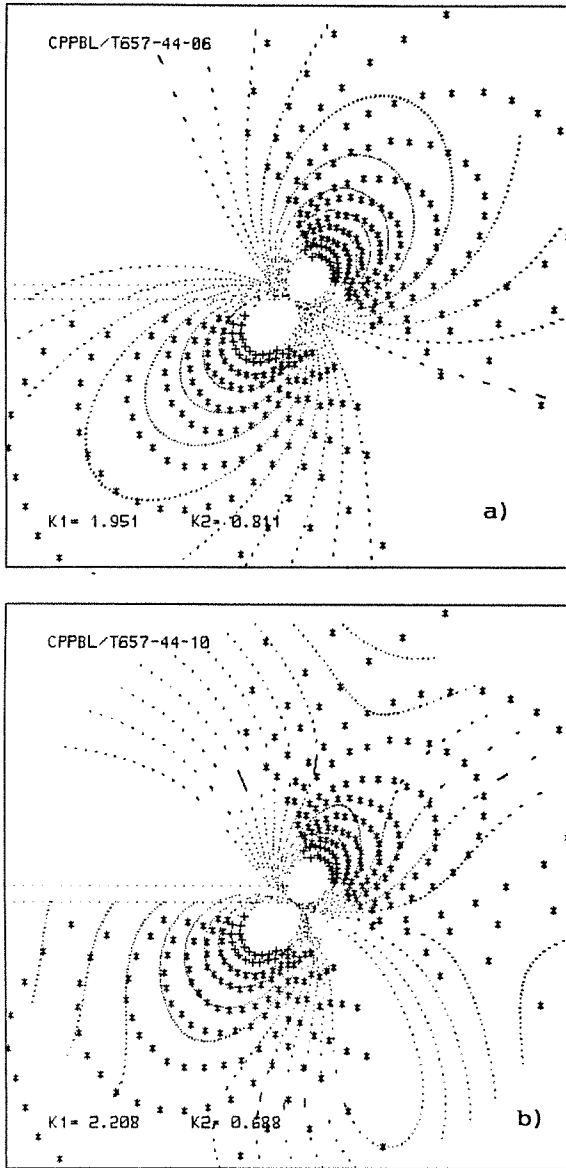


Fig. 6.- a) Caso C657-44-06. Vista cercana; b) Caso C657-44-10. Vista cercana.

grados (clave MIT15Y7). En ambos casos se han usado 18 coeficientes.

Como puede observarse, pueden obtenerse resultados muy aceptables ajustando a la vez puntos de isocromáticas de

Tabla 6: Casos TER152657-48-18 y MIT15Y7-35-18.

CASO	$\Delta K_I$	$\Delta K_{II}$	R	AC	AL	P/C
TER152657-48-18	2.7	-2.3	.17	B	B	2.7
MIT15Y7-35-18	3.2	-3.4	.06	B	B	1.9

orden alto y bajo. El ajuste en los puntos de isocromáticas intermedias, no utilizadas, viene forzado por las de ordenes más extremos.

3. CONCLUSIONES

Del estudio del comportamiento numérico de los métodos fotoelásticos de cálculo de factores de intensidad de tensiones mediante desarrollos en serie pueden extraerse algunas conclusiones, que deberían añadirse a las establecidas en [ 1]:

- a) El método parece robusto respecto a variaciones regulares de la estimación inicial, aunque cambios aislados en algún coeficiente pueden alterar la solución. Se recomienda probar varias soluciones iniciales antes de dar por malo un ajuste. Asimismo, se observa que la solución no varía sensiblemente con variaciones del orden del 5 al 10% en los radios mayores.
- b) Se recomienda usar todo el campo de medida, disponiendo puntos uniformemente distribuidos en cada isocromática, y usando más puntos en las de orden menor. En estas, un número de puntos, por cada lazo cerrado, aproximadamente igual a 5 ó 6, parece ser suficiente.
- c) Escogido un número de puntos, el número de coeficientes necesario coincide aproximadamente con la estabilización del residuo, y debe ser validado visualmente. Un número de coeficientes excesivo provoca problemas numéricos.
- d) Pueden obtenerse estimaciones fiables ajustando a la vez zonas cercanas y lejanas, lo que fuerza el ajuste en las zonas intermedias.

4. AGRADECIMIENTOS

- Los autores agradecen el imprescindible trabajo de Antonio Cañas en el Laboratorio.

- Este trabajo ha sido financiado mediante el Proyecto 5853 de la Junta de Andalucía, "Caracterización de Grietas en Régimen Elastodinámico".

5. REFERENCIAS

[1] Picón, R.; París, F. y Rivas C. (1990) "Cálculo fotoelástico de factores de intensidad de tensiones mediante desarrollos en serie. Estudio numérico". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 7 pgs. 218-224.

[2] Dally, J.W. y Riley, W.F. (1978) "Experimental stress analysis". McGraw-Hill.

APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA A LA VALORACION DE LA INTEGRIDAD DE UNA  
CONSTRUCCION SOLDADA

M.A.Román(\*), F.Santamaria(\*\*) y A.M.Irisarri (\*\*)

\*BABCOCK & WILCOX ESPAÑOLA S.A. Apto. 294. BILBAO

\*\* INASMET. C.Portuete, 12. 20009 SAN SEBASTIAN

RESUMEN. Se ha aplicado la Mecánica de la Fractura a la determinación del tamaño de defecto admisible en las uniones soldadas de un acero de alto límite elástico. Tanto en las uniones realizadas por el proceso manual como por el de arco sumergido se observa que el tratamiento térmico post-soldadura produce una disminución, ligera en el primero pero acusada en el último, en el tamaño admisible. Esto indica que el tratamiento térmico además de representar un coste adicional conlleva un mayor riesgo de rotura pudiendo aconsejarse su supresión.

ABSTRACT. Fracture Mechanics criteria have been used in the evaluation of the integrity of a H.S.L.A. welded joints. Both SMAW and SAW welded joints exhibit a decrease, slight in the former ones and marked in the later ones, in the allowable defect size after P.W.H.T. This implies that the P.W.H.T. not only supposes an additional cost but a higher risk of failure which can advice its elimination.

#### INTRODUCCION

El desarrollo de la tecnología de combustión de carbón en lecho fluido ha conducido a la necesidad de construir recipientes de grandes dimensiones capaces de albergar en su interior no solo la caldera de lecho fluido propiamente dicho sino también los diversos equipos auxiliares.

La fabricación de estas vasijas, así como la de otros recipientes presurizados de gran tamaño, requiere el uso de aceros de alto límite elástico (del orden de unos 500 MPa). La soldadura de este tipo de aceros presenta un alto grado de dificultad, obligando a cuidar al máximo el proceso, adoptando una serie de precauciones como son el empleo de consumibles de bajo hidrógeno, precalentamiento de las piezas y el uso de una técnica operativa adecuada (1). Pese a todas estas precauciones, el proceso de soldadura origina la aparición de defectos y

genera una serie de tensiones que, unidas a aquellas propias de las condiciones de servicio pueden llegar a producir la rotura frágil del equipo. Este riesgo es especialmente notorio en aquellas piezas que han de trabajar a baja temperatura o, en el caso de componentes que habitualmente se hallan a una temperatura superior a la de transición dúctil-frágil del acero, cuando se producen las paradas del equipo con el consiguiente enfriamiento que puede llegar a situar la temperatura del componente por debajo de dicha transición.

La técnica habitualmente seguida para solventar el primero de estos problemas consiste en proceder a la reparación de todos aquellos defectos que superen unas ciertas dimensiones. Desgraciadamente, el tamaño a partir del cual se obliga a la reparación de estos defectos se suele fijar en los Códigos de una forma más o

menos arbitraria, lo cual conduce al resanado de algunos que no representaban el más mínimo riesgo para la integridad del equipo, invirtiéndose en ello importantes sumas de dinero (2).

Por su parte, el tratamiento térmico post-soldadura suministrado con el fin de atenuar las tensiones generadas en el proceso de unión, puede producir una acusada fragilización del material, con lo cual su efecto es contrario al perseguido (3). Además, este tratamiento es difícil suministrarlo adecuadamente a piezas soldadas en campo y, en cualquier caso, supone un considerable costo energético y requiere un tiempo adicional que prolonga el proceso de fabricación del equipo (1).

La Mecánica de la Fractura que permite una valoración del riesgo que representa un defecto de forma y dimensiones dadas para la integridad de un equipo tiene mucho que decir en este campo (4). En el presente trabajo se ha aplicado una reciente modificación de la curva de diseño CTOD al cálculo del tamaño de defecto admisible de las uniones soldadas de un acero de alto límite elástico. Este cálculo se ha efectuado sobre las soldaduras realizadas por dos procesos diferentes - electrodo manual y arco sumergido- en distintos estados de tratamiento.

## 2. LA CURVA DE DISEÑO C.T.O.D.

La formulación algebraica de la curva de diseño CTOD se debe a Dawes, quién utilizó un desarrollo teórico para deformaciones inferiores a la mitad de la de cedencia y uno fundamentalmente empírico cuando las deformaciones superan este límite (5). Esta curva constituyó la base de la primera versión de método PD 6493 para la determinación de los tamaños aceptables de defectos en las uniones soldadas (6), método que ha sido empleado con éxito en la valoración de la integridad de una amplia variedad de uniones soldadas.

Recientemente, se ha producido una revisión de este documento en un intento de combinarlo con el procedimiento R6 desarrollado por el antiguo CEBG británico, permitiendo tres niveles de análisis según el grado de precisión que se desee en las previsiones y los datos disponibles para el cálculo. No obstante, esta revisión del documento PD 6493 todavía incluye como nivel 1, aquel que precisa menor volumen de datos y supone un cálculo más simple, la curva de diseño CTOD, si bien escrita en términos de tensiones en lugar de deformaciones y con una salvaguarda que garantiza que no se producirá la rotura plástica de la pieza (7). Estas modificaciones eliminan algunas limitaciones que presentaba la primera versión pero aún mantiene el carácter empírico de la ecuación correspondiente a tensiones superiores a la mitad del límite elástico y el poseer un factor de seguridad variable que hace altamente dificultosa la realización de un análisis probabilístico. Pese a ello, en muchísimos casos, un enfoque simple resulta suficientemente adecuado y la mejora en la precisión que pueden ofre-

cer otros métodos no se ve compensada por el mayor grado de complejidad que esto supone. Por otra parte, en un reciente estudio estadístico se ha obtenido un factor de seguridad de 1.65 como propio de la curva de diseño, esto es, sin incluir el que se debe a la técnica de determinación del CTOD (8).

La nueva versión, en función de las tensiones, de la curva de diseño CTOD viene dada por las ecuaciones:

$$\frac{\delta c \cdot E}{2\pi\sigma_E \bar{a}m} = \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_E}\right)^2 \quad \text{para } \frac{\sigma_1}{\sigma_E} \leq 0.5 \quad 1$$

$$\frac{\delta c \cdot E}{2\pi\sigma_E \bar{a}m} = \frac{\sigma_1}{\sigma_E} - 0.25 \quad \text{para } \frac{\sigma_1}{\sigma_E} > 0.5 \quad 2$$

siendo  $\delta c$  el valor crítico del CTOD,  $E$  el módulo de Young,  $\sigma_E$  el límite elástico del material,  $\bar{a}m$  el tamaño equivalente de defecto y  $\sigma_1$  la tensión pico suma de las tensiones efectivas primarias y secundarias.

## 3. APLICACION DE LA CURVA DE DISEÑO C.T.O.D. A LA VALORACION DE LA INTEGRIDAD DE LAS UNIONES SOLDADAS DE UN ACERO DE ALTO LIMITE ELASTICO

Se ha aplicado la curva de diseño CTOD definida por las ecuaciones 1 y 2 al cálculo de las dimensiones admisibles para distintos tipos de defectos en las uniones soldadas de chapas de 50 mm de espesor de un acero WSTE50. En dos trabajos previos se ha ofrecido una exposición más amplia acerca de la evolución de la tenacidad de estas uniones en función del estado de tratamiento térmico y temperatura de ensayo (10,11). En la tabla 1 se resumen los datos de interés para el presente estudio.

Tabla 1. Valores del CTOD a la temperatura de -20°C correspondientes a dos procesos de soldadura de chapas de 50 mm de espesor en distintos estados de tratamiento.

Proceso	Estado Tratamiento	CTOD (mm)
Elec.manual	Bruto Soldadura	0.256
Elec.manual	3 h a 580°C	0.158
Arco sumerg.	Bruto soldadura	0.705
Arco sumerg.	30 m. a 580°C	0.145
Arco sumerg.	3 h a 580°C	0.113

Con estos valores y consideradas las condiciones de trabajo que deberá sufrir el equipo se obtienen mediante aplicación de las ecuaciones arriba mencionadas los tamaños admisibles de defecto pasante que se recogen en la Tabla 2.

Tabla 2. Tamaños admisibles de defectos pasantes para dos procesos de soldadura en distintos estados de tratamiento.

Proceso	Estado Tratamiento	$\bar{a}m$ (mm)
Elec.manual	Bruto soldadura	16.6 mm
Elec.manual	3 h a 580°C	12.3 mm
Arco sumerg.	Bruto soldadura	39.0 mm
Arco sumerg.	30 m. a 580°C	10.6 mm
Arco sumerg.	3 h a 580°C	8.7 mm

A partir de estos tamaños admisibles calculados para los defectos pasantes se pueden realizar las oportunas conversiones con la ayuda del documento PD 6493 para obtener las dimensiones admisibles para defectos de otros tipos (12). La simple enumeración de todos y cada uno de estos defectos admisibles rebasaría ampliamente el espacio destinado a esta exposición, razón por la cual seguidamente se ofrecen tan solo algunos ejemplos correspondientes a los estados en que el material posee la máxima y la mínima tenacidad; uniones soldadas por el proceso de arco sumergido en estado bruto de soldadura y con un tratamiento post-soldadura de 3 horas a 580°C, respectivamente.

Así, para un defecto superficial de la configuración del mostrado en la figura 1 los cálculos efectuados conducen a los resultados de la Tabla 3 para el material en estado bruto de soldadura y en la Tabla 4 para el que ha recibido el tratamiento post-soldadura de alivio de tensiones.

Tabla 3. Tamaños admisibles de defectos superficiales para el material soldado por arco sumergido en estado bruto de soldadura según el PD 6493.

	t/l			
	0	0.1	0.2	0.3
t (mm)	10	14	19*	22*
l (mm)	∞	140	95*	73.3*

Tabla 4. Tamaños admisibles de defectos superficiales para el material soldado por arco sumergido con tratamiento de alivio de tensiones durante 3 h a 580°C según PD 6493.

	t/l				
	0	0.1	0.2	0.3	0.5
t (mm)	3.2	3.8	4.75	6.0	9.5
l (mm)	∞	38	23.8	20	19

En la Tabla 3 se aprecia que las dimensiones calculadas son realmente grandes lo cual conduce a que sea necesario efectuar una recalificación de estos defectos puesto que su presencia en la estructura conduciría a la fluencia plástica de la sección remanente. En consecuencia defectos de profundidades superiores a 19 mm presentan un riesgo de rotura por el colapso plástico de la estructura y las dimensiones que aparecen señaladas con un asterisco en la Tabla deben considerarse inadmisibles. No obstante, una visión siquiera medianamente realista del problema pone de manifiesto que la producción de defectos superficiales de las dimensiones de los recogidos en cualquiera de estas dos Tablas resulta prácticamente imposible. Esto equivale a afirmar que los defectos superficiales que pudieran crearse en el curso del proceso de soldadura no representan ningún riesgo para la integridad del equipo ya que en un principio no poseerán un tamaño peligroso y la detección de los mismos antes de que se alcance dicho tamaño resulta muy sencilla.

Por su parte, en el caso de defectos internos de la configuración del mostrado en la figura 2 los oportunos cálculos conducen a unos resultados que se reflejan en las Tablas 5 y 6 para el material soldado por el proceso de arco sumergido en los estados bruto de soldadura y con un tratamiento de alivio de tensiones durante 3 horas a 580°C, respectivamente.

Tabla 5. Tamaños admisibles de defectos internos para las uniones soldadas por el proceso de arco sumergido en estado bruto de soldadura según el documento PD 6493.

	t/l		
	0	0.1	0.2
t (mm)	26*	28.5*	32
l (mm)	∞	285*	160*

Tabla 6. Tamaños admisibles de defectos internos para las uniones soldadas por el proceso de arco sumergido con tratamiento de alivio de tensiones durante 3 horas a 580°C según los cálculos efectuados de acuerdo con el documento PD 6493.

	t/l				
	0	0.2	0.4	0.6	0.8
t (mm)	8.5	9.5	11	14	17.5
l (mm)	∞	47.5	27.5	23.3	21.9

También en este caso el riesgo de que se produzca el colapso plástico de la estructura limita las máximas dimensiones admisibles de los defectos de tal forma que los señalados con asterisco en las Tablas deben ser excluidas al resultar inaceptables frente a una rotura de este tipo.

Sin embargo, una vez más, los tamaños calculados superan ampliamente los que puedan poseer los defectos producidos en el curso del proceso de soldadura ratificando la seguridad en servicio del equipo.

4. CONCLUSIONES

- a) El tratamiento post-soldadura de alivio de tensiones induce a una cierta fragilización del material conduciendo a una disminución en los tamaños máximos admisibles de defectos en la estructura.
- b) Esta disminución es ligera en el caso de las uniones soldadas por el proceso manual con electrodo pero muy acusada en aquellas otras en que se utilizó el proceso automático por arco sumergido.
- c) Este hecho que el tratamiento térmico post-soldadura además de representar un considerable coste adicional conlleva un incremento en el riesgo de rotura, motivo por el cual se puede aconsejar su supresión en aquellos equipos construidos por estos procesos.
- d) Cualquiera que sea el tipo de proceso de soldadura y estado de tratamiento considera-

do el tamaño de defecto admisible garantiza una operación segura y fiable del equipo puesto que los defectos originales no poseerán unas dimensiones tan considerables y en caso de crecimiento en servicio serán fácilmente detectadas antes de que alcancen el tamaño crítico.

- e) En un trabajo posterior se ofrecerá un mayor detalle acerca de los distintos tipos de defectos admisibles en las uniones soldadas por estos procesos, así como la soldadura semiautomática mediante GMAW tanto con este primer nivel como por el segundo (yield strip model) más complejo (13).

#### REFERENCIAS

- (1) M.A.ROMAN. Estudio del Comportamiento de las Uniones Soldadas del Acero de Alto Límite Elástico WSTE 500 en Fabricación y Servicio. Babcock & Wilcox, 1989.
- (2) J.D.HARRISON y T.L.ANDERSON. Developments in the Application of the CTOD Approach to Fracture Assessment of Welded Construction. Fracture Mechanics. Eighteenth Symposium ASTM STP 945, 1988: 468-484.
- (3) C.H.ENTREKIN. Welding Journal. Vol.62 No 8 1983: 197s-203s.
- (4) A.M.IRISARRI y F.SANTAMARIA. Valoración del Comportamiento de las Estructuras Soldadas por la Aplicación de los Criterios de la Mecánica de la Fractura. Euro-Liaison. ENSAM. Burdeos, 1990: VIII1-VIII38.
- (5) M.G.DAWES. Welding Journal. Vol 53. No9. 1974: 369s-379s.
- (6) PD6493. Guidance on some Methods for the Derivation of Acceptance Levels for Defects in Fusion Welded Joints. British Standards Ins.Londres 1980.
- (7) E.G.F. Newsletter No 11. Winter 1989/1990: 11-15.
- (8) K.WALLIN. A Statistical Interpretation of the CTOD Design Curve and Guidelines to Assess HAZ Toughness. Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures. Ed.D.Firrao, 1990. Vol.III: 1516-1522.
- (9) J.J.GARWOOD. The Measurement of Fracture Toughness and the Application of Fracture Mechanics Methods to Weldments. European Symposium on Elastic-Plastic Fracture Mechanics: Elements of Defect Assessment. Freiburg. Octubre 1989.
- (10) L.M.PLAZA, M.A.ROMAN y A.M.IRISARRI. Effect of the Welding Procedure and P.W. H.T. on the 50 mm Thick Welded Joints of a H.S.L.A. steel. Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures. Ed. D.Firrao, 1990. Vol.III: 1534-1537.
- (11) M.A.ROMAN, A.M.IRISARRI y L.M.PLAZA. Comportamiento a la Fractura de las Uniones Soldadas de un Acero de Alto Límite Elástico. 2ª Reunión de Propiedades Mecánicas de los Sólidos. La Rabida. Junio 1990.
- (12) T.L.ANDERSON, R.H.LEGGATT y S.J.GARWOOD. The Use of CTOD Methods in Fitness for Purpose Analysis. The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics. Ed.K.H.Shwalbe Springer-Verlag Berlin.1986: 281-313.
- (13) M.A.ROMAN, F.SANTAMARIA y A.M.IRISARRI. Determinación de los Tamaños Admisibles de Defectos en las Uniones Soldadas por Tres Diferentes Procesos utilizando Dos Niveles de Análisis (trabajo en fase de realización).

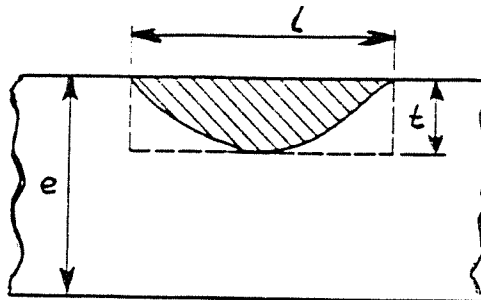


Figura 1. Configuración de un defecto superficial.

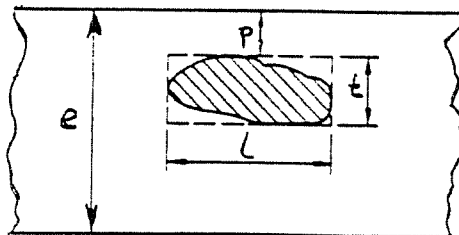


Figura 2. Configuración de un defecto interno.

ANALISIS DE INTEGRIDAD DE CARCASAS DE BOMBAS  
DE ACEROS INOXIDABLES MOLDEADOS.  
ANALISIS DE FRAGILIZACION POR ENVEJECIMIENTO TERMICO

GRUPO DE INTEGRIDAD DE COMPONENTES  
 TECNATOM, S.A.

KM.19, CTRA. N-I MADRID-IRUN

28709 - SAN SEBASTIAN DE LOS REYES (MADRID)

*Carlos Cuervo Felgueraso, Angel Martínez, Juan Bero Torcas,  
 Maite Aguado Esteve, Andres López Muxón, Antonio  
 Ballerías, María Marta, Jose Bero Díaz Rejaón.*

RESUMEN

En esta ponencia se resumen los trabajos realizados destinados a evaluar la integridad de la carcasa de una bomba de refrigeración del circuito primario de una central nuclear, fabricada en acero inoxidable austenítico moldeado SA351 CF8M, el cual es bastante susceptible al envejecimiento térmico, a la temperatura de operación (280°C).

El análisis de integridad tienen por objeto evaluar la estabilidad de grietas postuladas y se basa en metodologías asociadas al módulo de desgarro dúctil y a la integral J. Los cálculos han sido llevados a cabo por medio del método de los elementos finitos en régimen elastoplástico.

ABSTRACT

This paper reports our studies in order to evaluate the reactor coolant pump casing integrity. This casing was made of cast austenitic stainless-steel SA351 CF8M, which is very susceptible to thermal aging at operating temperature (280°C).

The aim of this integrity analysis is <sup>to</sup> evaluate the postulated cracks stability. It is based on the J-integral and associated ductile tearing methodologies. This analysis has been performed using the finite element method in elastic-plastic regime.

NOTACION

		T	:	Módulo de desgarro dúctil o "tearing modulus"
		E	:	Módulo de Young
C <sub>v</sub>	:	σ <sub>f</sub>	:	Tensión de fluencia plástica
P	:	b	:	Ligamento plástico
Q	:	W	:	Densidad de energía de deformación
t	:	T <sub>i</sub>	:	Componentes del vector de tracción.
T <sub>a</sub>	:			
Δa	:			

*Buen trabajo moldeados!  
 la factura sera impresionante?*

## 1 INTRODUCCION

El Code Case N-481 (Ref.1) exige de la realización de la inspección volumétrica de las soldaduras de la carcasa, requerida por el código ASME, si se realiza un análisis de integridad de la carcasa que asegure la estabilidad de una grieta postulada en el componente, junto con exámenes visuales de la carcasa durante la prueba hidrostática.

El análisis de integridad estructural de la carcasa de la bomba consta básicamente de:

- Evaluación de las propiedades mecánicas del material y el efecto que sobre ellas provoca la fragilización por envejecimiento térmico.
- Análisis tensional de la carcasa por el método de elementos finitos. De forma conservativa, el análisis global del componente se ha realizado en régimen elástico. La magnitud de las tensiones obtenidas aconsejan la utilización del régimen elásto-plástico en el análisis tensional de detalle de la grieta postulada.
- Análisis de estabilidad de una grieta postulada utilizando la mecánica de fractura elásto-plástica.

## 2 ESTUDIO DE LA FRAGILIZACION POR ENVEJECIMIENTO TERMICO PARA ACEROS SA351 CF8M

Los aceros inoxidable austeníticos moldeados, como es el caso del SA351 CF8M, son susceptibles a la fragilización térmica a temperaturas del orden de 300°C. El envejecimiento térmico de los aceros inoxidable moldeados a estas temperaturas provoca un incremento de la dureza y de la resistencia a la tracción y una disminución de la ductilidad, la resistencia al impacto y la tenacidad a la fractura del material.

El envejecimiento térmico en estos aceros esta asociado al nivel de ferrita delta precipitada en los bordes de grano y la subsecuente posible aparición de, la fase sigma. Esta precipitación está provocada por la permanencia del material a una temperatura más o menos elevada durante un

gran número de horas. El grado de fragilización viene determinado por la cantidad de ferrita y por su morfología. El umbral de fragilización se estima en aproximadamente un 10% del contenido en fase ferrítica pero cuando el contenido en ferrita es superior al 20% se produce una fragilización importante. Así mismo la composición química influye en la cinética de la fragilización (Ref.2).

Se realizaron medidas de contenido en ferrita en la carcasa de la bomba, obteniéndose unos valores máximos del 15% y 20% para material base y soldaduras respectivamente, por lo que es previsible que el material de la carcasa de la bomba sufra una fragilización significativa.

La formulación utilizada para evaluar la fragilización, y en particular su efecto sobre curvas J-R, ha sido desarrollada por O.K. Chopra (Ref.3). El efecto fragilizador se caracteriza en términos de energía de impacto Charpy. Una vez obtenida la energía de impacto Charpy del material después de un cierto período de tiempo sometido a alta temperatura, se utilizan correlaciones empíricas para obtener la curva J-R del material.

La energía de impacto Charpy en saturación, o lo que es lo mismo, para el material completamente fragilizado, puede ser expresada en términos de un parámetro del material  $\emptyset$  (Fig.1) que es función de la composición química de éste:

$$\log_{10} C_{\text{sat}} = 1.15 + 1.374 \exp(-0.0365\emptyset)$$

$$\emptyset = \delta_c \text{Cr}(C+0.4\text{N}) (\text{Ni}+\text{Si})^2/100$$

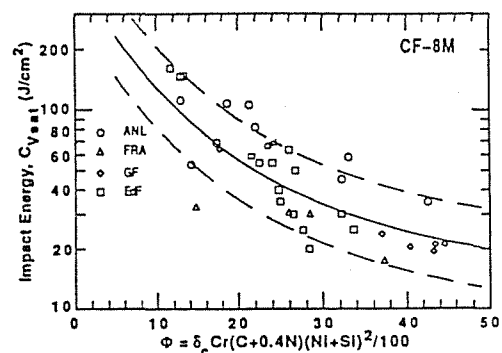


Fig.1 Correlación estadística entre la energía de impacto charpy en saturación frente el parámetro del material.

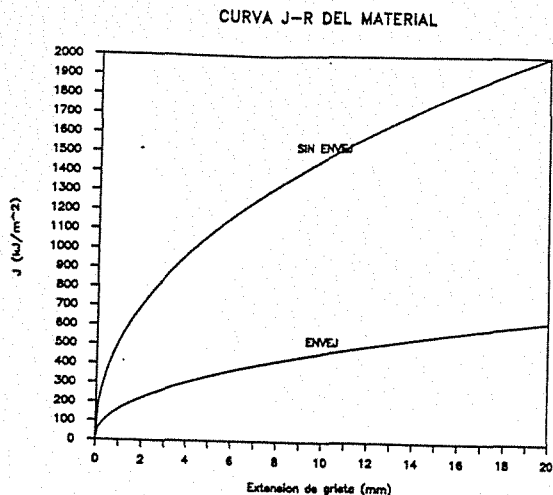


Fig.2 Curvas de resistencia J-R para material sin fragilizar y completamente fragilizado.

donde  $\delta_c$  es el contenido en ferrita que puede expresarse en función de la concentración de formadores de ferrita (Cr, Mo, Si), o bien medirlo.

La relación entre la energía de impacto Charpy y el tiempo es:

$$\log_{10} C_v = \log_{10} C_{v_{sat}} + B(1 - \tanh [(P - \theta)/\alpha])$$

siendo:

$$P = \log_{10} t - \frac{Q}{19.1} \left( \frac{1}{T_s + 273} - \frac{1}{673} \right)$$

$$\alpha = 0.126 + 0.947 \log C_{v_{sat}}$$

$$B = (\log C_{v_{inicial}} - \log C_{v_{sat}}) / 2$$

$$Q = 10 [74.06 - 7.20 \theta - 4.35 Si - 1.67 (1 - 5.78 Mn + 25.5N)]$$

En base a medidas experimentales se ha obtenido una correlación estadística para la curva J-R de aceros SA351 CF8M a temperaturas 290 - 320°C:

$$J = 34.3 (C_v)^{0.52} (\Delta a)^{0.45}$$

En la figura 2 se muestran las curvas J-R para el material sin envejecer y envejecido hasta saturación.

A partir de la curva J-R se puede calcular la tenacidad del material  $J_{IC}$ ,

aplicando la norma ASTM E 813-15, para cualquier tiempo de envejecimiento.

### 3 ANALISIS TENSIONAL DE LA CARCASA

Se ha realizado un análisis tensional de la carcasa de la bomba para distintos casos de carga, por el método de elementos finitos en régimen elástico. El análisis se ha realizado con el objeto de determinar la distribución de tensiones necesaria para el posterior análisis de mecánica de fractura.

El análisis se ha realizado con el código ANSYS y con una malla tridimensional (Fig.3) con elementos isoparamétricos de 4 y 8 nodos. El modelo contiene 2142 nodos y 4535 elementos.

Se han aplicado cargas mecánicas y térmicas, las primeras son debidas tanto a la presión interna del líquido refrigerante como a las fuerzas y momentos debidos al resto del circuito primario aplicados en las toberas. En cuanto a las cargas térmicas son debidas a los gradientes térmicos producidos en los distintos transitorios de temperatura.

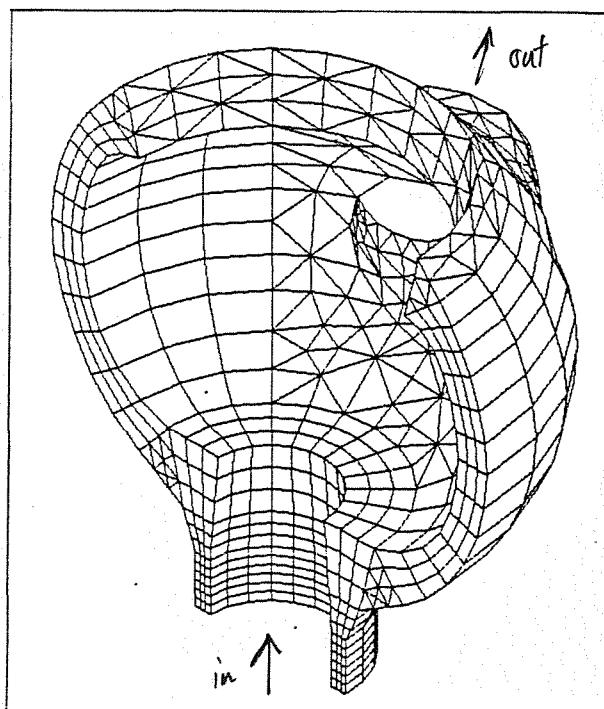


Fig.3 Mallado de una carcasa de bomba de refrigeración.



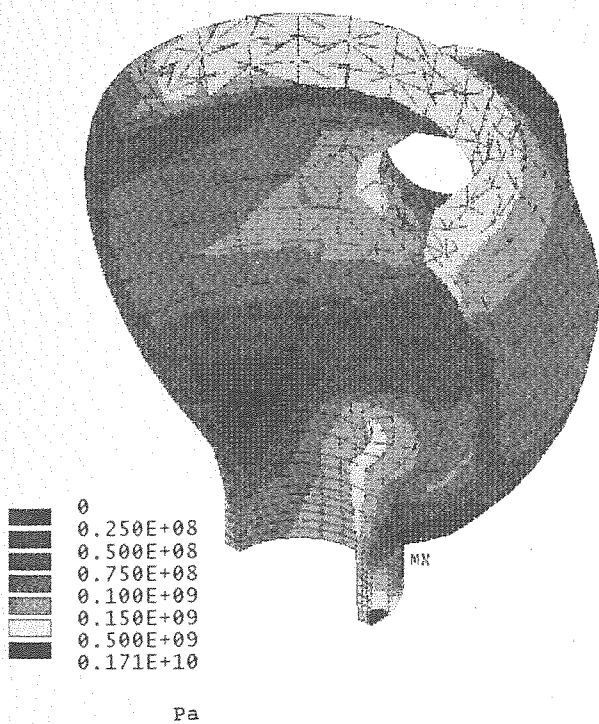


Fig.4 Distribución de tensiones de Von-Mises en la carcasa de la bomba.

En la figura 4, se representa la distribución de tensiones de Von-Mises en la carcasa de la bomba durante el transitorio de accidente más severo.

Se ha postulado una grieta axial de un cuarto del espesor y factor de forma 1/3, localizada en la superficie interna de la tobera de entrada por ser ésta la zona sometida a mayores esfuerzos tractivos.

Con el fin de conocer, de forma precisa, la distribución tensional en el entorno de la grieta se ha realizado un análisis de detalle de la zona aplicando dos veces de forma sucesiva la técnica del submodelado que consiste en realizar un submodelo de la zona de interés y aplicar como condiciones de contorno los resultados del modelo global. En la figura 5 se muestra la malla utilizada en el cálculo.

El límite elástico del material a la temperatura de 280°C es:

$$\sigma_{e} = 129 \text{ MPa}$$

Tal como se aprecia en la figura 4 las tensiones de Von-Mises en el entorno de la grieta postulada supera el límite elástico,

lo que aconseja la utilización del régimen elasto-plástico a la hora de realizar el análisis de detalle. Para ello se ha aproximado la curva tensión-deformación del material por una curva bilineal.

#### 4 ANÁLISIS DE ESTABILIDAD DE LA GRIETA POSTULADA

Dado el nivel tensional que existe en el entorno de la grieta es necesario utilizar la teoría elasto-plástica de fractura para analizar la estabilidad de la grieta postulada.

En condiciones de accidente es permisible el crecimiento estable de la grieta postulada, puesto que la condición de accidente sólo está prevista que ocurra una vez en la vida de la central y por ello basta con que no se produzca un crecimiento inestable de la grieta que provocaría la rotura catastrófica de la carcasa de la bomba.

La curva J-R caracterizan la resistencia del material a una extensión o crecimiento de grieta. Si el valor de la integral J aplicada es inferior a un valor crítico  $J_{IC}$  o tenacidad, la grieta no inicia el crecimiento, sólo se produce un enroscamiento de la punta de la grieta o "blunting", cuando el valor de J aplicado alcanza el valor crítico  $J_{IC}$  se inicia el crecimiento por desgarro dúctil o "tearing", esta evolución queda esquematizada a la figura 6.

Para determinar en que momento el crecimiento estable se ve interrumpido por un crecimiento inestable de grieta es necesario introducir el concepto de módulo de desgarro dúctil o "tearing modulus" (Ref.4).

En la figura 7, se representa la integral J frente a la dimensión de la grieta a, que en la literatura se denomina

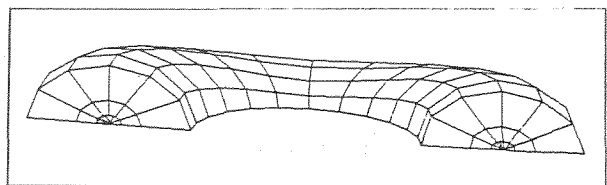


Fig.5 Submodelado de la grieta postulada.

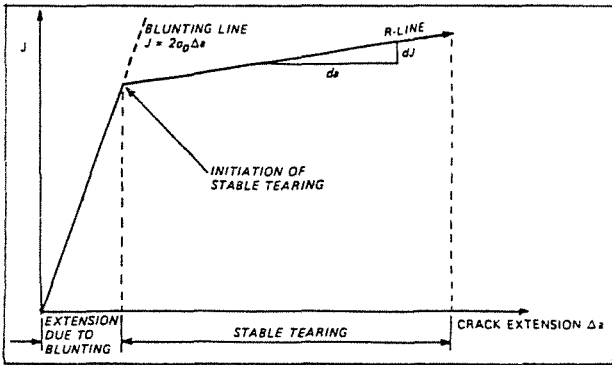


Fig.6 Curva de resistencia J-R y procesos de crecimiento.

"the crack driving force diagram", en él se muestran varias curvas J-a para distintas condiciones de carga. Se ha trasladado la curva J-R del material a la dimensión inicial de grieta  $a_0$ .

A la vista de la figura 7, la inestabilidad se produce cuando:

$$\left(\frac{dJ}{da}\right)_{aplicado} > \left(\frac{dJ}{da}\right)_{material}$$

Se define el módulo de desgarro dúctil como:

$$T = \frac{E}{\sigma_f^2} \frac{dJ}{da}$$

el factor  $E/\sigma_f^2$  se introduce de forma que T sea adimensional e independiente de la temperatura.

De esta forma el criterio de estabilidad es:

$$T_{aplicado} < T_{material}$$

Otra condición adicional (Ref.5) referente a la aplicación del criterio de estabilidad es:

$$W = \frac{b}{J} \frac{dJ}{da} \gg 1$$

Esta condición debe ser satisfecha al menos por la curva J-R del material. Valores del parámetro W entre 5 o 10 son aceptados (Ref.6). Puesto que disponemos de la expresión analítica de la curva de resistencia J-R, la condición anterior puede

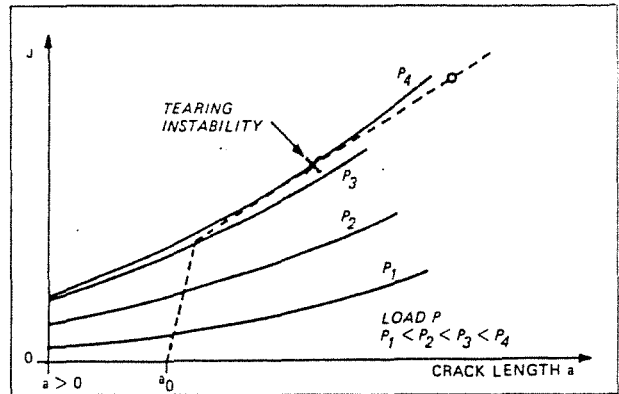


Fig.7 J vs a. "Crack Driving Force Diagram".

expresarse como:

$$J_{aplicado} < J_{máximo} (W)$$

Así pues, el crecimiento estable de una grieta queda asegurado si se verifica:

$$T_{aplicado} < T_{material}$$

$$J_{aplicado} < J_{max}$$

En el análisis de estabilidad se han utilizado, de forma conservativa, las propiedades mecánicas del material, incluida la tenacidad, completamente fragilizado.

El siguiente paso en el análisis de estabilidad es comprobar si la grieta postulada verifica el criterio de estabilidad. Para ello es necesario calcular  $J_{aplicado}$  y  $T_{aplicado}$ .

El cálculo del valor de la integral  $J_{aplicado}$  se ha realizado con ayuda del postproceso de ANSYS que es capaz de integrar e interpolar magnitudes a partir de trayectorias fijadas por nodos.

El cálculo se realiza a partir de la definición de la integral J:

$$J = \int_{\pi} (W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x}) ds$$

por lo que no ha sido necesario formular hipótesis que limiten "a priori" la validez del cálculo.

Se ha calculado la integral J sobre varias trayectorias en el submodelado de la grieta postulada, comprobándose, dentro de cierto margen, la independencia del camino de la integral J.

Para calcular el módulo de desgarro dúctil aplicado,  $T_{\text{aplicado}}$ , se ha repetido el análisis tensional de detalle por elementos finitos para una grieta de profundidad un 1% mayor que la original, y se ha calculado el valor de la integral J. El valor de  $T_{\text{aplicado}}$  es:

$$T_{\text{aplicado}} = \frac{E}{\sigma_f^2} \frac{dJ}{da} = \frac{E}{\sigma_f^2} \frac{J(a+\Delta a) - J(a)}{\Delta a}$$

Una vez obtenidos los valores de  $J_{\text{aplicado}}$  y  $T_{\text{aplicado}}$  se ha comprobado que verifican el criterio de estabilidad, quedando así asegurada la estabilidad de la grieta postulada, y por tanto la integridad estructural de la carcasa de la bomba.

## 5 CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una metodología de análisis de integridad de carcasas de bombas de refrigeración a partir de análisis de estabilidad de grietas postuladas en localizaciones críticas.

Del análisis realizado se han obtenido las siguientes conclusiones:

- El acero inoxidable austenítico moldeado SA351 CF8M es un acero muy susceptible a la fragilización por envejecimiento térmico a la temperatura de operación (280°C), por lo que sufre una importante disminución de la tenacidad con el tiempo de operación de la bomba.
- La magnitud de las cargas a las que está sometida la carcasa de la bomba en condiciones de accidente, provoca que el nivel tensional de algunas zonas de carcasa supere el límite elástico del material, por lo que se ha considerado necesario la utilización del régimen

elasto-plástico, tanto en el análisis tensional de detalle de la grieta, como en el posterior análisis de estabilidad por mecánica de fractura.

- En el análisis de estabilidad de la grieta postulada ha sido necesario introducir el concepto del módulo de desgarro dúctil, con el fin de obtener un criterio que asegure el crecimiento estable de la grieta. Los resultados obtenidos en este análisis garantizan la integridad estructural de la carcasa.

## 6 REFERENCIAS

- 1 ASME Code-Case - N-481, "Alternative Examination Requirements for Cast Austenitic Pump Casings" Sección XI, Division 1.
- 2 "Fragilización por Envejecimiento de Aceros Inoxidables Moldeados", Fundación Leonardo Torres Quevedo. Universidad de Cantabria. 1989.
- 3 Chopra O.K., "Estimation of Fracture Toughness of Cast Stainless Steels in LWR Systems", Presented at the Eighteenth Water Reactor Safety Information Meeting, October 22-24, 1990 Rockville, M.D.
- 4 Paris P.C., Tada H., Zahoor A., Ernst H., "The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic Plastic Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668. 1979 Philadelphia.
- 5 Ewalds H.L., Wanhill R.J.H. "Fracture Mechanics", Edward Arnold-Delftse Vitgevers Maatschappij. 1983
- 6 "Report of the U.S. Nuclear Regulatory Commission Piping. Review Committee Evaluation of Potential for Pipe Breaks", U.S. Nuclear Regulatory Commission NUREG-1061, volume 3, November 1989.

APLICACIONES DE LA MECANICA DE FRACTURA  
EN EL ANALISIS DE INTEGRIDAD DE  
ROTORES CON DISCOS ENCASTRADOS

A. MARTINEZ, C. CUETO FELGUEROSO, J.BROS  
TECNATOM, S. A.

Km. 19, CTRA. N.I. MADRID-IRUN  
28709-SAN SEBASTIAN DE LOS REYES (MADRID)

RESUMEN

Tecnatom ha desarrollado una metodología para el análisis de integridad de rotores con discos encastrados, basada en la evaluación de grietas detectadas en la zona de unión disco-eje. En este artículo se desarrollan dos aspectos parciales de la metodología, relacionados con la mecánica de fractura, que incrementan la fiabilidad del análisis de integridad.

ABSTRACT

Tecnatom has developed a methodology about integrity analysis of shrunk-on steam turbine rotor, based on the evaluation of cracks detected in the shaft-disk joint.

This paper presents two aspects of this methodology, related to the fracture-mechanics, that improve the integrity analysis reliability.

1 INTRODUCCION

El turbogruppo es un componente esencial desde el punto de vista de la disponibilidad de una planta de producción eléctrica. El análisis de integridad tiene por objeto la optimización de la explotación de la planta.

Los rotores de baja presión y en concreto los que poseen discos porta-álabes encastrados están sometidos a altas tensiones, en la zona del encastrado del disco al eje, que junto al efecto corrosivo del vapor húmedo, da lugar a la aparición de grietas de corrosión bajo tensión.

Puesto que la existencia de esas

grietas es el factor que más limita la vida útil de estos componentes, el análisis de integridad de un rotor de turbina se centra básicamente, en la evaluación detallada de las grietas detectadas en esa zona del disco.

La metodología utilizada en el análisis de integridad, que ya fue presentada en el IV Encuentro del Grupo Español de Fractura (Ref. 1), consta a grandes rasgos de un análisis térmico-tensional y de una evaluación por mecánica de fractura (figura 1).

En esta ponencia se desarrollan dos aspectos parciales de esta metodología y que son de una incidencia notable en la

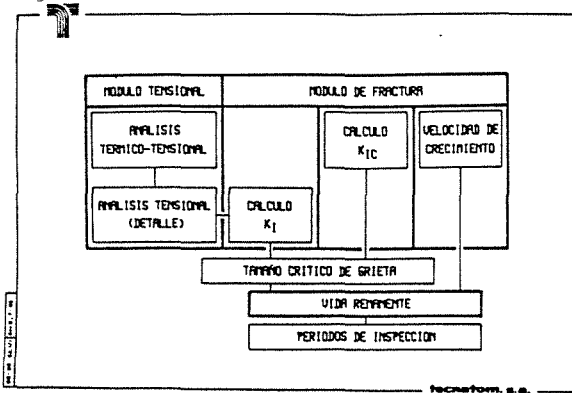


Fig.1 Metodología del análisis de integridad

estimación de la vida remanente del rotor:

- Concentración de tensiones producidas por la presencia del chavetero
  - La influencia de una pared lateral próxima, en el cálculo del factor de intensidad de tensiones de una grieta semi-elíptica.
- 2 CONCENTRACION DE TENSIONES PRODUCIDA POR LA PRESENCIA DEL CHAVETERO

El chavetero es una pieza cilíndrica que asegura el giro solidario del eje y del disco porta-álabes (fig. 2). En la zona en que se localiza y debido a la discontinuidad local que representa se produce una concentración de tensiones, que junto a la presencia de vapor húmedo y a la susceptibilidad del material, contribuyen a que la zona del chavetero sea una zona muy proclive a la aparición y desarrollo de grietas de corrosión baja tensión.

Con el fin de obtener la distribución de tensiones en el entorno del chavetero se ha realizado un análisis tensional por elementos finitos con la técnica del submodelado. Esta técnica consta de dos etapas:

- Un análisis global del componente, en el que se hacen intervenir las cargas mecánicas y térmicas que actúan sobre el rotor.
- Un análisis detallado de la zona de interés, en el que se utiliza como condición de contorno los resultados del análisis global.

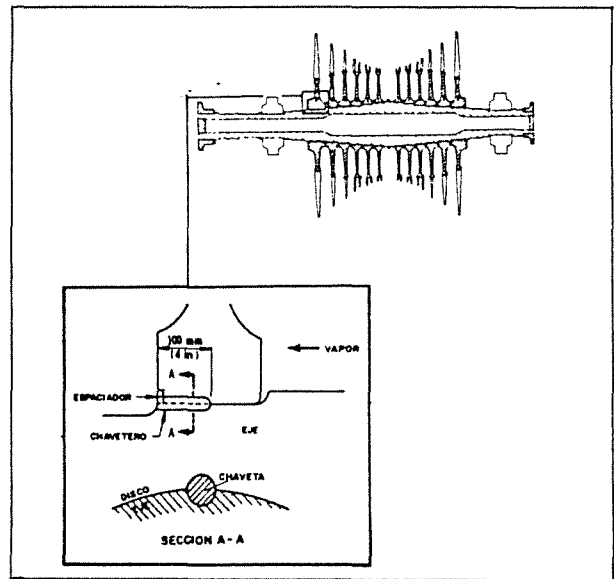


Fig.2 Diagrama esquemático del chavetero

La malla utilizada en el análisis de detalle se representa en la figura 3. Las tensiones axiales obtenidas en el modelo global son muy bajas y constantes en la zona de interés por la que el análisis de detalle se puede realizar en condiciones de deformación plana.

El análisis de detalle se realizó con el programa ANSYS, utilizándose elementos isoparamétricos de 4 nodos y triangulares de 6 nodos en deformación plana. El apriete entre el eje y el disco se ha introducido en el modelo por medio de elementos tipo gap.

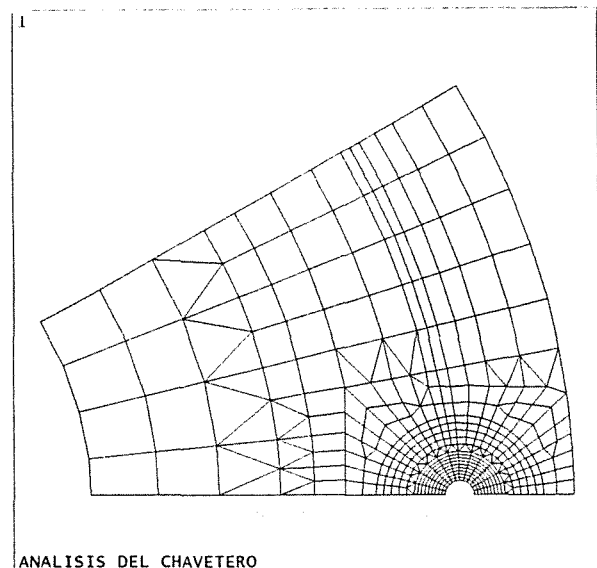


Fig.3 Malla de elementos finitos del chavetero

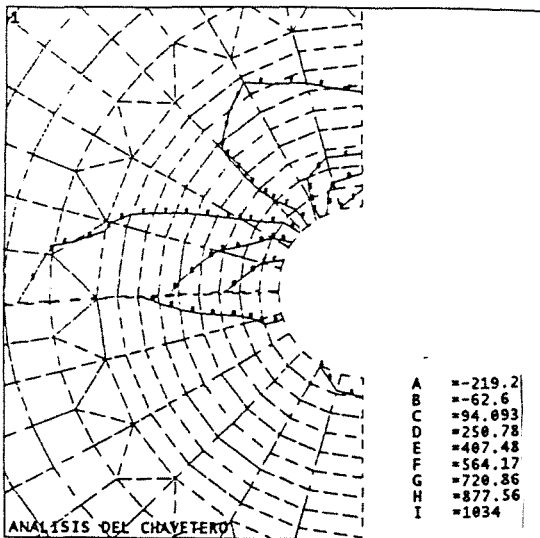


Fig.4 Distribución de tensiones circunferenciales

Las condiciones de contorno, obtenidas en el análisis global, introducidas en el submodelo son:

- Distribución radial de temperaturas
- Distribución radial de tensiones circunferenciales
- Condiciones de simetría

Por último la curva tensión-deformación del material se aproximó a una curva bilineal.

La distribución de tensiones circunferenciales se representa en la figura 4. Como puede observarse, la presencia del chavetero causa una redistribución local de la tensión circunferencial. La concentración de tensión en la zona del disco por encima del chavetero provoca la plastificación de los elementos situados en dicha zona. En la figura 5 se presenta la tensión circunferencial en el chavetero en dirección radial. La presencia del chavetero es la causa que la tensión máxima en la zona aumente a un factor de 2.4, si bien la influencia del chavetero no es significativa a una distancia de unos 25 mm.

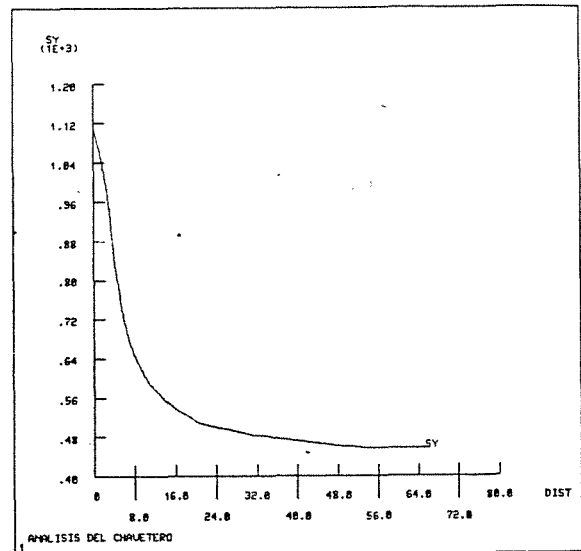


Fig.5 Tensión circunferencial en la dirección radial

analítica para el cálculo del factor de intensidad de tensiones de una grieta semi-elíptica próxima a una pared lateral próxima se ha recurrido al método de los elementos finitos para su cálculo.

Se han modelado varias grietas semi-elípticas acercándose a una pared lateral próxima y se ha calculado por el método de elementos finitos el factor de intensidad de tensiones (Ref.2), los resultados obtenidos se han comparado con los calculados a partir de la formulación Newman & Raju (Ref.3), fuera de su rango de validez, para obtener una distribución de desviación del factor de intensidad de tensiones frente a la distancia a la pared lateral próxima.

El análisis por elementos finitos se ha realizado con la técnica del submodelo. Se ha modelado un paralelepípedo con una grieta semi-elíptica, sometido a tensión constante. Con el fin de obtener unos resultados más precisos, se ha realizado un submodelo del entorno próximo de la grieta (fig.6), al cual se han aplicado como condiciones de contorno los desplazamientos obtenidos en el análisis previo.

Se ha calculado el factor de intensidad de tensiones para distintos ángulos a partir de la relación existente entre la distribución de desplazamientos en el entorno próximo al frente de grieta y el factor de intensidad de tensiones:

3 INFLUENCIA DE UNA PARED LATERAL PROXIMA EN EL CALCULO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE UNA GRIETA SEMIELIPTICA

Puesto que no existe una formulación

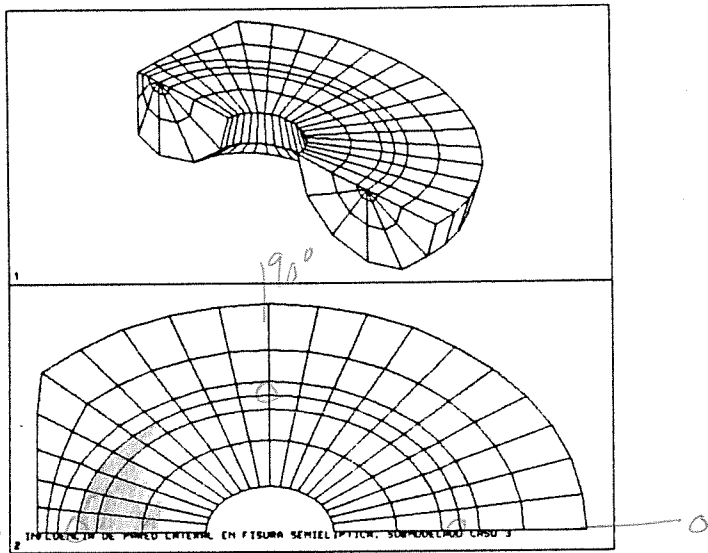


Fig.6 Mallado del entorno próximo de la grieta.

$$K_I = \frac{G\sqrt{2\pi}}{1+k} \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\epsilon}{\sqrt{r}}$$

$$k = \begin{cases} 3-4\nu & \text{deformación plana} \\ \frac{3-\nu}{1+\nu} & \text{tensión plana} \end{cases}$$

siendo G el Módulo de cizalla,  $\epsilon$  la deformación en la dirección normal al plano de la grieta, r la distancia a la grieta y  $\nu$  el módulo de Poisson.

Los resultados obtenidos se representa esquemáticamente en la figura 7. En esta figura se aprecia como el factor de intensidad de tensiones crece con la proximidad a la pared lateral.

Para la misma geometría (fig.8) se han calculado factores de intensidad de tensiones con la formulación de Newman & Raju:

$$K_I = (S_t + HS_b) \sqrt{\pi a/Q} F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \phi\right)$$

donde  $S_t$  y  $S_b$  son las tensiones de membrana y bending respectivamente y F una función que depende de la geometría de la grieta. Esta relación es válida si se cumple:

$$c/b < 0.5$$

Esta condición no se verifica para las grietas con una pared lateral próxima como las consideradas, por lo que el cálculo no es riguroso. No obstante el objetivo del presente estudio es precisamente cuantificar el error cometido al utilizar la formulación de Newman & Raju fuera de su rango de validez.

La comparación entre los resultados obtenidos por elementos finitos con Newman & Raju nos proporciona una distribución indicativa de los márgenes de error cometidos al utilizar la formulación Newman & Raju para grietas próximas a una pared lateral (fig. 9).

CALCULO DE KI CON PARED LATERAL

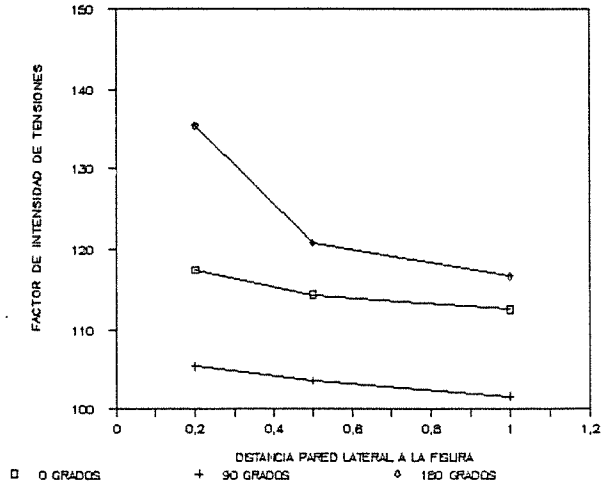


Fig.7 Incremento del factor de intensidad de tensiones con la proximidad a una pared lateral.

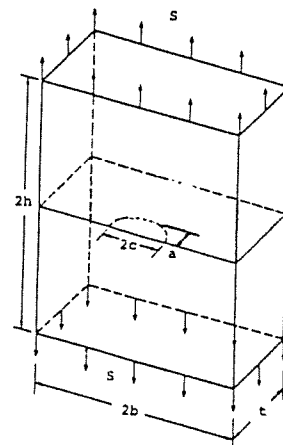
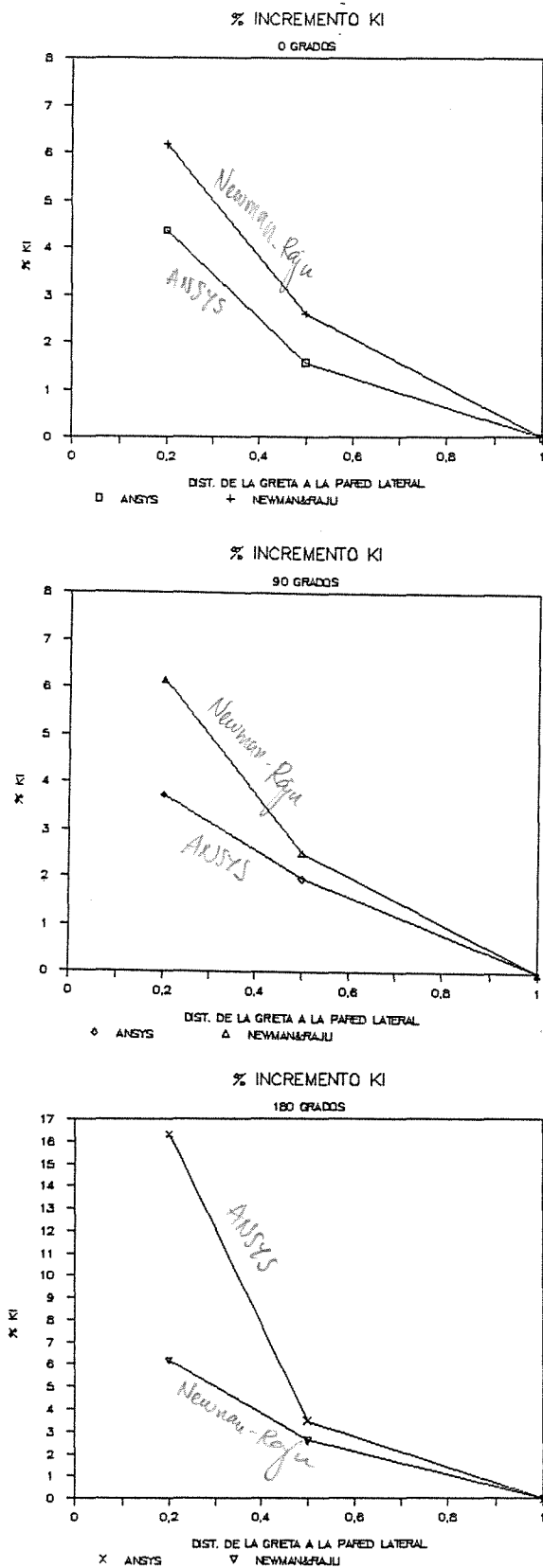


Fig.8 Geometría de la grieta (Newman & Raju)



4 CONCLUSIONES

Los dos aspectos analizados conducen a un conocimiento más detallado de la evolución de una grieta hasta su estado crítico y por tanto a un aumento de la fiabilidad del análisis de integridad del rotor.

REFERENCIAS

- 1 Bros J. y Carrero J., "Evaluación por Mecánica de Fractura de Indicaciones de Defecto en Discos de Turbina de Baja Presión", Anales de Mecánica de la Fractura, 4. Braga 1987.
- 2 Solecki J.S., "Fracture Mechanics", ANSYS Revisión 4.4 Tutorial, Swanson Analysis System, Inc. 1989.
- 3 Newman J.C. y Raju I.S. "An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for the Surface Crack", Engineering Fracture Mechanics, Vol.15 No. 1-2, 1981.

Fig.9 Comparación de la influencia de una pared lateral próxima en el cálculo del factor de intensidad de tensiones para las dos formulaciones utilizadas.



## METODO PARA EL CALCULO PROBABILISTICO DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS

Javier Gómez-Elvira Rodríguez

INSTITUTO NACIONAL DE TECNICA AEROESPACIAL  
 División de Materiales y Estructuras  
 Laboratorio de Cálculo y Diseño de Estructuras  
 Carretera de Ajalvir s/n ( Torrejón de Ardoz )  
 Madrid

**RESUMEN.** El cálculo del crecimiento de grietas depende del comportamiento del material y de las cargas a que está sometida la estructura, ambas de marcado comportamiento aleatorio en el campo aeroespacial. Para afrontar estos efectos se propone un procedimiento de cálculo del crecimiento de grietas combinado basado en la simulación y en la modelización del comportamiento por un proceso de Markoff, con ambas herramientas es posible determinar la fiabilidad de la estructura y evaluar la eficacia de diferentes sistemas de inspección.

**ABSTRACT.** *The crack growth is a function of the material performances and the loads that must undergo the structure, both of them shows a random behaviour. To manage these effects a method to compute the crack growth is proposed based on a modeling of the growing as a Markoff process in conjunction with a crack growth stochastic simulation. The aim of this method is able to us to know the structure fiability and to evaluate different inspection systems.*

## 1. INTRODUCCION.

Un filosofía, relativamente reciente, utilizada en el diseño de estructuras aeroespaciales es la denominada de tolerancia al daño [1]. En ella se supone que todos los elementos que componen la estructura tienen grietas que van a crecer a lo largo de su vida operativa. Mediante la mecánica de fractura se estudia su crecimiento, con el objetivo de evitar que alcance su tamaño crítico, estableciendo además un plan de inspección de forma que el elemento dañado pueda repararse antes de que se produzca el fallo.

Para determinar la longitud que tiene una grieta en un instante determinado hay que conocer el estado de sollicitaciones a que está sometido el elemento estructural, la longitud inicial de la grieta, la geometría del elemento y el tipo de material en el que crece. Todos estos factores que se han mencionado tienen una

gran componente aleatoria.

En cuanto a las sollicitaciones, solamente mencionar que, por ejemplo, en el campo espacial las cargas dimensionantes son en gran parte de origen acústico o bien de las denominadas *random*, mientras que en el aeronáutico, el espectro de cargas está formado, entre otras, por las generadas en la rodadura ( producidas por la rugosidad de la pista ) y por las producidas por las ráfagas ( definidas por su densidad espectral de potencia ), ambas aleatorias igualmente.

La longitud inicial de grieta depende de su origen, ya sea por fatiga o por defecto de fabricación. En este último caso la longitud de partida depende del sistema de inspección no destructivo, asociando a cada uno de ellos una distribución de probabilidad de detección [2]. Para el caso de fatiga, en el trabajo de Swift [1] se pueden encontrar las distribuciones iniciales de grieta producidas por fatiga obtenidas para la determinación de la denominada *initial quality flow*.

En cuanto al material, es bien conocido que su comportamiento es esencialmente aleatorio. Esto se puede poner de relieve con los resultados de los trabajos correspondientes a Virkler [3] y Sasaki [4], en los cuales bajo condiciones de laboratorio se realizaron ensayos de crecimiento de grietas obteniéndose los resultados mostrados en las figuras 1 y 2.

Diferentes autores han abordado el estudio del crecimiento de grietas suponiendo que el comportamiento del material es aleatorio. Dos puntos de vista se han utilizado, uno es el que trata de definir el estado de crecimiento de la grieta en función del tiempo, suponiendo aleatorias las constantes de las leyes de crecimiento ( [5], [6], [7], [8], [9], [10] ) y el otro estudia la evolución de la distribución de probabilidades de una determinada longitud de grieta con el tiempo ( [11] ).

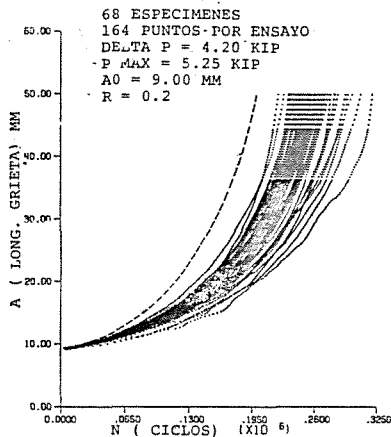


Fig. 1 Influencia del material ( 2024T3) espécimen tipo CC ( center crack ).

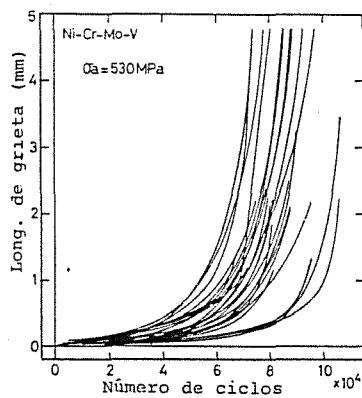


Fig. 2 Influencia del material ( acero ).

Pero ninguno de los anteriores ha tenido en cuenta los efectos de retardo y aceleración que se producen debidos al efecto de las sobrecargas de tracción y compresión, dando por lo tanto resultados conservativos.

2. DESCRIPCION DEL METODO.

El método que se propone se basa en la ref. [11] y se fundamenta en la hipótesis de que el proceso de crecimiento de grietas se puede modelizar por un proceso de Markoff. Este tipo de procesos son aquellos en los que el estado actual de un sistema no depende del camino que haya seguido hasta llegar a él. En este caso se supone que lo que crezca una grieta a partir de una longitud determinada es independiente de la historia que haya seguido hasta alcanzar esa longitud inicial. La diferencia de este método con respecto a los anteriores es que va a suponer que existe también una determinada zona plástica en el vértice de la grieta función de la longitud inicial.

En un proceso de Markoff hay que definir unos estados del sistema y una transición. En este caso, un estado viene definido por una determinada longitud de

grieta, mientras que una transición es la aplicación de los ciclos de carga comprendidos en un período de tiempo determinado.

Hay que recordar que los procesos de Markoff cumplen

$$P\{X_{t+1} = a_i / X_0 = a_0, X_1 = a_1 \dots X_t = a_i\} = P\{X_{t+1} = a_j / X_t = a_i\}$$

es decir, la probabilidad de que el sistema esté en el estado  $X_{t+1}$ , después de la aplicación de  $t+1$  transiciones sólo depende de la situación en que estaba en el estado  $t$ .

La probabilidad de pasar del estado  $i$  al  $j$  después de la aplicación de  $n$  transiciones se denota como

$$p_{ij}^{(n)} = P\{X_{t+n} = a_j / X_t = a_i\}$$

que cumple

$$\sum_{j=1}^m p_{ij} = 1, \text{ para todo } i$$

siendo  $m$  todos los estados posibles.

Las probabilidades de transición se pueden agrupar formando una matriz denominada 'matriz de transiciones'

$$P = \begin{bmatrix} p_{00} & p_{01} & p_{02} & \dots & p_{0m} \\ 0 & p_{11} & p_{12} & \dots & p_{1m} \\ 0 & 0 & p_{22} & \dots & p_{2m} \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 0 & 0 & 0 & \dots & p_{mm} \end{bmatrix}$$

La suma de los términos de cada fila vale la unidad y el último  $p_{mm}$  debe valer por lo tanto 1, lo que representa un estado absorbente, es decir que si en una transición se llega él no se puede saltar a otro posteriormente.

La ecuación de Chapman-Kolmogorov permite calcular  $p_{ij}^{(n)}$

$$p_{ij}^{(n)} = \sum_{k=0}^m p_{ik}^{(\tau)} p_{kj}^{(n-\tau)}$$

para todo  $i, j, 0 < \tau \leq n$

Por tanto  $P^{(n)} = P^{(n-1)}P$  donde

$$P^{(n)} = P * P * P * \dots * P = P^n$$

Además si son conocidas las probabilidades iniciales de cada estado

$$p_0 = \{ p_1(0), p_2(0) \dots p_m(0) \}$$

el vector de probabilidades de existencia de cada estado al cabo de  $n$  transiciones

será

$$P^{(n)} = p_0 * P^n$$

Extrapolando todo lo anterior al crecimiento de grietas, se podría conocer la probabilidad de fallo de la estructura al cabo de un período de tiempo determinado. Con lo cual es posible determinar el instante en que se alcanza un determinado valor crítico, momento en el que sería necesario hacer una inspección.

Supongamos que se realiza la inspección al cabo de  $i$  transiciones, siendo las probabilidades de existencia

$$p_i = \{ p_i(1), p_i(2) \dots p_i(r) \}$$

la probabilidad de detectar una grieta para cada uno de los  $r-1$  estados es

$$d = \{ d(1), d(2) \dots d(r-1) \}$$

además si una grieta es detectada será separada, siendo la fracción de unidades sustituidas

$$p_s = \sum_{j=1}^r \{ d(i) * p_i(j) \}$$

y las nuevas probabilidades iniciales

$$p_0' = \{ p_0'(1), p_0'(2) \dots p_0'(r-1) \}$$

siendo

$$p_0'(k) = (1-d(k)) * p_i(k) + p_s * p_0(k)$$

Por lo tanto a partir de este instante las nuevas probabilidades de daño serán

$$p_x = p_0' * P^{x-1}$$

### 3. CALCULO DE LA MATRIZ DE TRANSICION.

EL núcleo del modelo descrito anteriormente está en la obtención de la matriz de transición. Si se recuerda el significado de cada uno de sus términos,  $p_{ij}$  es la probabilidad de que el sistema pase del estado  $i$  al  $j$  al cabo de una transición.

Existen dos métodos para calcular estos  $p_{ij}$ , que son:

- realizar un número de ensayos estadísticamente aceptables.
- Simular numéricamente estos ensayos.

Se ha optado por ésta última opción, ya que los modelos de crecimiento de grietas tienen un comportamiento generalmente aceptado dentro de la comunidad aeronáutica.

### 3.1 Programa de simulación.

Para la simulación se ha construido un modelo matemático de simulación basándose en la ley de crecimiento de Forman modificada [12]

$$da/dn = \frac{C * (1-R)^m * K^n * (\Delta K - K_{th})^p}{((1-R)K_c - \Delta K)^p}$$

donde

- C, m, n, p, q son ctes. del material
- K, valor del incremento del factor de intensificación de esfuerzos.
- $K_{th}$ , factor de intensificación de esfuerzos umbral.
- $K_c$ , factor de intensificación de esfuerzos crítico.

Aplicando además el modelo de retardo denominado de Willenborg modificado [13], en el que se utiliza un factor de intensificación de esfuerzos efectivo

$$(K_{max})_{ef} = K_{max} - \phi * (K_{sc} * \sqrt{(1-a/r_{fsc})} - K_{max})$$

$$(K_{min})_{ef} = K_{min} - \phi * (K_{sc} * \sqrt{(1-a/r_{fsc})} - K_{min})$$

donde

- $\phi$ , parámetro que depende del material.
- $K_{sc}$ , factor de intensificación de esfuerzo calculado con el valor de la sobrecarga y con la longitud de grieta que existía en ese momento.
- $r_{fsc}$ , tamaño de la zona plástica en la que se mueve la grieta.

Lo que realiza el programa de simulación, básicamente, es calcular el crecimiento de una grieta en un conjunto de especímenes, con las siguientes condiciones:

- Simular el comportamiento aleatorio del material, para lo cual las constantes C y n, de la ley de crecimiento, pueden variar de acuerdo a una determinada función de distribución, tanto de un espécimen a otro como dentro de cada uno.

Sólo se han seleccionado estas dos para no complicar excesivamente el problema inicialmente.

- La longitud inicial de grieta puede responder también a una función de distribución determinada.

- Al comienzo de cada simulación se supone una zona plástica, que es función de la longitud de grieta, lo que permite simular la historia del crecimiento seguido hasta ese momento.

- Se pueden considerar espectro de cargas de tipo *random* (definidas a través de su densidad de potencia espectral) y de tipo sinusoidal.

A la hora de simular el crecimiento

real de una grieta, se ha encontrado el problema de que no existen datos estadísticos del comportamiento del material. No obstante en la ref.[14], se ha hecho un estudio de la influencia que tiene el tipo de distribución en el crecimiento y por tanto lo importante que sería que este tipo de información se incluyese en los bancos de datos de los materiales.

Como ejemplo de simulación se incluye en la figura 3 los resultados obtenidos para un caso similar al realizado por Virkler [3] ( ver figura 1 ). En él se ha supuesto que:

- C responde a una distribución lognormal (media  $1.71 \times 10^{-11}$  y desv. típica  $1 \times 10^{-11}$ ).

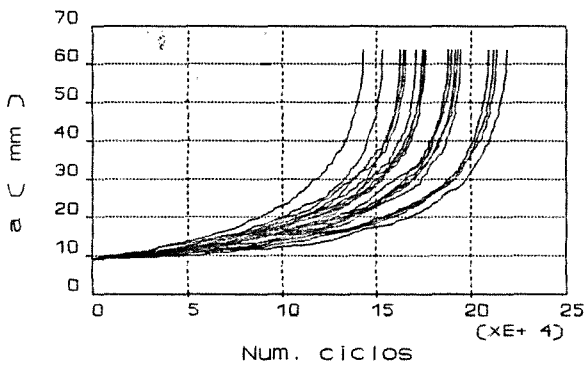


Fig. 3 Simulación del crecimiento. Espécimen tipo CC ( w = 152 mm, t = 2.54 mm ). Esf. max. 60.33 MPa, esf. min. 12.07 Mpa.

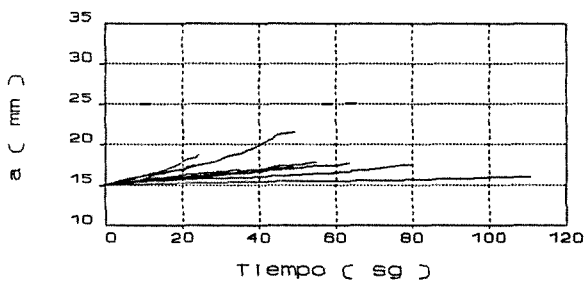


Fig. 4 Comportamiento aleatorio. Log. inicial 15 mm. Espectro 10 Hz.-500Hz. 10.88 Mpa<sup>2</sup>/Hz.. Var. const. cada 0.5 mm

- n, distribución lognormal de media 2.873 y desv. típica 0.003.
- a<sub>0</sub>, distr. lognormal de media 9 y desv. típica 0.01.

En la figura 4 se incluye la simulación del crecimiento de grieta en similares condiciones ( long. inicial 15 mm) del caso anterior pero suponiendo ahora que el espectro es un ruido blanco y efecto de retardo.

4. EJEMPLO DEL METODO DE CALCULO.

Una vez presentado el método se va a dar un ejemplo para mostrar sus posibilidades. Se parte de unas condiciones como las mostradas para la figura 5, utilizando el espectro de un ruido blanco.

El primer paso es determinar el tamaño del bloque de carga, para lo que sigue el siguiente proceso:

- Se parte de la curva de crecimiento obtenida para los valores RMS del espectro.
- Teniendo en cuenta que se tienen que tomar períodos de tiempo constantes ( transiciones ), estos se definen con la curva anterior y definiendo la resolución que se quiera ( diferencia de longitud de grieta entre dos estados ).

Estado	Longitud de grieta
1	9.
2	9.27
3	9.53
4	9.8
5	10.08
6	10.4
7	10.73
8	11.05
9	11.43
10	11.81
11	12.21
12	12.66
.	.
.	.
.	.
26	24.98
27	26.94
28	29.32
29	32.33
30	36.37
31	42.63
32	60.98
33	rotura

Tabla 1 Longitud de grieta de cada estado.

En este caso se han tomado 18 sg. lo que corresponde a 32 estados ( en la tabla 1 se muestra la longitud de cada estado), de tomar por ejemplo 12 sg. el número de estados sería de 50.

Una vez definidos el número de estados y el tiempo que dura cada transición, mediante el programa de simulación se calcula la matriz de transiciones, que en este caso es matriz de 32 x 32.

De acuerdo con esto, en la figura 5 se muestra la evolución de la probabilidad de fallo, para dos condiciones de probabilidades iniciales, y en la figura 6 como evolucionan la probabilidad de existencia de varios estados, suponiendo

que la longitud inicial corresponde a una distribución normal de media 9 mm y desv. típica 0.01. En ella se ve como va disminuyendo la probabilidad de existencia con el tiempo.

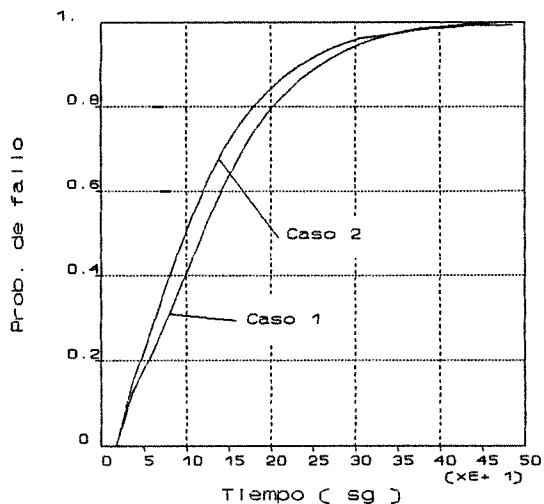


Fig.5 Probabilidades de existencia de diferentes estados.

Caso 1,  $p_0 = ( 1., 0., 0., \dots 0. )$   
 Caso 2,  $p_0 = ( 0.061, 0.57, 0.333, 0.03, 0., \dots 0. )$

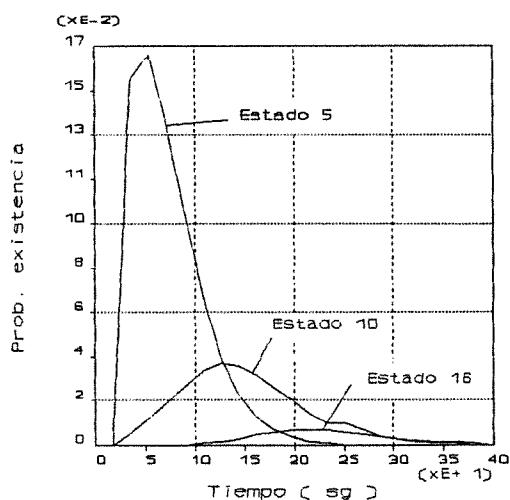


Fig. 6 Evolución de la probabilidad de fallo.

Para ver la utilidad del método para la definición del sistema de inspección, se han supuesto tres tipos:

- Sistema 1. Las grietas pequeñas nunca son detectadas ( dist. lognormal de media 11 mm y desv. típica 1 ).

- Sistema 2. Método de inspección eficaz que es capaz de detectar la mayor parte de las grietas ( dist. lognormal de media 10 mm y desv. típica 2 ).

- Sistema 3. Método de muy poca calidad ( media 22 mm, dev. típica 5 mm ).

Fijando un nivel de fiabilidad para la introducción de una inspección, se obtiene una probabilidad de fallo como la mostrada en la fig. 7, en ella se ve que con el sistema 3 el número de inspecciones es mayor que con las otras dos. El número de piezas sustituidas sería de 225 para el primero, 215 para el segundo y 192 para el tercero.

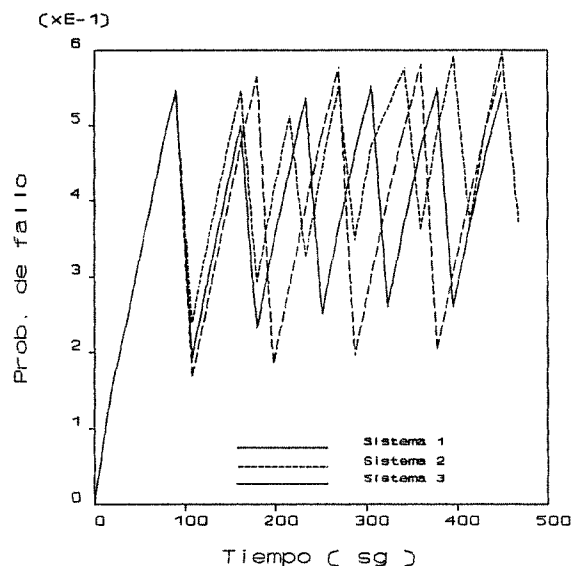


Fig. 7 Influencia del sistema de inspección (sustitución cuando la prob. de fallo supera 0.5).

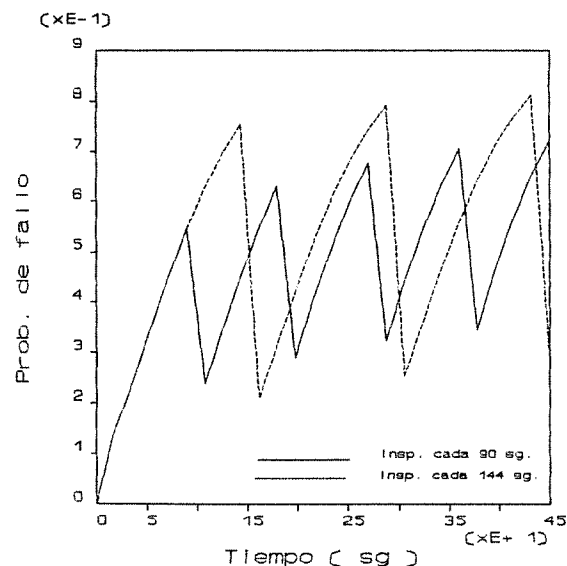


Fig. 8 Probabilidad de fallo. Períodos de inspección constantes.

Por otro lado también es posible comprobar el efecto que tiene la fijación de períodos de inspección constantes. En la figura 8 se muestra la probabilidad de fallo para el sistema 3. En ella se ve que las probabilidades de fallo son mayores, como es lógico, cuando las inspecciones están más espaciadas.

## 5. CONCLUSIONES.

Se ha propuesto un método para el cálculo probabilístico del crecimiento de grietas basado en la modelización de éste por un proceso de Markoff y una simulación del crecimiento para obtener la matriz de transición, en la que se incluye el efecto de retardo.

El método permite calcular la evolución con el tiempo de la probabilidad de fallo, además de la evaluación de los diferentes sistemas de inspección en servicio, lo que es de capital importancia en el diseño de estructuras tolerantes al daño.

El siguiente paso a dar es realizar una batería de ensayos que permitan realizar la contrastación experimental de la teoría.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Swift t., Stone M.: *Future damage tolerance aproach to airworthiness certification. Presented to 10th International Commitee on Aeronautical Fatigue, Brussels, May 1979.*
- [2] Koul A.K. et al.: *Influence of sensitivity and realibility of NDI techniques on damage tolerance based life prediction of turbine discs. National Research Council of Canada LTR-ST-1665, 1988.*
- [3] Virkler D.A. Hilberry B.M. Goel P.K.: *The statistical nature of fatigue crack propagation. transatio of ASME, vol.101, pp.148-153,1979.*
- [4] Sasaki S.K: et al.: *Statistical investigation of surface fatigue cracks in large sized turbine rotor shaft steel. Eng. Frac. Mech., vol. 28., pp761-772, 1987.*
- [5] Dolinsky K.: *Stochastic loading and material inhomogeneity in fatigue crack growth propagation. Eng. Frac. Mech. vol 25., no.5/6, pp. 809-818, 1986.*
- [6] Lin Y.K.: *A stochastic theory of fatigue crack propagation. AIAA 83-0978.*
- [7] Ortiz K., Kiremidjian A.S.: *Timer series analyss of fatigue crack growth rate data. Eng. Frac. Mech., vol.24, no.5, pp.757-765, 1986.*
- [8] Sobczyk K.: *Modelling of random fatigue crack growth. Eng. Frac. Mech., vol.25, no.4, pp. 609-623, 1986.*
- [9] Spencer B.F. et al.: *A stochastic approach to modelling fatigue crack growth. AIAA 88-2419.*
- [10] Tanaka H. Tsurui A.: *Reliability degradation of structural components in the process of fatigue crack propagation under stationary random loads. Eng. Frac. Mech., vol.27,no.5,pp.501-516, 1987.*
- [11] Bogdanoff J.L.: *A new acumulative damage model: Part 1. Transactions of ASME, vol.45, pp.246-250, June 1978.*
- [12] ESACRAK *User's Manual ESA-PSS-03-209.*
- [13] Willemborg J., Engle R.M., Wood R.A.: *A crack growth retardation model using a effective stress concept. AFFDL-TM-71-FDR, 1971.*
- [14] Gómez-Elvira J.: *Estudio del crecimiento de grietas bajo cargas aleatorias. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid, 1990.*

A Utilização de Critérios de Análise Local para Determinação da Iniciação de Fendas de Fadiga  
no Fundo de Entalhes

M. J. M. de Freitas \*, A. A. Castanhola Batista \*\* e A. Morão Dias \*\*

\* CEMUL (INIC), Instituto Superior Técnico, Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa, Portugal

\*\* Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 3000 Coimbra, Portugal

No estudo de iniciação de fendas no fundo de entalhes e em condições de plasticidade localizada, os critérios utilizados são baseados numa "análise local", isto é, na hipótese que somente as tensões e deformações locais controlam os mecanismos de iniciação de fendas.

Neste artigo seguiremos este método de análise com a utilização de dois métodos diferentes para cálculo da plasticidade no fundo do entalhe. O primeiro, baseia-se na teoria de Neuber e no método de Molski-Glinka aplicados à iniciação de fendas de fadiga no fundo de entalhes e têm como base um modelo de comportamento elástico, aplicado em condições de elasto-plasticidade. O segundo é estabelecido a partir de um modelo elasto-plástico onde, utilizando o método dos elementos finitos, é calculada a deformação plástica no fundo do entalhe.

These study describes the application of the critical approach method to the determination of crack initiation at notched specimens subjected to fatigue.

Fatigue crack initiation tests were carried out on notched specimens made of AISI H13 and DIN C45 steels and the critical approach method was applied to these tests on the basis of low-cycle fatigue data obtained on smooth specimens.

## INTRODUÇÃO

As estruturas solicitadas em fadiga são submetidas frequentemente a estados de tensão e de deformação complexos. Um caso característico deste tipo de solicitação é criado pela existência de entalhes severos na geometria das peças, originando locais privilegiados para a iniciação de fendas de fadiga, pois devido à concentração de tensões, o material do fundo do entalhe fica sujeito a elevadas deformações plásticas, mesmo quando as cargas nominais são inferiores ao limite de elasticidade.

A rotura por fadiga, frequente em estruturas industriais, corresponde a uma sucessão aparentemente contínua de vários acontecimentos: encruamento, deterioração local provocando o aparecimento das primeiras microfendas (fase de iniciação) e finalmente propagação até à rotura final da estrutura (fase de propagação).

Foram utilizados dois aços diferentes: o AISI H13 tratado termicamente e o DIN C45 sem tratamento térmico, que foram ensaiados com provetes lisos para determinação das leis de encruamento cíclico e de Manson-Coffin, e com provetes entalhados para determinação da iniciação de fendas.

Neuber's rule, Molski-Glinka method and elasto-plastic finite element method were used to calculate the plastic deformation at notches based on the cyclic stress-strain behaviour of the materials; an equation for the damage of the material is established to estimate the fatigue life of notched members.

No estudo de iniciação de fendas em zonas de concentração de tensões e em condições de plasticidade localizada, é muito utilizado [1], [2], um critério baseado numa "análise local" do fenómeno, isto é na hipótese que somente as tensões e deformações locais governam os mecanismos de iniciação de fendas. Neste artigo é desenvolvida esta metodologia, confrontando dois métodos para cálculo aproximado da deformação plástica no fundo de entalhes: um método aproximado baseado na teoria de Neuber [3], aplicada por Topper et al. [4] à fadiga no fundo de entalhes, um outro método aproximado desenvolvido por Molski-Glinka, [5], tendo por base considerações energéticas. Foi também aplicado outro método mais rigoroso utilizando o método dos elementos finitos em elasto-plasticidade, tendo sido testada a regra de Neuber e o critério de iniciação de fendas.

Para aplicação destes critérios, determinaram-se as curvas de tracção e encruamento cíclico e de resistência à fadiga oligocíclica dos aços AISI H13 com dois tratamentos térmicos diferentes e DIN C45. Foram também efectuados ensaios de iniciação de fendas por fadiga utilizando provetes entalhados de geometria conhecida. Com estes resultados experimentais, foram testados os critérios mencionados.

MATERIAL E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Material

Foram utilizados dois aços diferentes: um AISI H13, de composição química 0,4 % C, 5,2 % Cr, 1,3 % Mo, 1,0 % V, no estado temperado e revenido de dois modos (R250 e R540), [6], e um DIN C45, de composição química 0,43 % C, 0,70 % Mn, 0,20 % Si, sem tratamento térmico.

Ensaio mecânicos

As características cíclicas foram determinadas por ensaios de fadiga oligocíclica, com amplitudes de deformação constantes usando ciclos de forma sinusoidal, uma velocidade de deformação média constante em tracção-compressão e uma razão de deformação  $R_{\epsilon} = -1$ . As curvas de encruamento cíclico foram determinadas utilizando o método dos patamares sucessivos e o método de um provete por nível, definindo o ciclo de histerese estabilizado como o correspondente a metade da duração de vida do provete.

Os ensaios de iniciação de fendas em provetes entalhados foram realizados em provetes axissimétricos, com um entalhe circunferencial de fundo semi-circular de raio 0.5 mm e um valor de  $K_t = 3$ . Estes ensaios foram controlados em carga, usando ciclos sinusoidais de amplitude constante, e realizados com duas razões de carga:  $R_{\sigma} = 0$  e  $R_{\sigma} = -1$ , para verificar a influência da tensão média. Utilizou-se a técnica da queda de potencial para determinação do número de ciclos de iniciação de uma fenda.

RESULTADOS

Encruamento cíclico

O aço AISI H13 com os dois tratamentos térmicos referidos, revela um endurecimento importante [7] durante os primeiros ciclos, seguindo-se um ligeiro amaciamento até à rotura, tendo ambos os métodos de determinação da curva de encruamento cíclico conduzido a resultados idênticos. O aço DIN C45 apresentou um endurecimento cíclico constante desde o primeiro ciclo sendo os resultados obtidos com os dois métodos referidos e com o método incremental conduzido a resultados idênticos.

As leis de encruamento cíclico são apresentadas de seguida para os três materiais:

$$R250 \quad \frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} = 2810 \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{0.091} \quad (\text{MPa})$$

$$R540 \quad \frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} = 3250 \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{0.092} \quad (\text{MPa})$$

$$C45 \quad \frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} = 1107 \left( \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{0.167} \quad (\text{MPa})$$

Resistência à fadiga oligocíclica

A figura 1 mostra as curvas de resistência à fadiga oligocíclica quando expressas em função da deformação total aplicada para os aços AISI H13 (R250 e R540), e a figura 2 mostra a mesma curva para o aço C45. As leis de resistência à fadiga são apresentadas de seguida para os três materiais:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N)^b + \epsilon_f' (2N)^c$$

$$R250 \quad \frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0.0130 (2N)^{-0.0768} + 0.133 (2N)^{-0.683}$$

$$R540 \quad \frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0.0138 (2N)^{-0.0775} + 0.139 (2N)^{-0.828}$$

$$C45 \quad \frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0.0042 (2N)^{-0.0812} + 0.180 (2N)^{-0.482}$$

Iniciação de fendas com provetes entalhados

A figura 3 apresenta o número de ciclos necessário à iniciação de uma fenda dos provetes entalhados em função da amplitude de tensão nominal aplicada, para o aço AISI H13 e os dois tratamentos térmicos mencionados e diferentes razões de tensão. Observa-se que para a mesma razão de tensão os resultados se confundem para ambos os tratamentos térmicos mas que a existência de uma tensão média afecta significativamente a resistência à fadiga.

A figura 4 mostra os resultados obtidos para a iniciação de uma fenda para o aço DIN C45, em função da deformação total no fundo do entalhe, para uma única razão de tensão,  $R = -1$ . Neste aço, o número de ciclos de iniciação de uma fenda é bastante inferior ao número de ciclos de rotura final do provete entalhado, o que pode ser explicado pela maior ductilidade existente.

ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Para haver um critério de iniciação de fendas em fadiga é necessário estabelecer uma relação entre as tensões e deformações no fundo do entalhe ( num estado de plasticidade localizada) com a tensão aplicada (tensão nominal, definida com base na secção transversal na zona do entalhe). Como não existem soluções analíticas para cálculo das tensões e deformações em elasto-plasticidade para a geometria estudada, utilizaremos dois métodos que serão apresentados em seguida.

Método de Neuber

O factor de concentração de tensões em elasticidade é definido por  $K_t = \sigma / S$ , sendo ( $\sigma$ ) a tensão no fundo do entalhe e ( $S$ ) a tensão nominal. Este factor não se mantém constante após plastificação do material, pelo que se podem



definir dois novos factores de concentração de tensão  $K_\sigma = \sigma / S$  e de deformação  $K_\epsilon = \epsilon / e$ , sendo  $(\epsilon)$  a deformação no fundo do entalhe e  $(e)$  a deformação nominal. Neuber ao observar que após plastificação o factor  $K_\epsilon$  aumenta enquanto que o factor  $K_\sigma$  diminui, sugeriu a regra que tem o seu nome [3]:

$$K_t = \sqrt{K_\sigma \cdot K_\epsilon}$$

No caso de a plastificação ser apenas local, isto é, de as grandezas nominais estarem na zona elástica, teremos que  $S = E \cdot e$ . Em fadiga a tensão e a deformação variam ao longo dos ciclos, pelo que se terá de trabalhar em termos das suas variações ao longo do ciclo de referência [4]. Deste modo obtém-se para a regra de Neuber:

$$(E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon)^{1/2} = K_t \cdot \Delta S$$

A quantidade  $(E \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon)^{1/2}$  é conhecida como função de dano ou de deterioração,  $f_d(N)$ , que pode ser obtida [5] a partir da curva de encruamento cíclico e das leis de Manson-Coffin e de Basquin:

$$(E \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon)^{1/2} = \sqrt{4 \cdot K' \cdot E \cdot [\epsilon_f' (2N)^c]^{n+1} \left[ \frac{\sigma_f'}{E \cdot \epsilon_f'} (2N)^{b-c} + 1 \right]}$$

O número de ciclos para iniciação de fendas pode então ser estimado pela resolução da seguinte equação:

$$K_t \Delta S = f_d(N)$$

#### Método de Molski-Glinka

Um outro método aproximado para o cálculo das tensões e deformações no fundo do entalhe num estado de plasticidade localizada, foi desenvolvido por Molski-Glinka a partir de considerações energéticas sobre a energia de deformação absorvida no fundo do entalhe [5].

Estes autores verificaram que em regime elástico e para um estado uniaxial de tensões:

$$\frac{W_\sigma}{W_S} = \left( \frac{\Delta\sigma}{\Delta S} \right)^2 = K_t^2$$

sendo  $W_\sigma$  a energia de deformação por unidade de volume no fundo do entalhe, e  $W_S$  a energia de deformação por unidade de volume devida à solicitação nominal. Molski e Glinka admitiram que aquela relação continuava válida no caso de ocorrer plastificação, desde que esta fosse local.

Refazendo o cálculo de  $W_\sigma$  em regime elasto-plástico, utilizando a curva de encruamento cíclico e para a tensão nominal na zona elástica, vem para a aproximação de Molski-Glinka:

$$K_t \Delta S = \sqrt{(\Delta\sigma)^2 + 8 \cdot E \cdot \frac{K'}{n+1} \left( \frac{\Delta\sigma}{2 \cdot K} \right)^{\frac{n+1}{n}}}$$

em que o segundo membro da equação anterior é a função de deterioração, que pode ser obtida por um processo semelhante ao utilizado para o método de Neuber:

$$f_d(N) = \sqrt{4 \cdot K' \cdot E \cdot [\epsilon_f' (2N)^c]^{n+1} \left[ \frac{\sigma_f'}{E \cdot \epsilon_f'} (2N)^{b-c} + \frac{2}{n+1} \right]}$$

A figura 5 compara, para os aços AISI H13 tratados termicamente R250 e R540, os resultados experimentais obtidos com os estimados a partir do critério de Neuber e do método de Molski-Glinka. Para baixo número de ciclos verifica-se que os critérios se colocam do lado conservativo com precisão considerada aceitável. Para mais baixos valores de tensão, correspondendo a uma vida superior, os valores previstos pelo critério são demasiado optimistas para provetes ensaiados a  $R=0$ , dando no entanto resultados aceitáveis para  $R=-1$ . Este comportamento é atribuído à presença da tensão média que não é relaxada pela fraca amplitude de deformação no fundo do entalhe [7].

#### Método de cálculo por elementos finitos

Um outro método mais rigoroso para o cálculo das tensões e deformações no fundo do entalhe, recorre à utilização de cálculo numérico através de programas de cálculo por elementos finitos em elasto-plasticidade, que utiliza o critério de Von-Mises [8], [9]. O modelo de elementos finitos utilizado para análise do provete entalhado considera uma malha que modela um quarto do provete através de 62 elementos axissimétricos de 6 nós, com a zona do entalhe apresentando um maior refinamento de malha. O programa de cálculo considera um encruamento isotrópico que é simulado pela curva de encruamento cíclico do material, determinada experimentalmente.

Através do programa de cálculo é possível, para quatro pontos em cada elemento, obter dados sobre as tensões na zona do entalhe e respectivas deformações plásticas. As figuras 6 e 7 representam um quarto da zona do entalhe do provete do aço DIN C45, onde estão marcadas as linhas de igual deformação plástica localmente obtida para dois carregamentos diferentes; é visível a plasticidade localizada existente no fundo do entalhe, enquanto que a maior parte do provete se encontra carregado elasticamente, nos carregamentos considerados.

Pode-se através deste cálculo verificar a validade da regra de Neuber, verificando a variação de  $\sqrt{K_\sigma \cdot K_\epsilon}$  para vários carregamentos e que para a geometria considerada deverá apresentar valores iguais a  $K_t = 3$  como está representado na figura 8; verifica-se que os valores calculados diminuem com o aumento das deformações plásticas localmente atingidas e são sempre inferiores ao valor de  $K_t$ , isto é, a regra de Neuber dá valores de deformação plástica superiores aos calculados pelo programa de cálculo.

Conhecidas a tensão e deformação no fundo do entalhe, é possível por um processo de cálculo análogo ao apresentado anteriormente e baseado nas leis de Manson-Coffin e de Basquin, obter uma função de dano baseada num cálculo exacto do estado de tensão e deformação no fundo do entalhe:

$$f_d(N) = \Delta\epsilon = \frac{2 \sigma_f'}{E} (2N)^b + 2 \epsilon_f' (2N)^c$$

Finalmente a figura 9 compara, para o aço DIN C45, os resultados experimentais do número de ciclos de

iniciação de uma fenda obtidos em ensaios de provetes entalhados, com os estimados a partir do critério apresentado baseado no cálculo das deformações no fundo do entalhe pelo método dos elementos finitos. Os resultados obtidos confirmam que este critério constitui uma boa previsão do número de ciclos de iniciação de uma fenda no fundo de um entalhe.

CONCLUSÕES

Realizaram-se ensaios de fadiga a baixo número de ciclos e ensaios de iniciação de fendas em provetes entalhados em aço AISI H13 e aço DIN C45.

Apresentaram-se três métodos diferentes para estimar a resistência à fadiga de provetes entalhados, tendo-se obtido os seguintes resultados:

- os critérios utilizados no método de aproximação local e baseados em regras semi-empíricas, indicam resultados de duração de vida conservativos para fortes valores de tensão aplicada, mas que podem ser considerados aceitáveis; este acontecimento é atribuído à forte plastificação no fundo do entalhe.

- para baixos níveis de tensão, a estimativa fornecida pela aproximação local apresenta boa precisão para os ensaios realizados com tensão média nula, sendo optimista para os ensaios realizados a  $R = 0$ ; a interpretação deste facto pode ser atribuída à presença de uma tensão média que não é relaxada pela fraca amplitude de deformação plástica no fundo do entalhe.

- através de uma modelização por elementos finitos em elasto-plasticidade de um provete entalhado, foi possível testar a validade da regra de Neuber, verificando-se que os valores da deformação plástica obtida são em geral inferiores aos calculados pela regra de Neuber sobretudo para valores elevados de deformação plástica.

- a aplicação do critério, baseado no cálculo da deformação por elementos finitos revelou que se obtém uma boa estimativa para a iniciação de fendas no fundo do entalhe; no entanto, este método embora mais rigoroso que os anteriores, é bastante moroso, pelo que para geometrias simples os outros dois critérios são aplicáveis.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financiado pela JNICT, Junta Nacional de Investigação Científica e Tecnológica, através de dois projectos do Programa Mobilizador de Ciência e Tecnologia.

REFERÊNCIAS

[1] - "International Seminar on Local Approach of Fracture", 3 / 5 June 1986, Conference Papers.  
 [2] - M. Truchon, "Application of Low-cycle Fatigue Test Results to Crack Initiation from Notches", ASTM STP 770, (1982), pp. 254-268.  
 [3] - H. Neuber, "Theory of Stress Concentration for Shear Strained Prismatic Bodies with Arbitrary Non-linear Stress-strain Law", J. Applied Mech., 28, (1961), p. 544.  
 [4] - T.H.Topper, A.M.Wetzel and J.D.Morrow, "Neuber's Rule Applied to fatigue of Notched Specimens", J. Mater., 4, (1969), p. 200.

[5] - K.Molski and G.Glinka, "A Method of Elastic-plastic Stress and Strain Calculation at a Notch Root", Mat. Sci. Eng., 50, (1981), p. 93.

[6] - A.C.Batista, A.M.Dias e M.Freitas, "Deterioração por Fadiga no Fundo de Entalhes do Aço AISI H13", Comunicação apresentada em "Materiais 89", Coimbra, Portugal.

[7] - A.C.Batista, A.M.Dias e M.Freitas, "Fadiga Oligocíclica do Aço AISI H13, Aplicação à Fadiga no Fndo de Entalhes", Comunicação apresentada às "3ª Jornadas de Fractura", Lisboa, Portugal.

[8] - D.R.J.Owen and E.Hinton, "Finite Elements in Plasticity", Pineridge Press Limited, Swansea, U.K., 1980.

[9] - M.Freitas, J.Barbosa and C.M.M.Soaes, "Plastic Strain Around Inclusions in Rolling Fatigue", Comunicação apresentada em "Euromech nº 198, on Physical-Numerical Modelling on Elasto-Plastic Fracture Mechanics", (1985), Stuttgart, R.F.A..

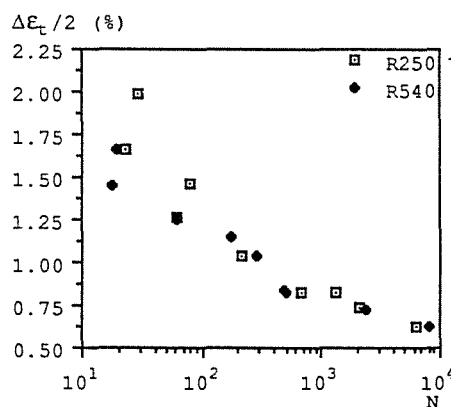


Figura 1 - Amplitude de deformação total em função do número de ciclos para os aços AISI H13.

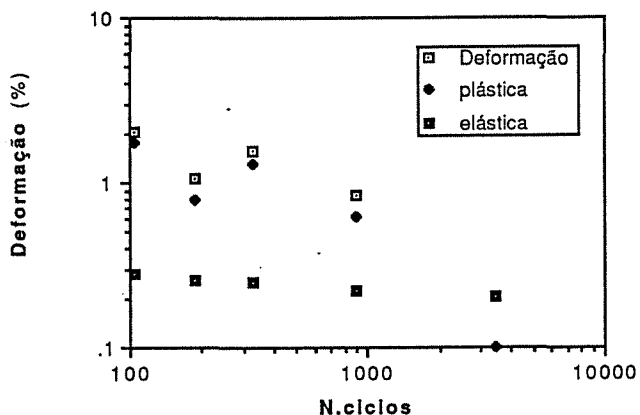


Figura 2 - Amplitude de deformação elástica, plástica e total para o aço DIN C45.

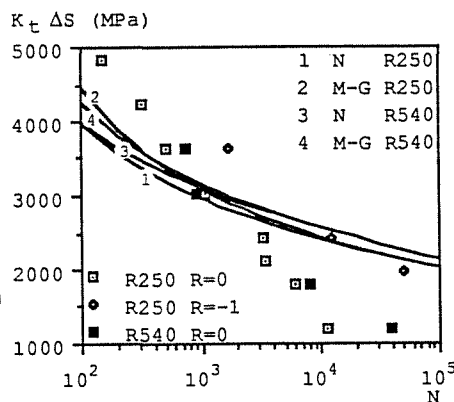


Figura 5 - Critérios de Neuber e de Molski-Glinka.

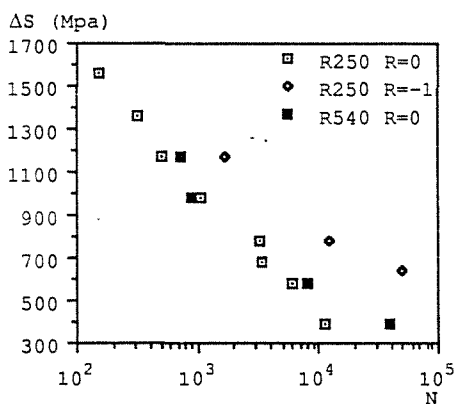


Figura 3 - Curvas de resistência à fadiga dos provetes entalhados para os aços AISI H13.



Figura 6 - Linhas de igual deformação plástica no fundo do entalhe.

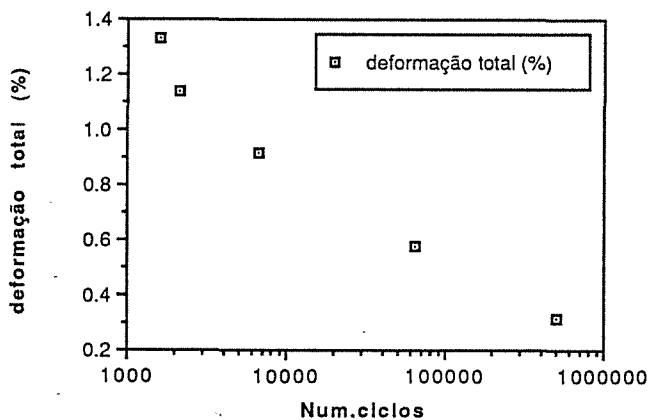


Figura 4 - Curva de resistência à iniciação de fendas em provetes entalhados para o aço DIN C45.

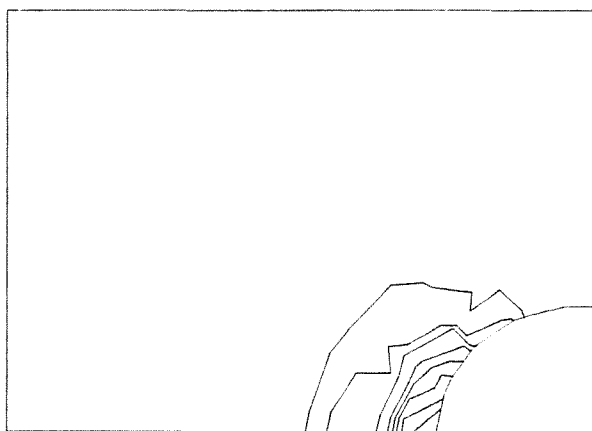


Figura 7 - Linhas de igual deformação plástica no fundo do entalhe.

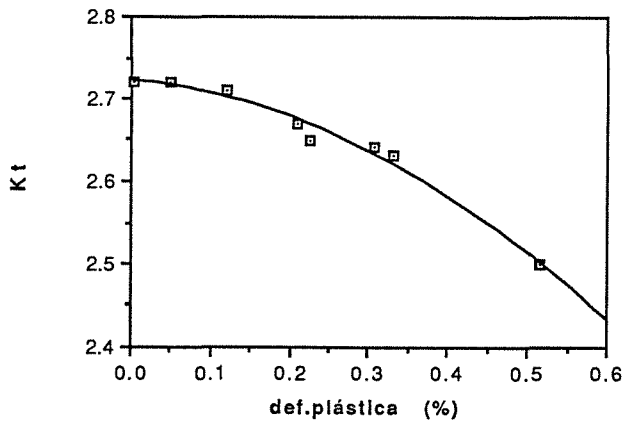


Figura 8 - Verificação da regra de Neuber para vários casos de carga através do cálculo por elementos finitos.

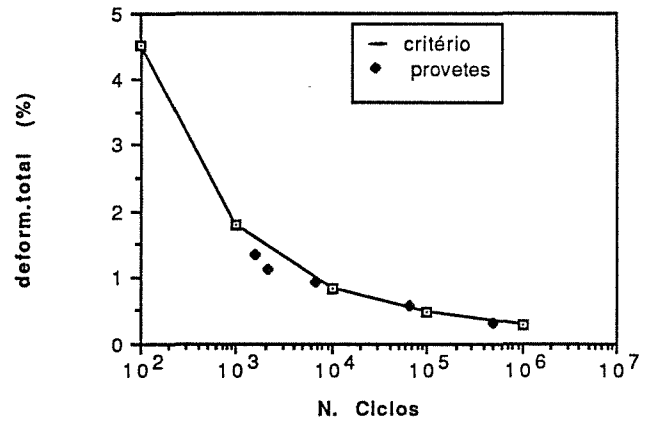


Figura 9 - Previsão da iniciação de fendas através do cálculo da deformação plástica por elementos finitos.

## PREVISÃO DA VIDA DE FADIGA INCLUINDO O COMPORTAMENTO DE MICRO-FENDAS

J.D. COSTA\* e C.M. BRANCO\*\*

\*SAEM, Universidade de Coimbra, 3000 COIMBRA, PORTUGAL

\*\*CEMUL, Instituto Superior Técnico, 1096 LISBOA CODEX, PORTUGAL

A primeira parte deste trabalho apresenta resultados de um estudo do crescimento de uma fenda de fadiga desenvolvida a partir de um microentalhe de canto com uma profundidade de cerca de 40  $\mu\text{m}$  em ambas as direcções.

Os testes de fadiga foram conduzidos com amplitude de carga constante tanto em tracção como em flexão e para dois valores da razão de tensões ( $R=0.05$  e  $0.5$ ). Foram obtidos gráficos apresentando a evolução da forma da fenda  $a/c$  em função do valor normalizado da profundidade da fenda,  $a/B$ , onde não se observou influência da razão de tensões e do tipo de carregamento para  $a/B < 0.1$ .

Os valores do limiar de fadiga para micro-fendas mostraram-se inferiores aos correspondentes valores obtidos em trabalho anterior para fendas longas, para as duas razões de tensões. Valores do fecho da fenda obtidos anteriormente em provetes CT usando um transdutor de deslocamentos do tipo Elber, permitiram calcular os valores de  $\Delta K_{ef}$ . Comparando os dados obtidos neste trabalho para as micro-fendas com a curva  $da/dN - \Delta K_{ef}$  obtida para fendas longas permite concluir que nas micro-fendas o fecho da fenda é praticamente inexistente.

As curvas  $da/dN$ ,  $\Delta K$  obtidas com fendas longas

(provetes CT) mostram dois tipos de transição, os quais coincidem com a transição brusca que se verifica nas rugosidades da superfície da fenda, sendo resultado dos micro-mecanismos de propagação da fenda que estão associados às respectivas gamas de valores de  $\Delta K$ .

Apresenta-se finalmente um programa de computador para previsão da vida de fadiga. Este programa inclui tanto a fase de iniciação da fenda como a fase de propagação.

## INTRODUÇÃO

Em trabalho anterior (1), foram obtidos resultados da propagação de fendas de fadiga em provetes CT. Foram analisadas a influência na velocidade de propagação da tensão média ( $R=0,0.5$  e  $0.8$ ). Valores do fecho da fenda foram também obtidos para os três valores da razão de tensões. O parâmetro  $U$  inicialmente proposto por Elber (2) foi usado para determinar os valores efectivos de  $\Delta K$ ,  $\Delta K_{ef}$ . A velocidade de propagação da fenda  $da/dN$  quando correlacionada com  $\Delta K_{ef}$  permitiu obter uma boa correlação independente da razão de tensões.

A velocidade de propagação de micro-fendas é frequentemente referida na literatura (3-5) como sendo mais elevada do que a de fendas longas para o mesmo valor de  $\Delta K$ . No trabalho de Ritchie (3), comparando os resultados obtidos em provetes com micro-fendas de canto com resultados obtidos em fendas longas em provetes CT e CTT, confirma-se esta tendência. A ausência de fecho

da fenda em micro-fendas parece constituir a principal causa que permite explicar a mais elevada velocidade de propagação.

Neste trabalho são também apresentados resultados da velocidade de propagação obtidos na liga de Al-Mg 5083, tanto para micro-fendas como para fendas longas. Os parâmetros analisados foram a razão de tensões e o modo de carregamento (tensão e flexão).

Na parte final deste trabalho apresenta-se também o fluxograma de um programa de computador para previsão da vida de fadiga, incluindo ambas as fases de iniciação e de propagação. É usado o método da aproximação local das deformações que ocorrem num entalhe conjuntamente com a curva de Coffin-Manson, para a fase de iniciação. Na fase de propagação é utilizada a MFLE e a MFEP por integração numérica de uma lei de propagação.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química da liga AlMg 5083 é a seguinte: 4,5% Mg, 0.55% Mn, 0.37% Fe, <0.5% Ni, 0.12% Cu, 0.1% Si, <0.05% Sn, <0.5% Pb e <0.05% Ti.

As propriedades mecânicas para a direcção longitudinal da placa obtidas em trabalho anterior, (6) são:  $\sigma = 180\text{MPa}$ ;  $\sigma = 320.8\text{MPa}$ ;  $\epsilon = 18.2\%$ ;  $K_1 = 369.9\text{MPa}$   $K_2 = 609.8\text{MPa}$   $n_1 = 0.129$   $n_2 = 0.253$  ( $K_i$   $n_i$  são respectivamente as constantes e os expoentes de encruamento da curva monotona tensão/deformação).

A curva ciclica é dada pela expressão

$$\sigma = 540.5(\epsilon)^{0.09}$$

A propagação da fenda de fadiga foi obtida em provetes com micro-entalhe de canto representados na figura 1. A espessura dos provetes foi de 12mm e os modos de carregamento foram tracção e flexão. Os ensaios à tracção foram conduzidos numa máquina servo-hidráulica em controlo de carga. A onda de carga foi do tipo sinusoidal de amplitude constante e frequências compreendidas entre 20 e 30 Hz. Os ensaios à flexão foram conduzidos numa máquina de flexão plana especifica para o efeito com uma frequência de 25 Hz.

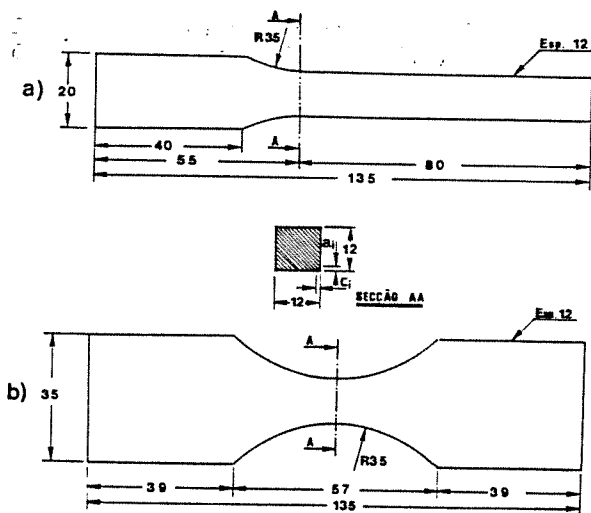


FIG.1 - Provetes utilizados (não normalizados)  
 a) Flexão com micro-entalhe de canto  
 b) Tracção com micro-entalhe de canto

Tanto os ensaios de flexão como os de tracção realizados para dois valores diferentes da razão de tensões ( $R=0.05$  e  $0.5$ ). Foram usados provetes com micro-entalhe de canto, com uma profundidade de aproximadamente  $40\ \mu\text{m}$ , segundo as duas direcções. Este micro-entalhe foi obtido exercendo uma certa força (cerca de  $100\text{gr}$ ), sobre uma pequena lâmina. A dimensão do entalhe foi medida em todos os provetes antes do inicio dos testes de fadiga.

A medição das micro-fendas foi feita usando um microscópio metalográfico com ampliações até  $1000\times$ . O provete é previamente electropolido e só depois é aberto o entalhe. Durante o teste o provete é retirado periodicamente da máquina de fadiga para ser observado no microscópio. Com esta técnica é possível detectar fendas com profundidades inferiores a  $10\ \mu\text{m}$ , criadas a partir da raiz do entalhe. As medições foram efec-

tuadas em ambas as direcções da fenda de canto.

A velocidade de propagação de fadiga foi derivada a partir dos resultados experimentais utilizando o método da tangente proposto pela ASTM (7).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ensaio de fadiga

Na figura 2 apresentam-se os resultados da evolução da forma da fenda  $a/c$  em função do valor normalizado da profundidade da fenda  $a/B$ , para micro-fendas de canto, para ambos os modos de sollicitação (tracção e flexão). Os valores representados referem-se apenas a resultados para  $a/B < 0.1$ . Pode constatar-se uma dispersão considerável dos valores de  $a/c$  para fendas muito curtas que se deve à iniciação se verificar algumas vezes apenas numa das direcções, provocando um certo atraso na outra. Este atraso é gradualmente recuperado à medida que  $a/B$  aumenta, podendo observar-se uma menor dispersão em torno de  $a/c = 1$  para valores mais elevados de  $a/B$ . Na gama de valores de  $a/B$  representados não é visível influência da razão de tensões ou do modo de sollicitação.

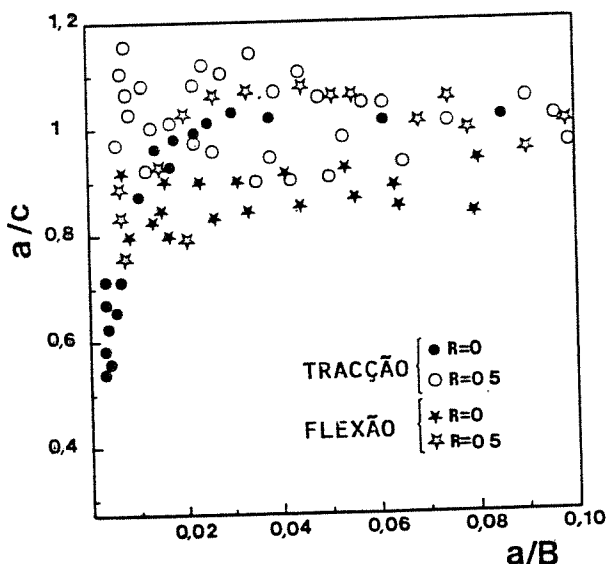


FIG.2 - Evolução da forma da fenda  $a/c$  em função de  $a/B$ . Provetes com micro-entalhe de canto.

Na figura 3 apresenta-se um exemplo das curvas  $da/dN, dc/dN$  versus  $a$  e  $c$  respectivamente, para as fendas curtas de canto ( $a, c < 1000\ \mu\text{m}$ ). Pode observar-se um crescimento muito acentuado da velocidade de propagação com o comprimento da fenda até comprimentos da ordem dos  $100\ \mu\text{m}$ . Entre os  $100$  e os  $300\ \mu\text{m}$ , pode observar-se uma desaceleração progressiva do incremento da velocidade de propagação, apresentando de seguida uma taxa de crescimento quase constante. Este comportamento pode ser explicado em termos do fecho da fenda, apresentando um valor nulo ou quase nulo para fendas menores que  $100\ \mu\text{m}$ , experimentando um crescimento gradual entre os  $100$  e os  $300\ \mu\text{m}$ , estabilizando a partir deste

valor do comprimento da fenda em valores característicos das fendas longas.

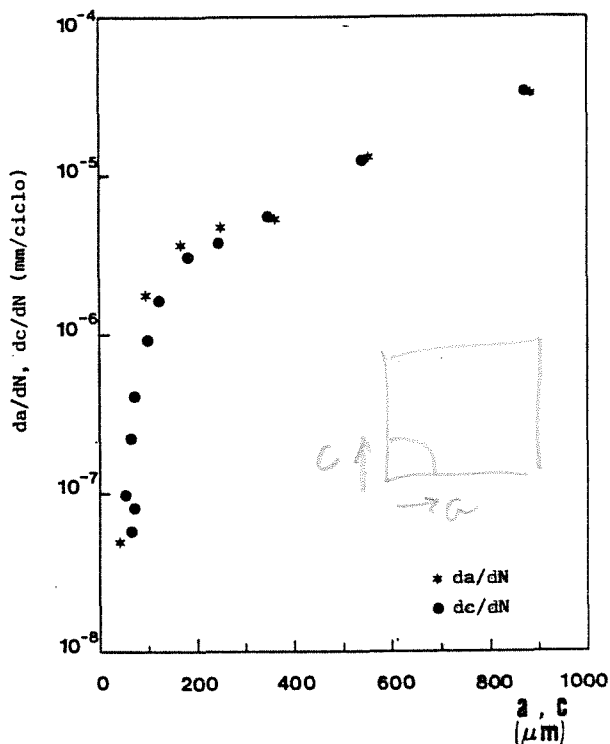


FIG.3 - Curvas da/dN versus a e dc/dN versus c para fendas curtas. Solicitação de flexão. Liga Al-Mg 5083-0

Na figura 4 apresentam-se valores de da/dN versus  $\Delta K_{ef}$ , obtidos em trabalho anterior (1), calculados a partir dos resultados obtidos com os provetes CT e para três razões de tensões (R=0; 0.5 e 0.8). Os valores de  $\Delta K_{ef}$  foram calculados a partir dos valores do fecho da fenda obtidos experimentalmente. Pode observar-se uma boa correlação entre da/dN e  $\Delta K_{ef}$ , sem depender da tensão média na velocidade de propagação quando correlacionada em função de  $\Delta K$ , é principalmente devido ao efeito do fecho da fenda.

A região II da velocidade de propagação mostra duas inclinações no gráfico da/dN,  $\Delta K$ , figura 5. Este comportamento é observado também noutras ligas de alumínio e noutros metais que cristalizam no sistema FCC (8-9), e pode ser explicado através da relação entre a dimensão da zona cíclica de deformação plástica em estados de deformação plana e a dimensão de determinados parâmetros microestruturais (espaçamento de dispersão, tamanho de subgrão e tamanho de grão) dando origem a três pontos de transição. Na figura 6 está representada o valor da rugosidade média da superfície da fenda de fadiga,  $R_a$ , versus  $\Delta K$ , para os provetes CT com R=0. Pode observar-se a existência de um mínimo nos valores da rugosidade que ocorre para  $\Delta K=8\text{MPa}/\sqrt{\text{m}}$ . Este valor de  $\Delta K$  coincide com aquele para o qual se observa a transição na inclinação das curvas da/dN,  $\Delta K$  já referido. Através de observações em microscópio electrónico de varrimento, SEM, verifica-se que apenas existem estrias de fadiga para

valores de  $\Delta K$  acima do ponto de transição. Verifica-se portanto uma alteração dos micromecanismos de propagação da fenda com transição no ponto já referido.

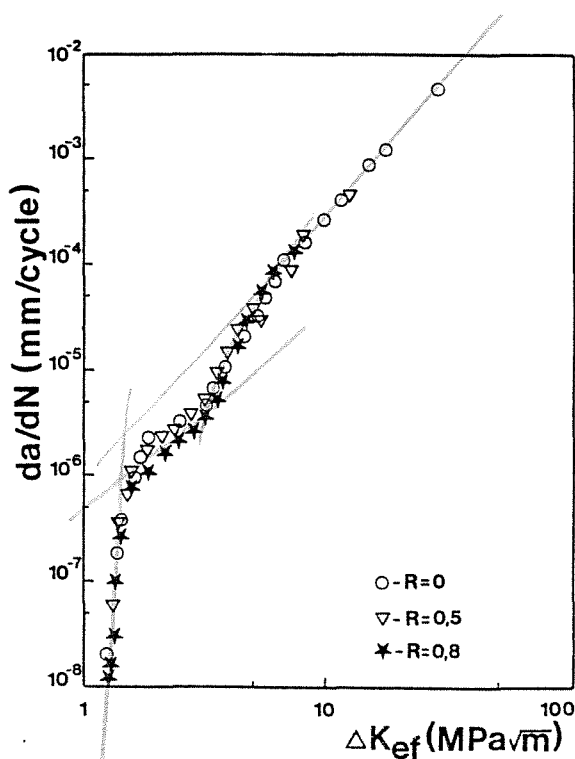


FIG.4 - da/dN em função de  $\Delta K_{ef}$ . Liga Al-Mg 5083-0

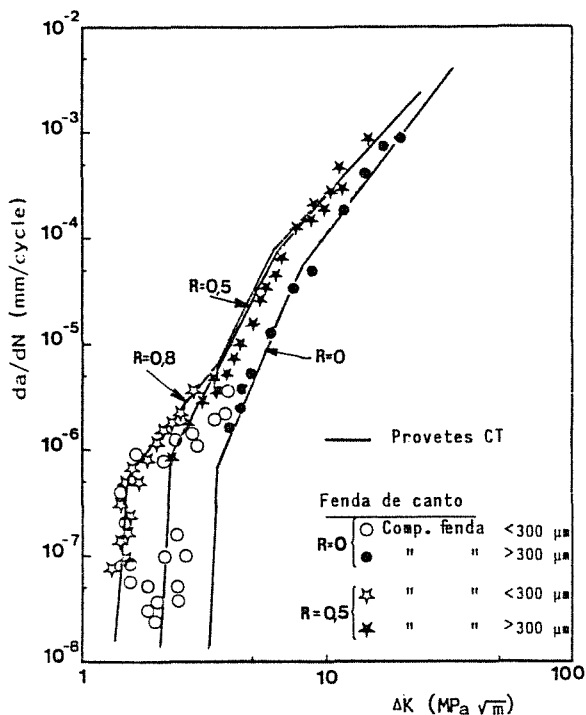


FIG.5 - Resultados experimentais; da/dN versus  $\Delta K$  para micro-fendas. Comparação com curvas obtidas em provetes CT, fendas longas (1). Liga Al-Mg 5083-0

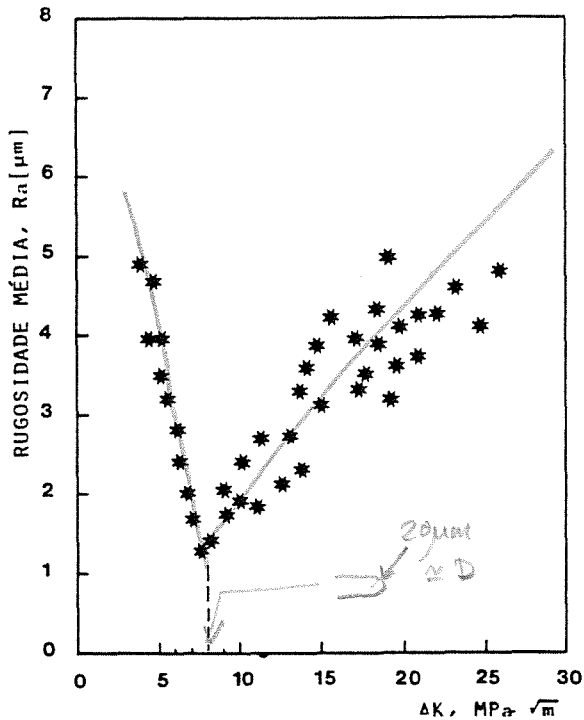


FIG.6 - Rugosidade Ra versus ΔK, medida nas superfícies de fadiga de provetes CT, R=0. Liga Al-Mg 5083-0

Na figura 5 apresentam-se também os resultados experimentais da velocidade de propagação versus ΔK, obtidos para as fendas de canto iniciadas a partir de micro-entálhes. Os valores de ΔK calculados usando a solução de Pickard (10). Encontram-se também representadas para comparação as curvas obtidas nos provetes CT para os três valores de R. Pode observar-se que para fendas com dimensões menores que 300 μm as velocidades de propagação são muito superiores às observadas para fendas longas (provetes CT), e que a propagação se dá para valores de ΔK inferiores a ΔK<sub>lf</sub> obtido com os provetes CT (ΔK<sub>lf</sub>=3.3 MPa√m para R=0 e ΔK<sub>lf</sub>=2MPa√m para R=0.5). Para fendas maiores que 300 μm verifica-se uma boa concordância com os resultados obtidos nos provetes CT. Comparando os resultados experimentais com a curva obtida nos provetes CT para R=0.8, onde o fecho da fenda é insignificante verifica-se haver uma concordância satisfatória, confirmando o facto de o fecho da fenda ser praticamente inexistente em micro-fendas. Note-se que a medida que o fecho da fenda vai aumentando com o comprimento da fenda os resultados experimentais vão-se aproximando das curvas da/dN, ΔK para fendas longas até se juntarem a estas para um comprimento de fenda superior a 300 μm.

**Previsão da vida de fadiga**

O programa de computador desenvolvido para a previsão da vida de fadiga permite tratar problemas tanto de cálculo da vida de iniciação, N<sub>i</sub>, como da determinação do número de ciclos de

propagação da fenda, N<sub>p</sub>, admitindo portanto que a vida total pode ser decomposta nestas duas fases:

$$N_t = N_i + N_p \tag{1}$$

O número de ciclos de iniciação, N<sub>i</sub>, é calculado através do método da aproximação local das deformações na raiz do entalhe, usando a solução de Neuber (11).

$$K_t \frac{S}{E} = \sigma \epsilon \tag{2}$$

em que K<sub>t</sub> é o factor elástico de concentração de tensões, S é a tensão nominal, E é o módulo de elasticidade e σ e ε são respectivamente a tensão e a deformação locais que ocorrem na raiz do entalhe. Em alternativa pode também ser aplicado o método da energia de deformação equivalente, proposto por Glinka (12), e que se traduz no caso de uma tensão nominal inferior à tensão de cedência pela seguinte expressão:

$$K_t^2 \left( \frac{S}{2E} \right) = \frac{\sigma}{2E} + \frac{\sigma}{n+1} \left( \frac{\sigma}{K} \right)^{\frac{1}{n'}} \tag{3}$$

onde K' e n' são respectivamente a constante e o expoente da curva cíclica do material. O valor da deformação ε na raiz do entalhe pode ser determinada conjugando a equação (2) ou (3) com a equação da curva cíclica tensão/deformação,

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \tag{4}$$

Para determinar a vida de iniciação da fenda, utiliza-se a relação de Coffin-Manson, modificada por Morrow para considerar o efeito da tensão média,

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \epsilon'_f (2N_i)^c + \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N_i)^b \tag{5}$$

Neste expressão ε'<sub>f</sub> e c são respectivamente a constante e o expoente de ductilidade à fadiga e σ e b representam a constante e o expoente de resistência à fadiga do material. σ é a tensão média local que ocorre na raiz do entalhe. Em situação de carga variável a acumulação de dano pode ser avaliada utilizando a regra de Miner.

No cálculo da vida de propagação, N<sub>p</sub>, é utilizada a MFLE por integração da lei de Paris que correlaciona a velocidade de propagação da fenda com a variação do factor de intensidade de tensões, ΔK.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \tag{6}$$

Além da lei de Paris, o programa prevê também a utilização de outras leis: Forman (13) e Branco (14). Também no lugar do cálculo do número de ciclos de propagação, o utilizador poderá optar pelo cálculo da dimensão final da fenda ou da tensão admissível. As solicitações admitidas são tração e (ou) flexão com amplitude constante



ou variável, sem consideração dos efeitos de aceleração ou retardamento na velocidade de propagação. no cálculo do factor geométrico para fendas do tipo penetrante, semi-elíptica ou de canto podem ser introduzidas soluções pelo utilizador ou em opção são também disponíveis algumas soluções analíticas para as geometrias mais frequentes (Raju e Newman (15), Pickard (10) etc.)

O programa funciona por um processo iterativo na integração da lei de propagação segundo o seguinte fluxograma:

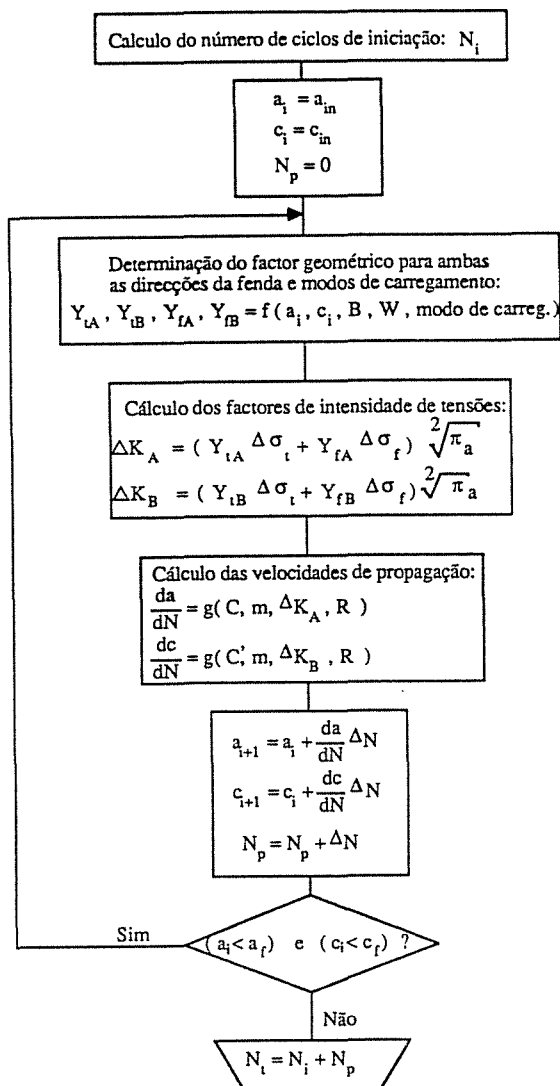


FIG.7 - Fluxograma do programa de previsão de vida de fadiga

Para tensões superiores à tensão de cedência é também disponível uma subrotina para cálculo do valor cíclico do integral J

### CONCLUSÕES

- 1 - Os valores da forma da fenda,  $a/c$  para fendas muito curtas,  $a/B < 0.1$  situam-se muito próximos da unidade independentemente da razão de tensões e do modo de carregamento
- 2 - Para micro-fendas com um comprimento inferior a  $300 \mu\text{m}$  e para valores da razão de tensões  $R=0$  e  $R=30.5$ , a propagação da fenda por fadiga ocorre para valores  $\Delta K$  inferiores ao valor do limiar de fadiga,  $\Delta K_{1f}$  obtido para fendas longas. Para  $R=0.8$  a velocidade de propagação para micro-fendas e para fendas longas não difere significativamente o que sugere que o fecho da fenda é praticamente inexistente em micro-fendas.
- 3 - É apresentado um programa de computador para previsão da vida de fadiga, admitindo-se que esta pode ser decomposta em duas fases: iniciação e propagação da fenda. São apresentadas muito resumidamente as capacidades de aplicação e os modelos adoptados na previsão da vida para ambas as fases.

### AGRADECIMENTOS

"This work is financed by the Structures and Materials Panel of AGARD/NATO under the program Additional Support to Portugal (Project P64-Short Crack Studies in High Strength Aluminium Alloys)"

### REFERENCIAS

- (1) - Costa, J.D., Branco, C.M. - "Fatigue behaviour of medium strength Al-Mg alloy 5083", in Advances in Fracture Research, Proc. ICF7, 7th International Conference on Fracture, Houston, Texas, U.S.A., Vol.4 1990, pgs.2467-2475.
- (2) - Elber, W., "Damage tolerance in aircraft structures", ASTM STP486, pg.230, 1971, USA
- (3) - Ritchie, R.O., Yu, W., "Short crack effects in fatigue: a consequence of crack tip shielding", "Small Fatigue cracks", (Editado por Ritchie, R.O. e Lankford, J.), pgs. 167-189, The Metallurgical Society
- (4) - Miller, K.J., "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation", FFEMS Vol.10, N°2, 1987, pgs.75-113
- (5) - Miller, K.J. and Yates, J.R., "Non-propagation fatigue cracks: the true fatigue limit", Proc. NATO ASI Advances in Fatigue Science and Technology, Eds. C. Moura Branco e L. Guerra Rosa, Portugal, Kluwer Academic Publishers, 1989, pgs.253-265
- (6) - Costa, J.D., "Tenacidade à Fractura da liga de alumínio Al-Mg 5083", tese de Mestrado, Universidade de Coimbra, Departamento de Engenharia Mecânica, 1985, Portugal
- (7) - ASTM E647-81, "Constant load amplitude fatigue crack growth rates above  $10^{-8}$  m/cycle", Annual book of ASTM Standards, 1981,

## USA

- (8) - Yoder, G.R., Cooley, L.A. e Crooker, T.W., "Fatigue 84", Proc. Int. Conf. on Fatigue and Fatigue and Fatigue Thresholds, Editado por C.J. Beevers, EMAS Ltd. Warley, England, pgs. 351-360
- (9) - Puch, G. e Hohne, V., "Fracture mechanics assessment of an Al-Mg4.5 Mn weld joint", Proc. ECF7, 7th European Conference on Fracture, Budapest, Hungary, published by EMAS, U.K., 1989, pgs. 868-871
- (10) - Pickard, A.C., "Stress intensity factors with circular and elliptic cracks fronts, determined by 3D finite element methods", Proc. 3rd Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, Edição Pineridge Press, Swansea, pg. 559, 1984
- (11) - Neuber, H., "Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law", Trans. ASME, J. of Appl. Mech., N°28, 1961, pgs. 554-550
- (12) - Glinka, G., "Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks", Engng. Fract. Mech., Vol. 22, N°3, 1985, pgs. 485-508
- (13) - Forman, R.G., Kearney, V.E. and Engle, R.M., J. Basic Eng., N°89, 1967, pg. 549
- (14) - Branco, C.M., "Applications of fracture mechanics to environmental and elastic-plastic crack propagation", PhD Thesis, Doctor of Philosophy, Univ. Londres, 1976
- (15) - Newman, J.C., Raju, J.S., "Stress Intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads, NASA TM85793, 1984, Virginia, USA

## PROPAGAÇÃO DE FENDAS EM JUNTAS EM T À FLEXÃO

J. Salgueiro Marques\*, J. Martins Ferreira\*\* e C. Moura Branco\*\*\*

\* - Instituto Politécnico de Viseu, Viseu, Portugal

\*\* - SAEM, Universidade de Coimbra, 3000 COIMBRA, Portugal

\*\*\* - CEMUL, Instituto Superior Técnico, 1096 LISBOA CODEX, Portugal

## RESUMO

Neste trabalho é estudado o efeito da geometria do cordão nas condições de propagação de juntas em T em cantiliver à flexão. É feita uma análise bidimensional elasto-plástica por elementos finitos para determinar as deformações locais e o factor de intensidade de extensões. Os resultados numéricos são obtidos para diferentes valores do raio de curvatura  $\rho$  no pé do cordão.

São determinados experimentalmente defeitos propagáveis e não propagáveis em juntas fabricadas em aço 17 Mn 4. No metal base foi deter-

## ABSTRACT

In this work are investigated the effects of fillet weld joint geometry on fatigue crack growth of joints in cantiliver bending. A two-dimensional elasto-plastic analysis is performed to find the local strain and the strain intensity factor. Numerical results are obtained for different curvature  $\rho$  of the weld toe.

Experimental results of propagating and non-propagating cracks are carried out in joints

## 1. INTRODUÇÃO

O comportamento à fadiga de juntas soldadas depende do material, do tipo de carga e em particular da geometria do cordão. Trabalho anterior realizado pelos autores sobre a fadiga de juntas soldadas [1-4] mostrou que para uma determinada configuração há três parâmetros que afectam significativamente a resistência à fadiga da junta. Esses parâmetros são: a espessura da chapa de base, a espessura do cutelo de ligação e o raio de curvatura no pé do cordão. Outro parâmetro geométrico importante é o ângulo de flanco. No entanto, trata-se de um parâmetro de difícil controle durante a execução do cordão, usando-se normalmente o valor médio de 45°.

Neste artigo é analisada a influência do raio de curvatura no pé do cordão na gama de tensão limiar de propagação assumindo a pré-existência de defeitos iniciais. A junta soldada analisada neste trabalho encontra-se representada esquematicamente na figura 1. Trata-se de uma

minado o limiar de propagação  $\Delta K_{th}$  e as constantes de propagação da lei de Paris,  $m$  e  $C$ .

São obtidos resultados numéricos das tensões limiar de propagação em função da dimensão da fenda e do raio  $\rho$ . Verifica-se uma concordância muito boa entre estes valores e os resultados experimentais.

of 17 Mn 4 steel. In the base material are obtained the threshold stress intensity factor range  $\Delta K_{th}$  and the parameters of Paris law  $m$  and  $C$ .

Numerical results are obtained to the threshold stress range for different crack length  $a$  and curvature  $\rho$ . A good agreement between the experimental and analytical results was obtained.

junta em T em cantiliver à flexão.

A deformação plástica local no pé do cordão pode ser significativa o que invalida a aplicação da mecânica da fractura linear elástica. Uma aproximação baseada no factor de intensidade de extensões [5] é usada para a determinação da tensão limiar de propagação a partir do limiar de propagação do factor de intensidade de tensões.

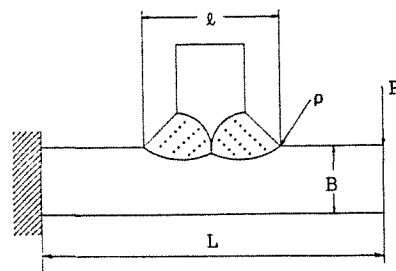


Fig. 1 - Geometria da junta soldada

2. ANÁLISE DAS CONDIÇÕES DE PROPAGAÇÃO DE FENDAS

Para a determinação da gama de tensão limiar de propagação usa-se um modelo analítico. Este modelo envolve o cálculo elasto-plástico das tensões locais na região da ponta da fenda.

O factor de intensidade de extensão considerado em [5] é dado por

$$\Delta K_e = E \Delta \epsilon \sqrt{\pi(a + a_0)} \tag{1}$$

em que: E é o modulo de Young, Δε é a gama da deformação local determinada na ausência de fenda (Δε = ε<sub>max</sub> - ε<sub>min</sub>), a é a profundidade da fenda e a<sub>0</sub> representa a dimensão do dano causado pela plasticidade e depende do material.

A dimensão a é calculada por

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{lf}}{\Delta \sigma_e} \right)^2 \tag{2}$$

em que ΔK<sub>lf</sub> é o limiar da gama do factor de intensidade de tensões e Δσ<sub>e</sub> é a tensão limite de fadiga.

A curva de comportamento elasto-plástico usada é a relação

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{\alpha} \right)^\beta \tag{3}$$

em que α e β são constantes do material determinadas a partir da curva ciclica tensão-deformação. Esta equação é usada num programa de elementos finitos elásto-plástico bidimensional [6] para determinar as deformações locais. A figura 2 representa a rede de elementos finitos-utilizada no cálculo das deformações Δε.

Conhecidas as deformações Δε calcula-se o factor de intensidade de extensões usando a equação (1).

A tensão limiar de propagação é determinada a partir do limiar de propagação do factor de intensidade de tensões ΔK<sub>lf</sub>. ΔK<sub>lf</sub> pode ser relacionado com as tensões locais na região do pé do cordão por

$$\Delta K_{lf} = K_t \Delta \sigma_{lf} \sqrt{\pi(a + a_0)} \tag{4}$$

em que K<sub>t</sub> é o factor de concentração de tensões e Δσ<sub>lf</sub> é a gama de tensão nominal limiar de propagação. O valor de Δσ<sub>lf</sub> é obtido igualando ΔK<sub>e</sub> dado pela equação (1) a ΔK<sub>lf</sub> dado pela equação (4), o que representa que não há propagação da fenda se ΔK<sub>e</sub> é inferior a ΔK<sub>lf</sub>.

Tabela 1 - Dimensões em mm da junta soldada

L	B	ℓ	ρ
250	12	21.6	0.05; 0.4; 1.6; 4

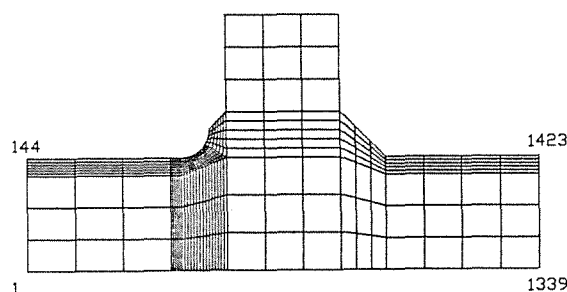
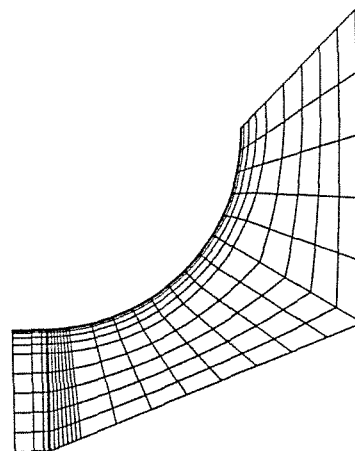


Fig: 2 - Rede de elementos finitos

As dimensões da junta estudada (representada na fig. 1) apresentam-se na tabela 1. As propriedades do material consideradas no estudo analítico são indicadas na tabela 2.

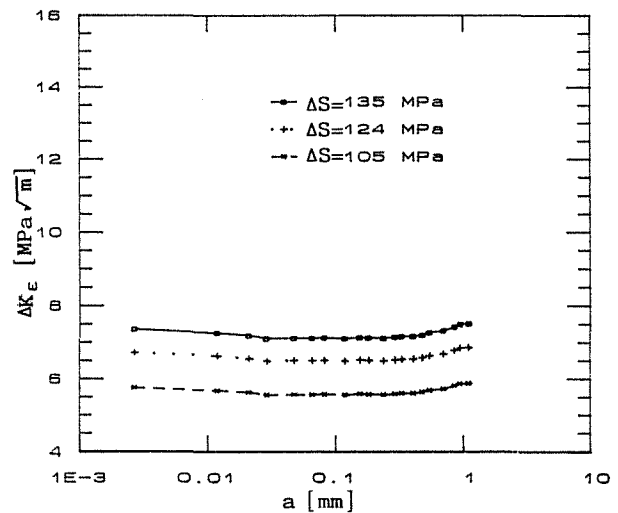
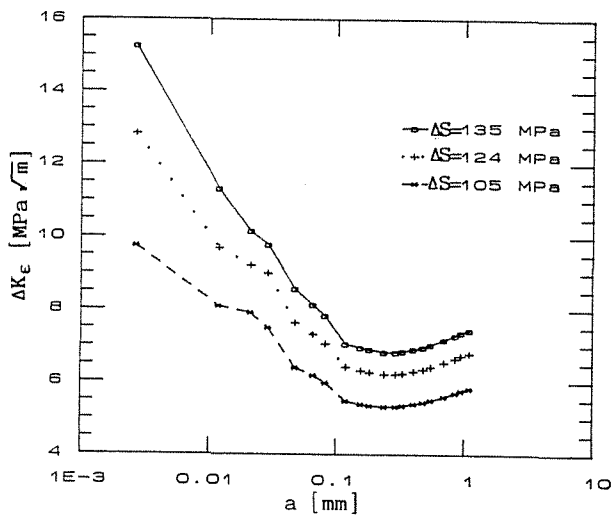
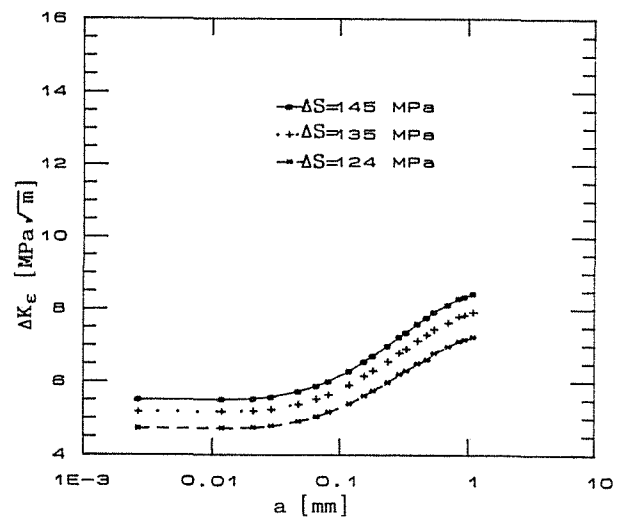
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do material

Módulo de Young (MPa)	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Parâmetros cíclicos		$\Delta\sigma_e$ (MPa)
			$\alpha$ (MPa)	$\beta$	
206000	390	550	1255	4.762	275

## 3. RESULTADOS

As figuras 3, 4 e 5 representam alguns dos resultados analíticos para o factor de intensidade de extensões em função da profundidade do defeito para vários valores da tensão nominal no pé do cordão  $\Delta S$  e do raio de curvatura  $\rho$ . Representam-se nas figuras 3, 4 e 5 as curvas  $\Delta K_E$  em função de  $a$ , respectivamente para  $\rho = 0.05$  mm,  $\rho = 0.4$  mm e  $1.6$  mm.

Para valores da profundidade da fenda inferiores a 0.05 mm verifica-se grande influência do raio  $\rho$  no valor de  $\Delta K_E$ . Para valores muito baixos de  $\rho$  ( $\rho = 0.05$  mm) o aumento da concentração de extensões à medida de o defeito diminui é superior ao efeito do decréscimo de  $a$  resultando  $\Delta K_E$  decrescente até  $a \approx 0.5$  mm. Para valores intermédios de  $\rho$  ( $\rho = 0.4$  mm) os dois efeitos equilibram-se e  $\Delta K_E$  é praticamente constante até  $a = 0.5$  mm. Se os raios de curvatura forem elevados ( $\rho = 1.6$  mm) a concentração de extensões é reduzida, sendo  $\Delta K_E$  sempre crescente com  $a$ .

Fig. 4 - Curvas de  $\Delta K_E$  em função da profundidade da fenda para vários níveis de tensão e  $\rho = 0.4$  mm.Fig. 3 - Curvas de  $\Delta K_E$  em função da profundidade da fenda para vários níveis de tensão e  $\rho = 0.05$  mm.Fig. 5 - Curvas de  $\Delta K_E$  em função da profundidade da fenda para vários níveis de tensão e  $\rho = 1.6$  mm.

Usando como material de base o aço 17 Mn 4 foi realizado um conjunto de ensaios para determinar as condições de propagação de fendas de fadiga. No metal base foram determinados os parâmetros  $m$  e  $C$  da lei de Paris ( $da/dN = C(\Delta K)^m$ ) e o limiar de propagação  $\Delta K_{lf}$ . Estes ensaios foram realizados numa máquina servohidráulica usando provetes de tracção compacta (CT). O ambiente em que o material foi ensaiado era ar seco e o ciclo de carga tinha um valor mínimo zero ( $R = 0$ ). Os resultados obtidos estão representados na figura 6, indicando-se na tabela 3 os valores dos parâmetros de propagação determinados.

Para juntas em T pré-fissuradas foram realizados ensaios para vários níveis de tensão e diferentes dimensões do defeito inicial para verificar se as fendas eram propagáveis ou não. Estas juntas foram ensaiadas em cantiliver à flexão em máquinas de flexão plana do tipo mecânico. As fendas iniciais foram criadas por fadiga. As fissuras iniciais e finais foram identificadas por marcação e medidas no final do ensaio após fractura total da secção do pé do cordão.

Tabela 3 - Parâmetros de propagação de fendas no aço 17 Mn 4 para  $R = 0$ .

Constantes $m$ e $C$ da lei de Paris ( $da/dN$ em mm/ciclos e $\Delta K$ em $MPa\sqrt{m}$ )		$\Delta K_{lf}$ ( $MPa\sqrt{m}$ )
$m$	$C$	
4.6	$7.67 \times 10^{-11}$	7.55

A figura 7 ilustra o aspecto da secção transversal de um dos provetes depois de ensaiado sendo perfeitamente visível a marcação com tinta identificando a frente da fenda de fadiga inicial. Pelo aspecto da superfície de fractura conclui-se se houve ou não propagação por fadiga para além do defeito inicial. As dimensões do defeito são medidas através dum microscópio montado numa base

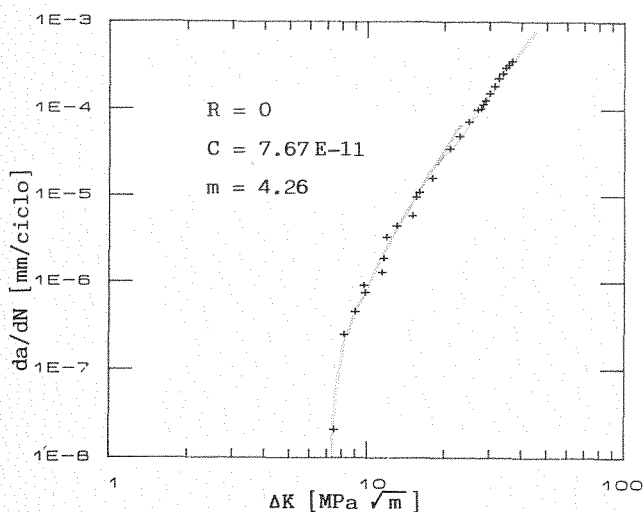


Fig. 6 - Curva  $da/dN - \Delta K$  para o aço 17 Mn 4 e  $R = 0$ .

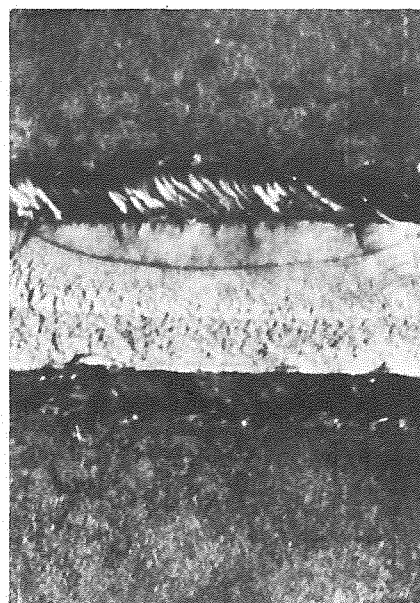


Fig. 7 - Aspecto da marcação do defeito inicial de fadiga.

micrométrica. Os resultados obtidos encontram-se representados na figura 8. Verifica-se que todos os resultados de defeitos propagáveis se situam acima da curva analítica. Note-se, no entanto, que por dificuldades experimentais de detecção e medição de defeitos iniciais muito pequenos todos os casos estudados se encontram já fora da zona de forte influência da concentração de tensões e consequente plastificação no pé do cordão.

Com os resultados obtidos para  $\Delta K_{lf}$  e para as curvas do factor de intensidade de extensões em função de  $a$ , pelas equações (2) e (4) determinaram-se valores da gama de tensão nominal limiar de propagação ( $\Delta\sigma_{lf}$ ) para vários valores de  $a$  e do raio de curvatura  $\rho$ . Estes resultados representam-se na figura 8. Verifica-se que para pequenos valores de  $a$  ( $a < 0.5$  mm) há uma grande influência de  $\rho$  sobre  $\Delta\sigma_{lf}$ . Para  $\rho$  muito pequeno ( $\rho = 0.05$  mm)  $\Delta\sigma_{lf}$  é sempre crescente neste intervalo enquanto que para  $\rho$  muito elevado ( $\rho = 4$  mm)  $\Delta\sigma_{lf}$  é sempre decrescente. Para  $\rho = 0.4$  mm  $\Delta\sigma_{lf}$  é praticamente constante até a  $\approx 0.5$  mm.

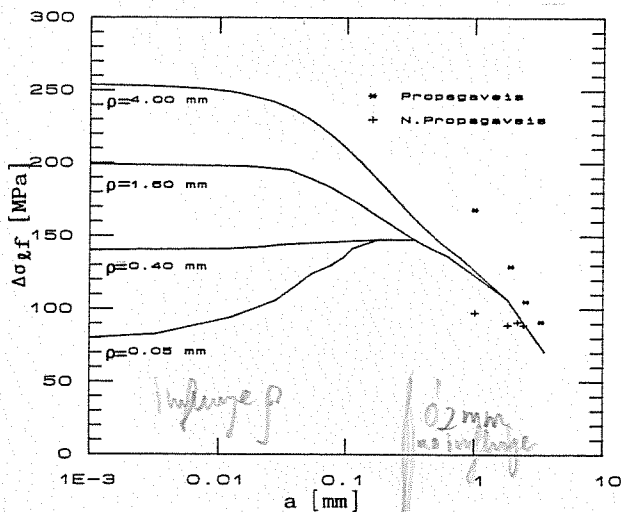


Fig. 8 - Curvas de  $\Delta\sigma_{lf}$  em função da profundidade da fenda para vários raios de curvatura. Resultados experimentais.

Quando a profundidade do defeito for superior a 0,5 mm a influência de  $\rho$  sobre  $\Delta\sigma_{lf}$  é desprezável.

Verifica-se uma boa concordância entre os resultados analíticos e os resultados experimentais.

#### 4. CONCLUSÕES

1. Verifica uma influência significativa do raio de curvatura no pé do cordão no factor de intensidade de extensões  $\Delta K_e$  e na gama de tensão limiar de propagação  $\Delta\sigma_{lf}$  para defeitos de profundidade inferior a 0,5 mm. Neste intervalo de valores de  $a$   $\Delta K_e$  e  $\Delta\sigma_{lf}$  são decrescentes para valores de  $\rho$  elevados, e crescentes para valores de  $\rho$  muito pequenos. Para  $\rho = 0.4$  mm  $\Delta K_e$  e  $\Delta\sigma_{lf}$  mantêm-se praticamente constantes no intervalo de profundidade da fenda indicado.
2. Para defeitos de profundidade maior de que 0,5 mm  $\Delta\sigma_{lf}$  é sempre decrescente e a influência de  $\rho$  torna-se desprezável.
3. Os resultados experimentais estão em total concordância com os resultados analíticos obtidos para  $\Delta\sigma_{lf}$ .

#### 5. REFERÊNCIAS

- [1] - C.M. Branco and J.M. Ferreira, "Fatigue of fillet welded joints", Fract. Mech. Tech., Vol. 3, Nº 1, pag. 13-22, 1985.
- [2] - J.M. Ferreira and C.M. Branco, "Fatigue life assessment in cruciform joints", Proc. 6th European Conference on Fracture, Amsterdam, Holland, 1986, EMA, UK, 1987.
- [3] - J.M. Ferreira and C.M. Branco, "Influence of the radius of curvature at the weld toe in the fatigue strength of fillet welded joints", Int. J. Fatigue, Vol. 11, Nº 1, pag. 29-36, 1989.
- [4] - J.M. Ferreira and C.M. Branco, "Fatigue analysis and prediction in fillet welded joints in the low thickness range", Fat. Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 13, Nº 3, pag. 201-212, 1990.
- [5] - M.H. El Haddad, T.H. Topper and K.N. Smith, "Prediction of non-propagating cracks", Eng. Fract. Mech., Vol. 11, pag. 573-584, 1979.
- [6] - D.R.J. Owen and A.J. Fawkes, "Engineering Fracture Mechanics; Numerical Methods and Applications", Pineridge Press, 1983