

Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS

EN EL CUARTO ENCUENTRO DEL

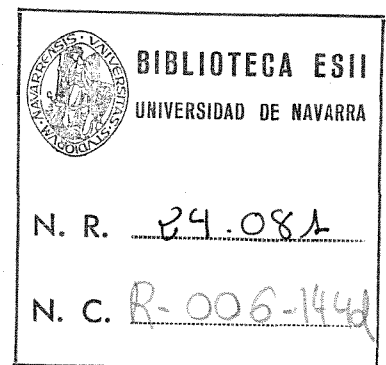
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

BRAGA (Portugal)

23-24 de Abril de 1987



Anales de Mecánica de la Fractura



N. 4, Año 1987

Editado por la
Secretaría del Grupo
Español de Fractura
C.E.I.T., Apartado 1.555 - 20080 SAN SEBASTIAN

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

I N D I C E

EDITORIAL 1

COMUNICACIONES AGRUPADAS POR TEMAS

1. REVISION: FRACTURA DINAMICA

DYNAMIC FRACTURE STUDIES OVERVIEW. *Zdenek Bilek* 3

2. METODOS NUMERICOS

SIMULACION NUMERICA DE PROCESOS NO LINEALES DE FRACTURA Y APLASTAMIENTO MEDIANTE UN MODELO PLASTICO.

S. Oller, J. Oliver y E. OÑate 17

EVALUACION NUMERICA DE UN NUEVO ELEMENTO FINITO SINGULAR EN PROBLEMAS DE FRACTURA EN MODO MIXTO.

F. Diez, L. Gavete y F. Michavila 35

COMPARACION DE LOS ANALISIS CUASISTATICO Y DINAMICO EN UN ACCIDENTE TIPO LOCA.

J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero de Eleizalde 53

3. METODOS EXPERIMENTALES

FRACTURA POR ENFRIAMIENTO SOBRE VIGAS ENTALLADAS.

J. Planas, P. Maturana y M. Elices 67

UTILIZACION DE PROBETAS REDUCIDAS PARA LA DETERMINACION DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA.

L. Anguita Delgado 78

SEGUIMIENTO DEL CRECIMIENTO DE FISURAS EN MATERIALES METALICOS MEDIANTE LA MEDIDA DE RESISTENCIA ELECTRICA CON DETECCION SINCRONA.

R. López, R. Tapia, J. Rodríguez, F. Gutierrez Solana, J. González, J.C. Gómez-Sal 87

DISEÑO DE UN DISPOSITIVO PARA LA REALIZACION DE ENSAYOS DE FATIGA DE BAJO NUMERO DE CICLOS (LCF) Y ELEVADAS AMPLITUDES DE DEFORMACION.

S. Simón García, J.M. Rodríguez Ibabe y M. Fuentes Pérez 95

PAPEL CRITICO DE LAS JUNTAS ENTRE PAQUETES DE LAJAS COVARIANTES EN LA FRACTURA FRAGIL DE UNA ESTRUCTURA BAINITICA. <i>A. Martín Meizoso, J.M. Rodriguez Ibabe, J.L. Viviente Solé y J. Gil Sevillano</i>	107
---	-----

4. MATERIALES METALICOS

UN CRITERIO DE FRACTURA PARA ALAMBRES ENTALLADOS. <i>J. Toribio y M. Elices</i>	119
--	-----

CALCULO DE LA TENSION DE FLUENCIA Y DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION EN METALES FCC. <i>F. Hernández Olivares y J. Gil Sevillano</i>	135
---	-----

TENSIONES RESIDUALES INTERNAS EN ALAMBRES TREFILADOS. <i>J.M. Campos y M. Elices</i>	143
---	-----

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION EN LA DUCTILIDAD DE UN ACERO AL CARBONO CON 0,14% C. <i>L.E. Cepeda, J.M. Rodriguez Ibabe, J.J. Urcola Galarza, M. Fuentes Pérez.</i>	159
--	-----

EFFECTOS DE "WARM-PRESTRESSING" PARA UN ACERO A533-B1 EN LA ORIENTACION T-S. <i>A. Martín Meizoso y J. Gil Sevillano</i>	173
---	-----

5. MATERIALES NO METALICOS

MODELIZACION DE LA ROTURA ALEATORIA EN PLACAS DE VIDRIO. <i>E. Castillo, J. Velasco, I. Viña, A. Fernandez.</i>	187
--	-----

DETERMINACION DE UN CRITERIO DE FRACTURA EN UN CEMENTO OSEO ACRILICO. <i>A. Silvestre, M. Anglada y J.A. Planell</i>	201
---	-----

MODELIZACION DEL COMPORTAMIENTO DEL HORMIGON EN FRACTURA. <i>P. Maturana y M. Elices</i>	215
---	-----

ENSAYOS CRIOGENICOS SOBRE PROBETAS ENTALLADAS DE HORMIGON. <i>P. Maturana, J. Planas y M. Elices</i>	227
---	-----

SIMULACION POR COMPUTADOR DE LA PROPAGACION DE UNA FISURA EN UN MATERIAL COMPUESTO. <i>B. Parga Landa, F. Hernández Olivares y J. Gil Sevillano</i>	241
--	-----

FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS POR RESINAS DE POLIESTER Y MICROESFERAS DE VIDRIO MEDIANTE TECNICAS DE IMPACTO. <i>A.B. Heredia y A.B. Martínez</i>	255
MODIFICACION DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE UNA RESINA DE POLIESTER MEDIANTE LA ADICION DE PARTICULAS ELASTOMERICAS. <i>M.LL. Maspoch, A.B. Martínez</i>	269
CARACTER DEL DEFECTO CRITICO Y SU RELACION CON EL PROCESAMIENTO EN MATERIALES CERAMICOS MULTIFASICOS. <i>C. Baudin, J.S. Moya</i>	281
 6. <u>FATIGA</u>	
DEFORMACION CICLICA DE DOS ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS DE ALTO CONTENIDO EN CROMO, ALEADOS CON MOLIBDENO Y NIQUEL. <i>M. Anglada, M. Nasarre y J.A. Planell</i>	291
INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO A 475°C SOBRE LA FATIGA DE DOS ACEROS INOXIDABLES SUPERFERRITICOS. <i>M. Anglada y M. Nasarre</i>	303
INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE ACEROS DE CILINDROS DE LAMINACION. <i>R. García Castañón, F.J. Belzunce, J. García y J.M. Llano</i>	315
INFLUENCIA DEL ESTADO SUPERFICIAL EN EL LIMITE DE FATIGA DE ACEROS DE PRETENSADO. <i>J. Llorca, V. Sánchez Gálvez</i>	327
INFLUENCIA EN LOS PARAMETROS DE LA LEY DE COFFIN-MASON, APLICADA AL CASO DE ALEACIONES LIGERAS, DEL TIPO DE ALEACION, TRATAMIENTO TERMICO Y EXISTENCIA DE ENTALLAS. <i>J.M. Pintado Fé, J. Ibáñez Ulargui y J.M. Badía Pérez</i>	341
COMPORTAMIENTO A FATIGA DE BAJO NUMERO DE CICLOS DE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO 316L A 600-625°C. <i>S. Simón García, J.M. Rodríguez Ibabe, M. Fuentes Pérez</i>	355
 7. <u>INTERACCION CON EL AMBIENTE</u>	
MODELIZACION POR MECANICA DE LA FRACTURA DEL AGRIETAMIENTO EN CORROSION BAJO TENSION DE LA ALEACION 7075. <i>J. Oñoro, A. Moreno y C. Ranninger</i>	369

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA CORROSION BAJO TENSION DE ACEROS EUTECTOIDES. <i>A.M. Lancha y M. Elices</i>	379
ESTUDIO CINEMATICO DE LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ALAMBRES ENTALLADOS. <i>J. Toribio y M. Elices</i>	389
INFLUENCIA DE LA PROTECCION CATODICA SOBRE LA CORROSION FATIGA EN ACEROS DE PRETENSADO. <i>A. Martín y V. Sánchez-Galvez</i>	405
LA PROTECCION CATODICA DE LOS ACEROS DE PRETENSADO CONTRA LA CORROSION BAJO TENSION. <i>L. Caballero, A.M. Lanchas y M. Elices</i>	417
 8. <u>DISEÑO Y APLICACIONES</u>	
EVALUACION POR MECANICA DE FRACTURA DE INDICACIONES DE DEFECTO EN DISCO DE TURBINA DE BAJA PRESION. <i>J. Bros y J. Carrero</i>	429
GENERALIZACION Y COMPROBACION EXPERIMENTAL DEL CRITERIO DE LA TENSION DE CEDENCIA COMO CRITERIO DE FRACTURA. <i>A. Valiente y M. Elices</i>	443
ANALISIS Y REPARACION DEL CUERPO PRINCIPAL DE UNA PRENSA DE EXTRUSION. <i>C. Ranninger Rodríguez y A. Moreno González</i>	453

Este volumen de los Anales del Grupo Español de Fractura recoge la aportación española al Primer Encuentro Hispano-Luso de fractura, celebrado en Braga durante los días 23-24 de abril de 1987. Razones de cortesía aconsejaron aplazar su edición ante la voluntad de nuestros colegas portugueses de abordar la publicación de un primer Volumen de Anales Hispano-Lusos, que recogiera las contribuciones de ambos países al encuentro de Braga. Frustrada esta posibilidad, acometimos, finalmente, la edición de este cuarto Volumen de nuestros Anales, con el deseo de dar continuidad a una iniciativa que tomó cuerpo con la celebración del Primer Encuentro de Sigüenza en 1984. Las incidencias apuntadas explican que la aparición de este volumen se produzca casi ocho meses después de la del volumen quinto, en el que se recogen las contribuciones al Encuentro Monográfico sobre Métodos Numéricos Aplicados a la Fractura, celebrado el pasado mes de abril en Barcelona.

El Encuentro de Braga fue abierto, lo que explica la diversidad temática de este volumen. Su contenido se ha estructurado en ocho capítulos, que agrupan cuestiones tan variadas como las relativas a la simulación numerica de Procesos de Fractura, Desarrollo de Metodos Experimentales, Caracterización del Comportamiento a Fatiga de Materiales Metalicos, Interacción de los Procesos de Fractura y Fatiga con el Medio Ambiente, etc.

Con la publicación de este cuarto Volumen de los Anales del Grupo Español de Fractura, creemos contribuir -aunque sea modestamente- a afianzar un vehículo de comunicación entre la comunidad científico-técnica nacional, interesada en esta disciplina.

Los editores,

Manuel Elices Calafat

Manuel Fuentes Pérez

DYNAMIC FRACTURE STUDIES OVERVIEW

Zdenek Bilek*

Institute of Physical Metallurgy, CSAV, 61662 Brno
Zizkova 22, Czechoslovakia

*Visiting Professor of Engineering, Centro de Estudios e
Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, B°Ibaeta, s/n
20009 SAN SEBASTIAN. SPAIN

ABSTRACT

The application of a dynamic fracture mechanics approach to the safety assessment of engineering structures requires the availability of relevant data. Namely it is necessary to have information on dynamic fracture toughness K_{Id} associated with rapid loading conditions and on crack propagation fracture toughness K_{ID} . In this paper the influence of loading rate and temperature on K_{Id} is demonstrated up to high loading rates produced by Hopkinson Split Bar Technique. The dependence of K_{ID} on crack velocity was measured for propagating cracks using slowly wedge opened double cantilever beam specimens. Dynamic fracture experiments were performed for three structural steels with ferrite-perlite and bainite microstructures. It is shown that the K_{ID} values are well above the K_{Id} data generated at high crack tip loading rates $K \approx 10^6 \text{ MPam}^{1/2}\text{s}^{-1}$ which therefore represent the minimum fracture toughness.

RESUMEN

La aplicación de la Mecánica de la fractura dinámica, a las valoraciones de seguridad de una estructura de ingeniería, requiere conocer aquellos parámetros relevantes. Fundamentalmente se precisa la tenacidad en función de la velocidad de aplicación de las cargas: K_{Id} , y en función de la velocidad de propagación de la grieta: K_{ID} . Este artículo discute la influencia de la temperatura y la velocidad de carga sobre K_{Id} hasta las velocidades alcanzables con la técnica de barra Hopkinson. La dependencia de K_{ID} sobre la velocidad de propagación fue medida con probetas cargadas mediante una cuña. Los ensayos se realizaron sobre tres aceros con microestructuras ferrítico-perlítica y bainítica. Se concluye que los valores de K_{ID} son claramente superiores a los valores de K_{Id} medidos con altas velocidades de carga $K \approx 10^6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$; representan, por tanto, la mínima tenacidad de fractura

INTRODUCTION

The fracture failure of pressurized pipelines, bridge girders, ship hulls, pressure vessels and etc. can be prevented by applying static and dynamic fracture mechanics procedures in the process of calculation, design, materials selection and construction of such structures. Dynamic fracture mechanics plays the important role in quantification the conditions under which a rapid load bearing structure can fail due to the enlargement of a crack contained in that structure or under which a propagating crack will stop before the structural integrity of the unit is lost.

The present paper summarises the recent progress in determination of dynamic fracture properties of three structural steels, while the relevant dynamic mechanical properties were evaluated extensively in [1]. Particular attention is paid to the influence of metalurgical variables, temperature and loading rate K_I on dynamic crack initiation fracture toughness (K_{I_d}) and the influence of microstructure, temperature and crack speed a on crack propagation (K_{I_D}) fracture toughness. The problems related to the used experimental and computational methods are discussed.

For most materials the fracture toughness measured under conditions of impact loading, K_{I_d} , is lower than the static fracture toughness K_{Ic} . Due to rate effects the toughness decreases with increasing loading rate [2]. This behaviour is observed with intermediate loading rates as obtained with the usual instrumented Charpy hammers. But it is not known at present if the same behaviour applies for high loading rates as well. In general there are various possibilities applicable to structural materials as shown in Fig. 1. While the behaviours (a) to (c) are not very realistic since this would imply that K_{I_d} ultimately becomes zero in case (b) or infinity in case (c). The existence of a minimum fracture toughness as in cases (d), (e) is more likely to occur namely for structural steels. A determination as to which behaviour applies can only be made on the basis of experimental K_{I_d} investigations over the broad spectrum of crack tip loading rates K_I .

Direct measurements of the impact fracture toughness at high loading rates have been performed using different experimental techniques including flyer - plate arrangements, electromagnetic forces, projectile impacting and Hopkinson Split Bars Technique (HSBT) in various modifications [3-5]. There is general agreement that an appropriate quantitative form for the initiation of unstable crack growth is given by the equation

$$K_I(t) = K_{I_d}(K_I, T) \quad (1)$$

where K_{I_d} is supposed to be a material property that depends upon the loading rate K_I and temperature T . The dynamic stress intensity factor $K_I(t)$ depends on geometry and loading conditions, and usually must be found numerically.

To stop a crack in a structure requires a dynamic stress intensity factor $K_I(a)$ in the structure and the materials dynamic fracture toughness $K_{ID}(a, T)$ are in agreement with linear dynamic fracture mechanics simple concept

if $K_I(a) < K_{ID}(a, T)$ then no propagation (2)

if $K_I(a) = K_{ID}(a, T)$ then propagation.

Actual quantitative treatments of criterions (2) present difficulties. Rigorous calculations for structures or specimens with finite dimensions require a fully dynamic analysis of $K_I(a)$ [6,7]. Recent studies on various materials [7] indicate the possible types of resistance response to running crack shown in Fig 2. For any given steel, a three-dimensional plot of dynamic fracture toughness, temperature and velocity, is needed to provide a complete characterization of resistance to fast fracture.

The present paper contributes to the scant information available concerning the temperature and crack velocity dependence of K_{ID} values. The experimental procedure relies on slow [7,8] wedging apart the arms of a precracked rectangular double cantilever beam specimens.

MATERIALS INVESTIGATED

The chemical composition of tested steels is given in Table 1 and microstructures are shown in Fig. 3 to 5.

FRACTURE INITIATION UNDER IMPACT

Experimental set up for stress wave loading follows from Fig. 6. WLCT specimen with geometry shown in Fig. 6 is placed between two steel bars. The first loading bar produces a stress pulse $\sigma_I(t)$ with duration time of $\lambda_I = 52\mu s$, $\sigma_T(t)$ is a stress pulse transmitted to the second bar. To evaluate the K_{ID} values we used procedure based on finite element computations for the geometry given in Fig. 6 and ratio $a/w = 0.5$. The problem was treated as plane one. The values of static stress intensity factor K_I^s were determined by means of hybrid technique. For dynamic calculations the program BKDYN [6] was used to solve elastic and elastic-plastic problems. This program makes use of four node quadrilateral elements and for time integration the explicit central difference method is implemented with automatic selection and adjustment of time step. The loading was modelled by real opening force $F(t)$ shown in Fig. 7 and the values of dynamic stress intensity $K_I(t)$ was alternatively found from the crack tip displacements and from the path independent integral computations. It is obvious that the latter approach results in better agreement with supplementary calculations using special crack tip element [9]. The boundary conditions correspond to free surface specimen during the impact loading. Typical results are summarized in Fig. 7 to 9 for mesh having

2500 elements and 2660 nodal points for one half of the specimen.

In addition to the shock wave tests operating with $K_I \approx 10^6$ MPam^{1/2}s⁻¹ also intermediate and low loading rates tests were carried out using standard compact tension specimens loaded by the hydraulic computer operated testing machines ZWICK. All the experiments were performed at wide temperature range (-196 to 20)°C.

The results shown in Fig. 7 indicate a great difference between K_I^s and $K_I(t)$ so one should be very careful evaluating K_{Id} values according the procedures based on static analysis as recommended in reference [4]. Also Fig. 7 suggests that displacement extrapolation is not accurate enough to provide the correct values of $K_I(t)$. The extensive plastic zone development studies in the particular form of Fig. 8 suggest that despite unusually small specimens the plane strain conditions prevail and our K_{Id} data are valid from this point of view. Fig. 9 demonstrates the complicated way of crack tip loading during the test. Figs. 10, 16 show fracture toughness as a function of loading rate and temperature. Both figures show substantial rate effects. This is a very important engineering problem since some designs against fracture should be performed using a minimum expected value of fracture toughness, but its value depends not only on temperature but also on loading rate.

Knott [11] have presented an analysis which related the critical cleavage stress σ_{cf} to K_{Ic} . Essentially this approach was adopted in this paper for K_{Id} interpretation. The cleavage stress σ_{cf} and process zone size R_o over which this stress is reached were found following reference [5]. For example, for steel C, $\sigma_{CF} = 1600$ MPa and $R_o = 0.065$ mm. Assuming that both quantities σ_{cf} and R_o are independent of strain rate and temperature we find with help of Fig. 9 that fracture criterion $\sigma_{yy} = \sigma_{cf}$ is met for $x = R_o$ at time $t = 8 \mu s$. On the other hand at this time the dynamic stress intensity (Fig. 9) reaches the value of $K_I(t) = 6$ MPam^{1/2} which is below $K_{Id} = 20$ MPam^{1/2}. This value of K_{Id} is reached later at $t = 15 \mu s$, which supports the existence of incubation time ($7 \mu s$) proposed in refs. [3] to initiate a fracture by stress pulse loading.

FRACTURE PROPAGATION AND ARREST

The unstable crack propagation study employed RDCB specimens which were slowly wedge loaded as described in [6 to 8]. The experimental set up as installed on a 200 kN Zwick machine is illustrated in Fig. 11. Crack velocity was recorded using crack propagation gauges. The crack velocity was varied by changing the root radius of the starting notch from 0.2 to 1 mm. The blunted notch permits the specimen to sustain a stress intensity K_{Iq} prior to the onset of crack propagation which is greater than the K_{Ic} values. Therefore, as soon as a sharp crack emerges from starting notch, the crack immediately propagates rapidly under constant displacement conditions. During a typical test, a steady-state velocity was maintained from start until shortly before arrest as can be seen from

Fig. 12 where the crack length versus time is shown.

The values of K_{ID} were determined by dynamic finite element analysis using the BKDYN program [6]. Crack propagation was simulated by the gradual release of nodal points. Applying fine finite element breakdown consisting of 600 elements for one half of RDCB specimen the K_{ID} values were calculated from the measured crack velocity profiles. Good agreement between theoretically predicted [7] and measured values of a and K_{ID} is obvious from Fig. 13 for steel B.

The effect of crack velocity on K_{ID} values at selected temperatures is demonstrated in figures 14, 15; a trend toward lower K_{ID} values with increasing fracture velocity is apparent for bainitic steel C. However, the exact form of the K_{ID} - a curves is not clear because of limbo range for crack velocities lower than 500 m/s. Further experimental work using the rapid wedging of RDCB specimens [10] is required to complete the K_{ID} - a dependences. Fig. 16 compares the K_{ID} values with our K_{IC} and K_{Id} measurements made for steel A. The most striking feature of the results is the large difference between the K_{ID} values for a propagating crack, and the dynamic initiation values K_{Id} for a rapidly loaded, but stationary crack. It has generally been thought that K_{Id} values approximate the toughness of propagating cracks. Our K_{ID} are well above the reference fracture toughness curves K_{IR} also drawn in Fig. 16. Crack arrest fracture toughness K_{Ia} gives the lower bound of K_{ID} data - Fig. 16 for all three steels studied.

ACKNOWLEDGEMENT

The author would like to express his gratitude to the CAICYT providing the financial support during his stay in Spain.

REFERENCES

- [1]- J. Buchar, Z. Bilek and F. Dusek, "Mechanical behavior of metals at extremely high strain rates". Trans. Tech. Publication, Aedermamsdorf, Switzerland, 1986.
- [2]- J.F. Kalthoff, "Fracture behavior under high rates of loading", Eng. Fract. Mech. No. 1, 1986.
- [3]- L.S. Costin et al. "Fracture initiation in metals under stress wave loading conditions", G.T. Hahn and M.F. Kanninen, Fast fracture and crack arrest ASTM STP 627, Philadelphia, 1977.
- [4]- J.R. Klepaczko "Loading rate spectra for fracture initiation in metals", Theoret. Appl. Fract. Mech. No. 1, 1984.
- [5]- Z. Bilek et al. "The influence of microstructure and temperature on

static and dynamic fracture initiation in heat resistant steel" J. Carlsson and N.G. Ohson, Mechanical behaviour of materials 2, Stockholm, 1983.

- [6]- Z. Bilek, "Dynamic fracture toughness of a structural steel", D. Francois, Advances in fractures research 2, Cannes, 1981.
- [7]- M.F. Kanninen, C.H. Popelar "Advanced fracture mechanics", Oxford University Press, New York, 1985.
- [8]- G.T. Hahn "Fast fracture toughness and crack arrest toughness" G.T. Hahn and M.F. Kanninen, "Fast Fracture and Crack Arrest", ASTM STP 711. Philadelphia, 1978.
- [9]- C. Atkinson, J.M. Bastero and I. Miranda "Path Independent integrals in Fracture Dynamics using auxiliary fields", Eng. Fract. Mech. No. 5, 1986.
- [10]-S.J. Burns and Z. Bilek "The dependence of the fracture toughness of mild steel on temperature and crack velocity" Met. Trans. No. 4, 1973.
- [11]-J.F. Knott and Y. Hagiwara "Cleavage fracture in mixed microstructures" D. Francois, Advances in Fracture Research 1, Cannes, 1981.

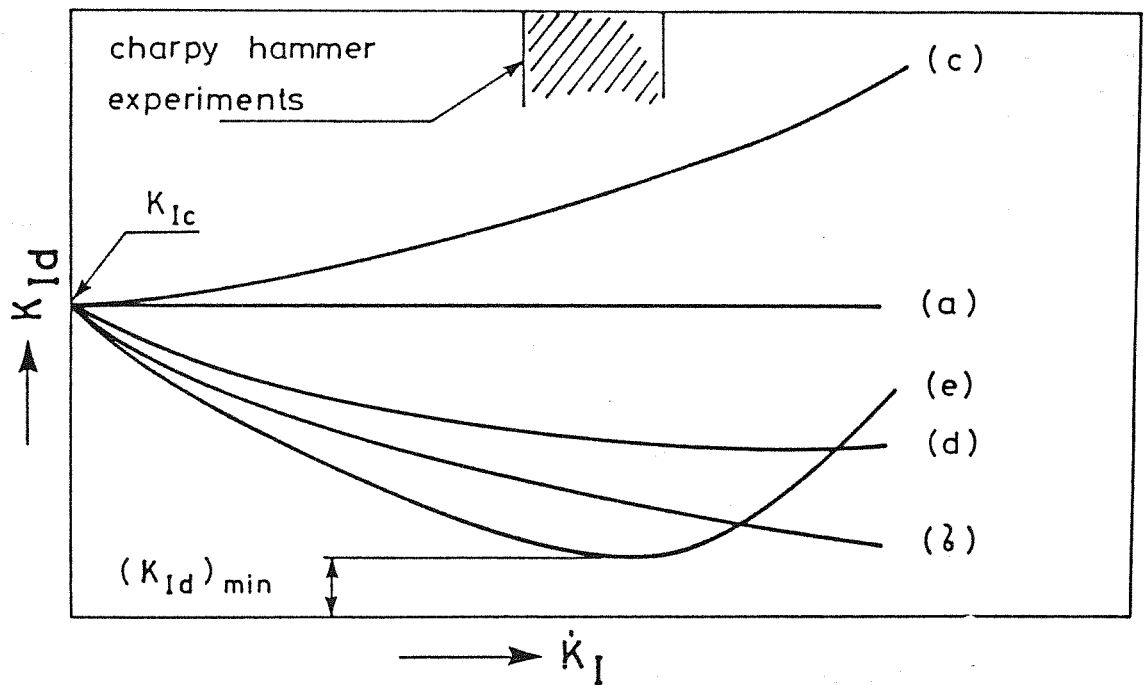


Fig. 1 - Possible behaviour of impact fracture toughness K_{ID} on loading rate \dot{K}_I .

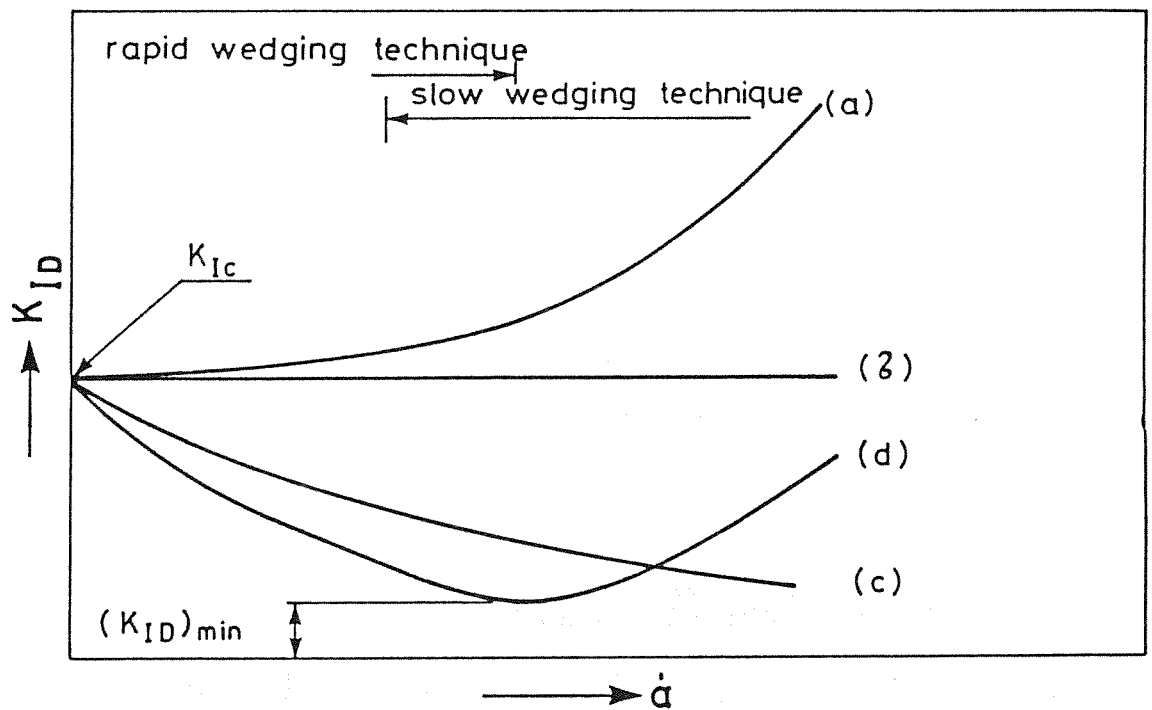


Fig. 2 - Possible behaviour of dynamic crack propagation toughness K_{ID} on crack velocity \dot{a} .

Table 1. The chemical composition of steels.

Steel	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	N
A	0,19	0,43	0,014	0,016	0,23	-	-	-	-	-	-	0,0055
B	0,20	1,25	0,027	0,022	0,37	0,03	0,10	-	0,06	0,038	0,11	0,0076
C	0,13	0,61	0,010	0,007	0,28	0,22	2,39	0,95	0,05	-	-	-

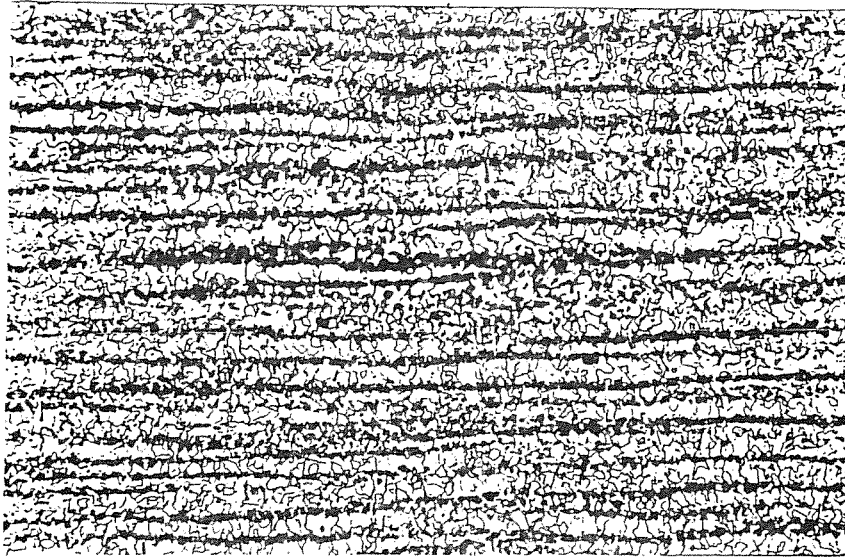


Fig. 3 - Ferrite-perlite microstructure of steel A, 500X.

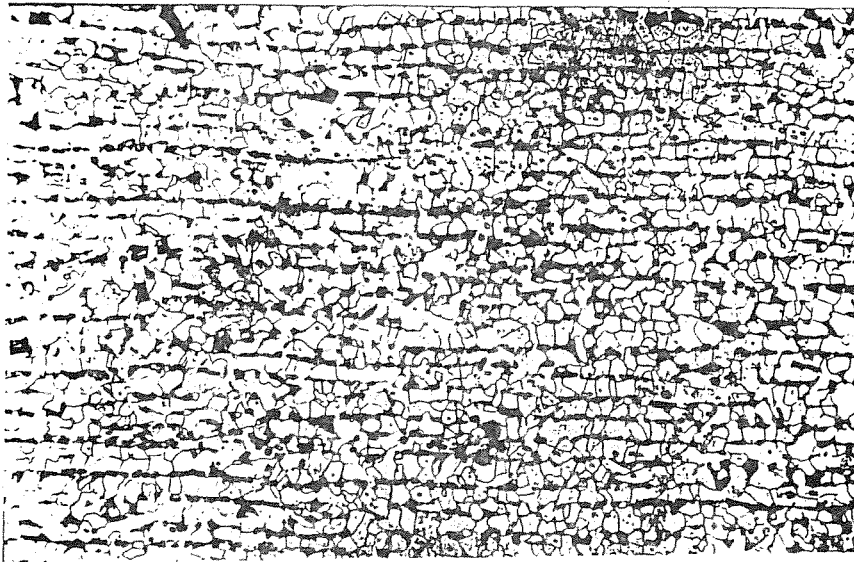


Fig. 4 - Ferrite-perlite microstructure of steel B, 500X.

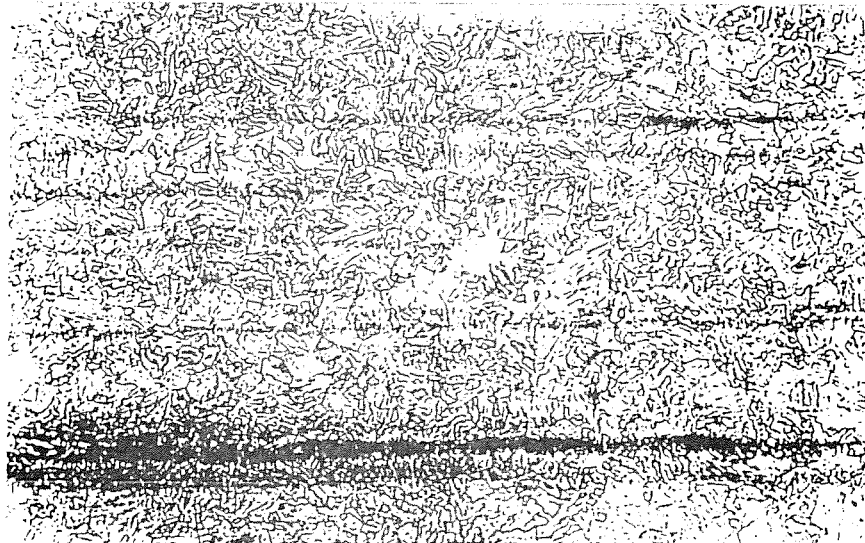


Fig. 5 - Upper bainite microstructure of steel C, 500X.

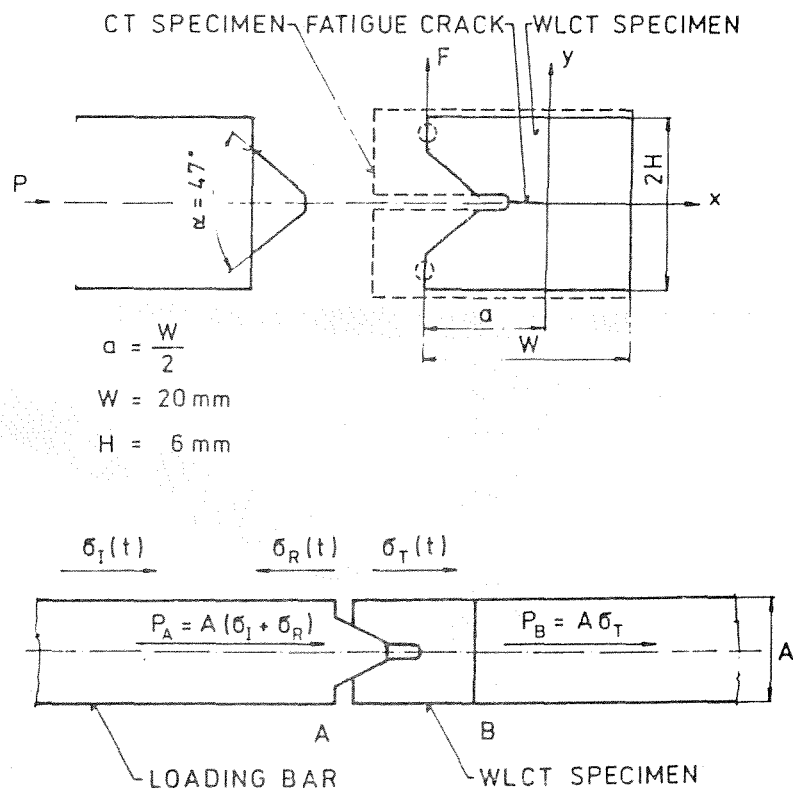


Fig. 6 - Schematic experimental set up for K_{I_d} measurements at high loading rates.

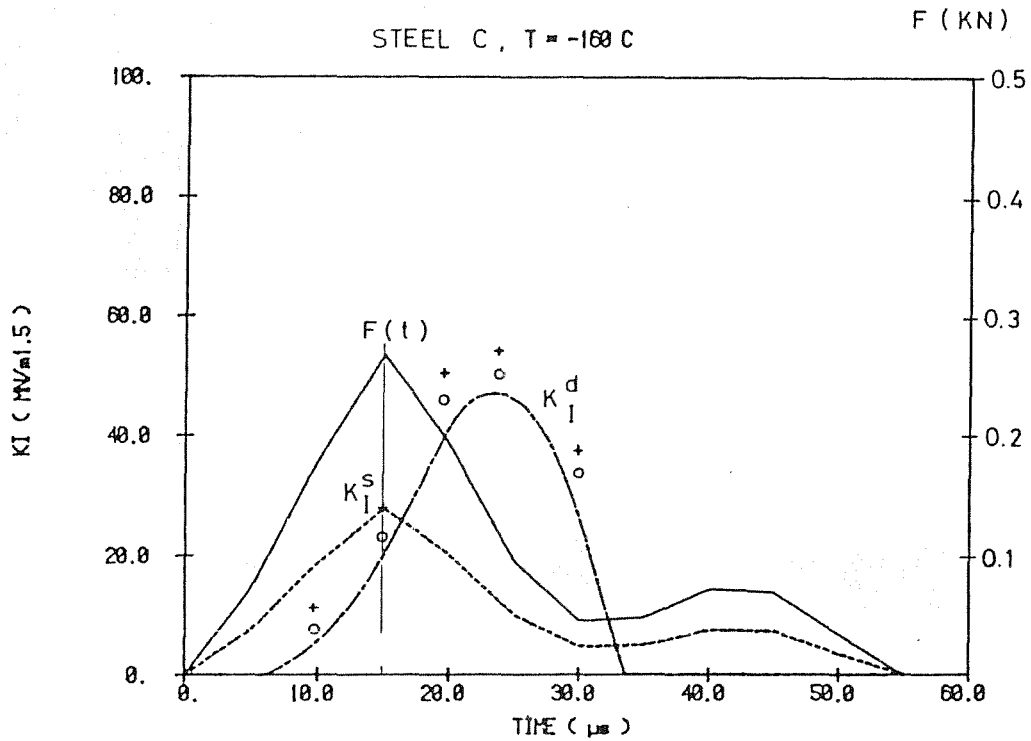


Fig. 7 - Static KI^S , dynamic KI^d /9/ stress intensity factor and loading pulse per lmm thickness $F(t)$ vs. time.

- + Displacement extrapolation
- o Path independent integral computations.

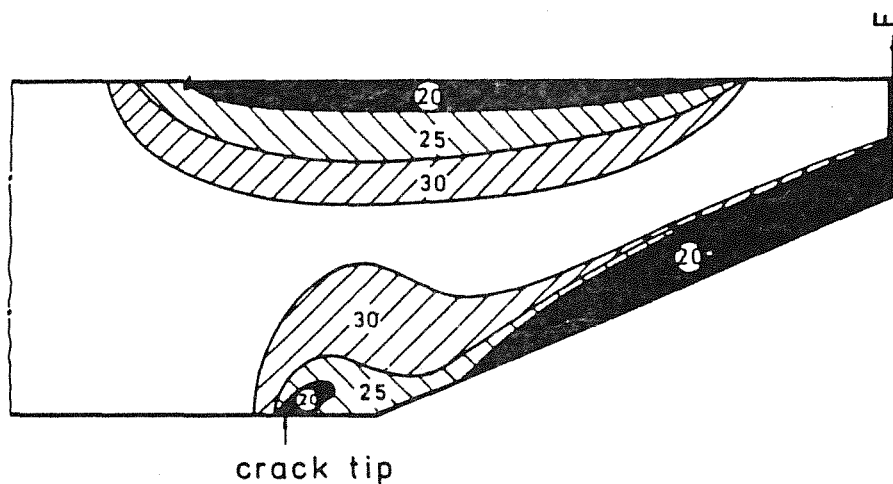


Fig. 8 - Plastic zone development for 20,25 and 30 us for linear hardening with secant modulus $E/165$.

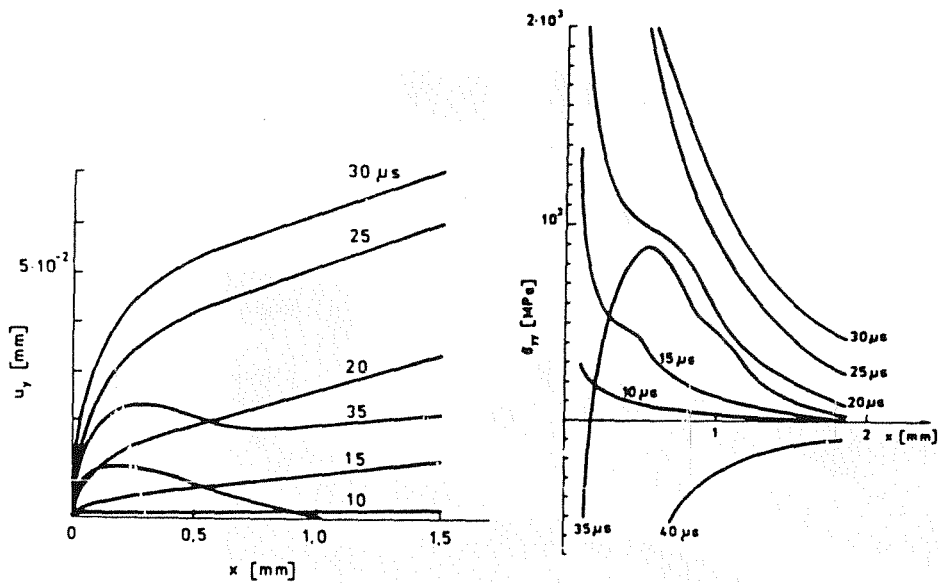


Fig. 9 - Normal stress σ_{yy} behaviour at the crack tip and crack profiles.

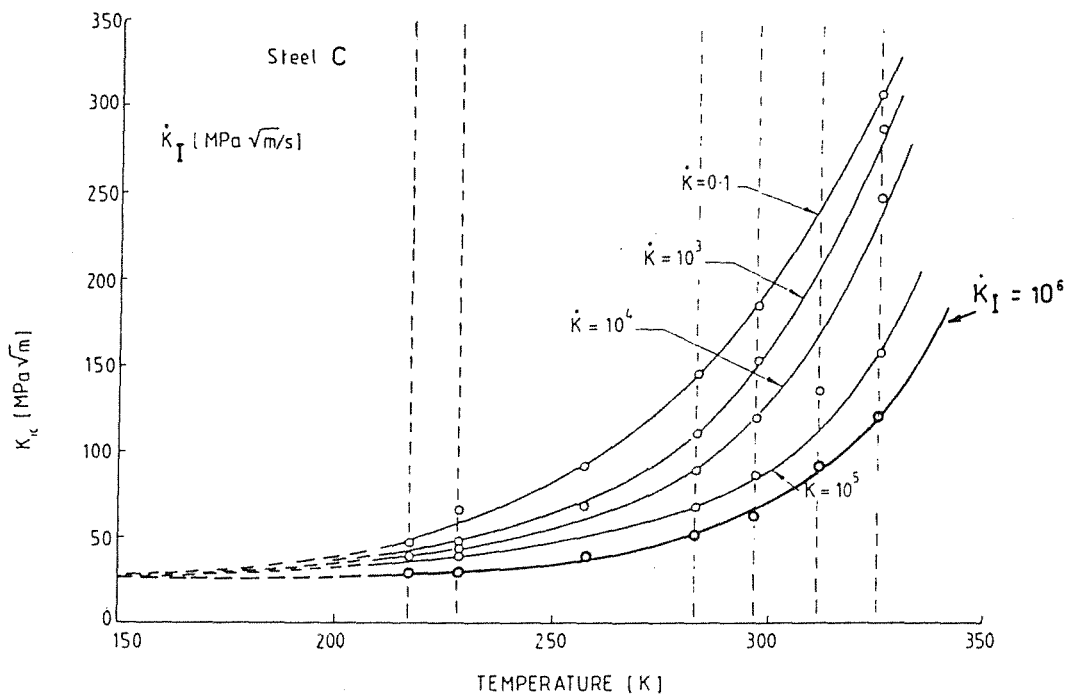


Fig. 10 - Fracture toughness as a function of loading rate \dot{K}_I .

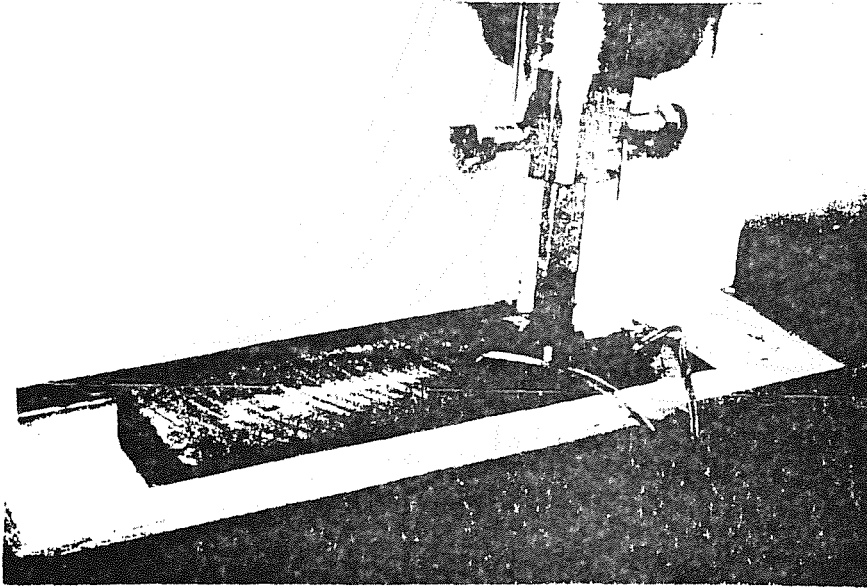


Fig. 11 - Transversal wedge loading test arrangement.

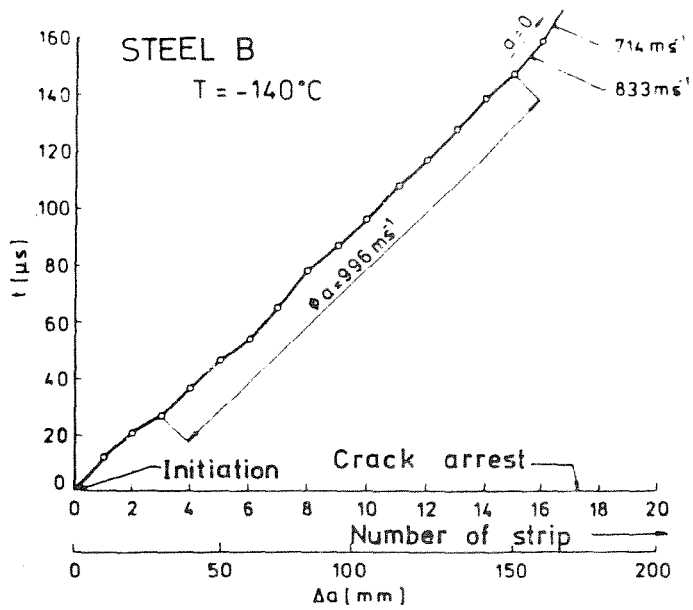


Fig. 12 - Crack length, a-time, t history, steel B.

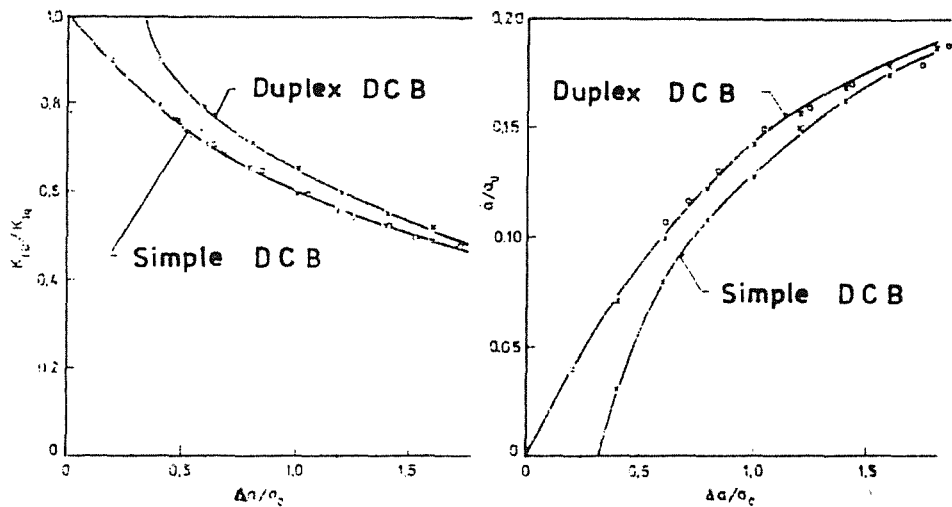


Fig. 13 - Relation between crack length, K_{ID} and crack speed \dot{a} .
 x - fem calculations,
 o - experimental measurements, steel B.

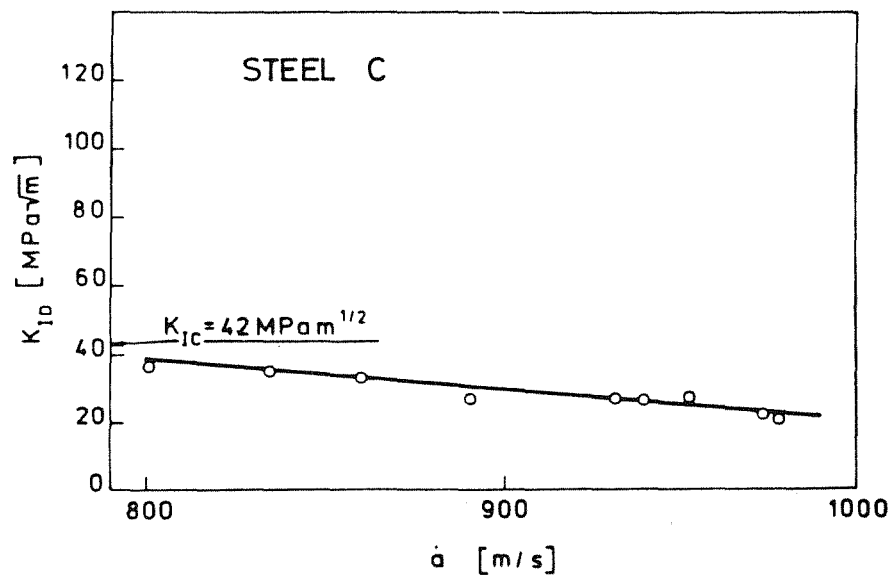


Fig. 14 - K_{ID} - \dot{a} curve for steel C at $T=-160^{\circ}\text{C}$.

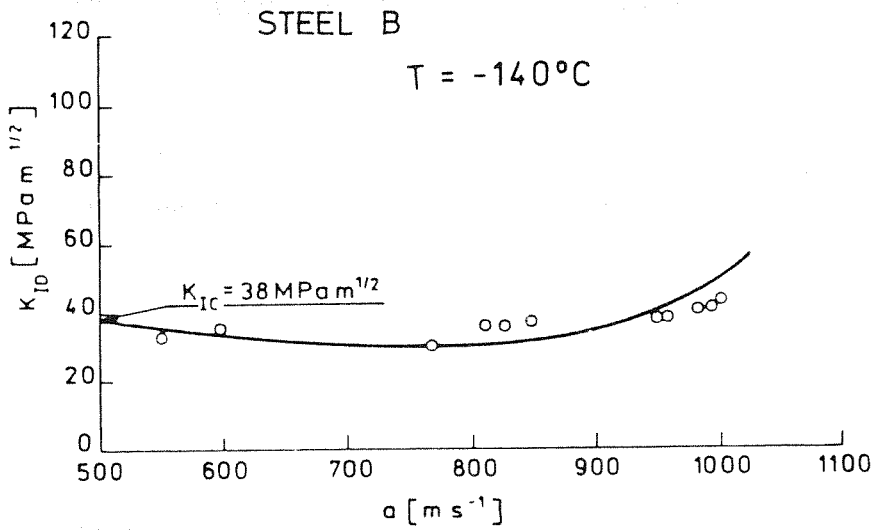


Fig. 15 - K_{ID} - \dot{a} curve for steel B at $T=-140^{\circ}\text{C}$.

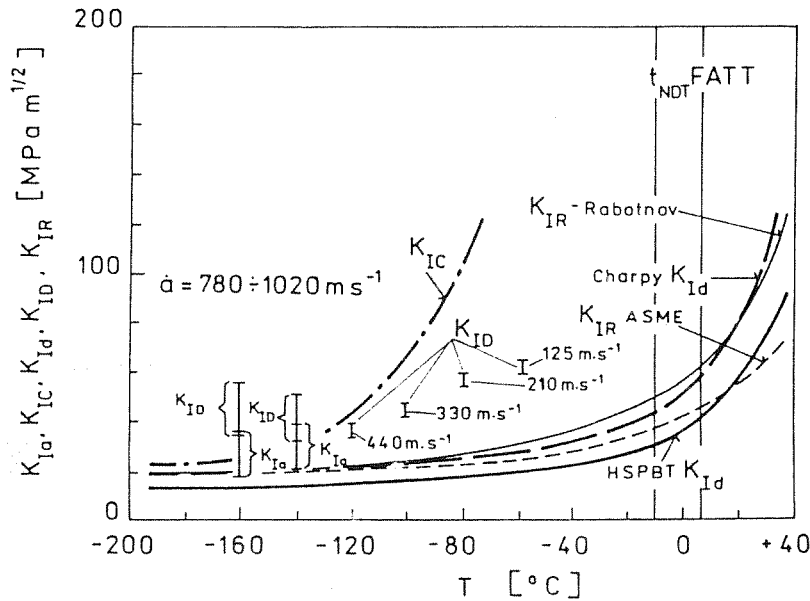


Fig. 16 - Temperature dependence of fracture toughness, steel A.

SIMULACION NUMERICA DE PROCESOS NO LINEALES DE FRACTURA Y
APIASTAMIENTO MEDIANTE UN MODELO PLASTICO

S. OLLER (*) J. OLIVER (+) Y E. OÑATE (+)

(+) E.T.S. Ingenieros de Caminos de Barcelona, España

(*) Universidad Nacional de Salta, Argentina (actual investigador en +)

SUMMARY

In this paper a constitutive model based on incremental theory for numerical analysis of cracking and crushing using finite elements is presented. A solid framework method for analysis of cracking and crushing phenomenon in concrete and geomaterials is developed in the context of the plasticity theory. Localization of cracking and crushing is controlled by a posteriori post processing of numerical results.

RESUME

Dans cet article, nous présentons un modèle numérique basé sur la théorie incrémentale de la plasticité, qui permet de simuler, par la méthode des éléments finis, des états de micro-fissuration, fissure locale, et écrasement. En particulier, nous proposons la théorie de la plasticité comme un cadre ample et solide qui permet de traiter, de façon appropriée, les phénomènes de micro-fissuration, fissure locale et écrasement du béton et des géomatériaux en général. Le simulacre des états de fissuration, et écrasement, s'obtient à travers d'une analyse (post-procés) des résultats.

RESUMEN

Se presenta un modelo basado en la teoría incremental de la plasticidad, que permite simular, por el método de los elementos finitos, estados de micro-fisuración, fisura localizada y aplastamiento. En particular, se propone la teoría de la plasticidad como un marco amplio y sólido que permite tratar, de forma apropiada, los fenómenos de micro-fisuración, fisuración localizada, y aplastamiento en hormigón y geomateriales en general. La simulación de los estados de fisuración, y aplastamiento, se obtiene a través de un análisis (post-proceso), de los resultados.

1. INTRODUCCION: CLASIFICACION Y ANTECEDENTES DEL MODELO

Existe una gran cantidad de modelos constitutivos para hormigones, que pretenden modelar su complicada ley constitutiva. En general, podrían clasificarse en cuatro grandes grupos, [10], [19].

1. Métodos de las curvas de adaptación
2. Teorías elásticas lineales, o no lineales y/o combinadas con teorías de fractura
3. Teorías elastoplásticas perfectas o con endurecimiento
4. Teorías de plasticidad endocrónica.

Las teorías elásticas combinadas con teorías de fractura, son las más utilizadas para describir el comportamiento del hormigón a tracción [6, 12, 17, 20, 26, 27, 31, 33], [4, 5], [17, 29], mientras que las teorías elastoplásticas, son las más utilizadas para describir su comportamiento a compresión. [10, 26, 27, 28, 36]. La combinación de ambas teorías da origen a la mayoría de los modelos en uso.

En este trabajo se presenta un modelo, basado únicamente en una teoría elastoplástica, para tratar de forma unificada el comportamiento a tracción y compresión del hormigón, por el método de los elementos finitos. El modelo considera endurecimiento y ablandamiento independientemente a compresión y tracción, controlados por curvas de tensión efectiva y deformación plástica efectiva.

2. MECANISMO DE DAÑO EN EL HORMIGON - RELACION CON LA TEORIA DE LA PLASTICIDAD

Es posible observar que la microfisuración existe, en el hormigón, aún antes de iniciar cualquier proceso de carga, en la zona comprendida entre el agregado pétreo y el mortero de cemento o matriz, y también dentro de la matriz misma.

De la observación realizada sobre hormigones sometidos a efectos de carga, resultan los siguientes mecanismos de daño:

- Microfisuras en la zona comprendida entre el agregado y la pasta, por desprendimiento del árido,
- Incursiones en la pasta de las microfisuras originadas en la interface con el agregado pétreo,
- Fisuras originadas en el mortero, o pasta, con tendencia a orientarse ortogonalmente a la deformación principal, (siempre que el mortero sea idealmente homogéneo),
- Fisuras que tratan de conectar espacios vacíos u oquedades propias de la pasta,

- Conexiones entre las diferentes fisuras, siendo ésta la causa de la falla total del sólido.

En este límite último, el árido provoca un efecto de cuña o engranamiento entre caras de la fisura, contrarrestando la pérdida total de tensión normal entre las caras de la misma. A esto se pueden agregar los estudios realizados por Mindess and Diamond [24, 32] sobre fisuración de morteros de cemento, donde se puede ver que en lugar de fisuras continuas, existen una gran cantidad de "fisuras discontinuas no orientadas", concluyendo que la distribución microscópica de las fisuras, configura una trayectoria errática no orientada.

Esta descripción, que es sostenida en los aspectos fundamentales por distintos investigadores [10, 19, 20, 24, 28, 30, 32], muestra que la fisuración a nivel microscópico (en un punto de la matriz) es un fenómeno a-direccional. Además se puede ver, que ni aún en un entorno de dimensión igual, o menor, a n -veces el tamaño del árido, se puede hablar de dirección de fisuración, (Según Bazant and Oh [20], " n " vale aproximadamente 3, -límite inferior, por debajo del cual no se puede considerar el hormigón como sólido continuo). A este nivel; todavía la fisura es errática a través de la matriz, siguiendo el camino que le permite la distribución aleatoria del agregado pétreo. Así pues, el direccionamiento queda marcado por el lugar geométrico que describen los puntos dañados (fenómeno macrodireccional), y no por cada simple punto dañado (fenómeno microdireccional).

De acuerdo con este análisis, la Teoría de la Plasticidad resulta ser una herramienta apropiada para tratar fenómenos de fisuración, permitiendo describir con nitidez el lugar geométrico de los puntos dañados (fenómeno macrodireccional).

3. VARIABLES FUNDAMENTALES DEL MODELO: COHESION, ROZAMIENTO INTERNO, DILATANCIA

El modelo está orientado al análisis de materiales friccionales, por lo tanto se basa en tres variables fundamentales: La cohesión entre partículas granulares, el rozamiento entre ellas y la dilatancia o cambio de volumen debido a la distorsión provocada por las tensiones cortantes.

3.1 Cohesión

Se puede atribuir la microfisuración en materiales friccionales, a la pérdida instantánea de cohesión intergranular (consecuencia del deslizamiento sufrido entre granos o partículas [21, 34]). Esta pérdida de cohesión entre partículas del sólido, ocurre después de superarse el umbral-límite de cohesión. Debido a ésto el ablandamiento por deformación es un fenómeno inexistente a nivel intergranular [32],

manifestando su existencia a nivel macroscópico como consecuencia del comportamiento promedio de un conjunto de partículas.

Debido a que el modelo realiza un análisis numérico en el espacio discreto, cada punto de análisis representa infinitos puntos materiales encerrados en su área de influencia. Por ésto, a nivel discreto, si tiene sentido el criterio de ablandamiento por deformación, y es necesario definir la función de cohesión incluyendo dicho ablandamiento (ver sección 8).

Se proponen cuatro funciones de cohesión, de la siguiente forma:

$$c = c(c_{\max}; c_{\text{peak}}; c_u; \bar{\epsilon}^P; \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P; \bar{\epsilon}_u^P) \quad (1)$$

donde c_{\max} es la cohesión máxima, que indica el comienzo del deslizamiento entre partículas; c_u es la cohesión última que define el daño total en un punto de integración; c_{peak} es el valor pico de la cohesión; $\bar{\epsilon}^P$ es la deformación plástica efectiva; $\bar{\epsilon}_u^P$ y $\bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P$ son los valores de deformación efectiva correspondientes a c_u y c_{peak} , respectivamente.

Estas funciones de cohesión, gobiernan la posición de las superficies de fluencia y potencial plástico, dentro del espacio de tensiones principales, permitiendo efectos de endurecimiento y ablandamiento. La función -1- ó -4- [21, 31], son usuales para tratar el hormigón a tracción; para tracción de mampostería la -3- [18]; y para compresión en la mayoría de los materiales friccionales, la -2-. Por último, la curva -a- controla la cohesión del punto más allá del límite de daño total, (ver sección 5).

3.2 Rozamiento Interno

El rozamiento entre partículas de un material friccional, crece a medida que la cohesión decrece.

El valor del ángulo de rozamiento interno ϕ , en un punto, es función del daño en el punto y, por lo tanto, de la deformación plástica:

$$\phi = \phi(\phi_{\max}; \bar{\epsilon}^P) \quad (2)$$

donde ϕ_{\max} es el máximo valor de ϕ . El modelo incluye las dos expresiones, para ϕ , mostradas en la Fig. 2. La primera (Fig. 2a), se utiliza para materiales con alta cohesión, y la segunda (Fig. 2b), para materiales con baja cohesión, en los que la influencia de la movilización del ángulo de fricción es importante.

3.3 Dilatancia

La dilatancia, se mide por el ángulo ψ , introducido por Hansen [1], y representa la relación entre el cambio de volumen de la zona plastificada, y la deformación de corte plástica (o distorsión plástica). Este ángulo, es menor que el ángulo de rozamiento interno tanto en suelos, como rocas y hormigones [21]. ($\psi \approx \phi/2.0$).

El ángulo de dilatancia no es constante, y se moviliza en función del ángulo de rozamiento interno y éste, a su vez, en función de la deformación plástica. El modelo utiliza para su evaluación, la llamada ecuación de tensión-dilatancia propuesta por Rowe [9].

$$\sin \psi = \frac{\sin \phi - \sin \phi_{cv}}{1 - \sin \phi \sin \phi_{cv}} \quad (3)$$

Donde ϕ_{cv} es una constante obtenida a partir del valor máximo de ψ y el ángulo de fricción interna ϕ , a través de la eq. (3), como:

$$\sin \psi_{cv} = \frac{\sin \phi_{max} - \sin \psi_{max}}{1 - \sin \phi_{max} \sin \psi_{max}}$$

Para hormigones, se puede adoptar $16 \leq \phi_{cv} \leq 24$.

El modelo constitutivo, tiene en cuenta la influencia de éste ángulo de dilatancia a través de la Función de Potencial Plástico.

4. RELACION INCREMENTAL TENSION-DEFORMACION. FUNCIONES DE FLUENCIA Y POTENCIAL PLASTICO

Se utiliza la relación clásica tensión-deformación de la teoría incremental de la plasticidad [8, 16, 25], es decir:

$$d\sigma = D^{ep} \cdot d\epsilon \quad (4)$$

Donde D^{ep} es la conocida matriz constitutiva elasto-plástica; que para plasticidad no asociada vale [8, 25]:

$$d \underline{\sigma} = \left(\underline{D} - \frac{\left[\underline{D} \cdot \left(\frac{\partial G}{\partial \underline{\sigma}} \right) \right] \cdot \left[\left(\frac{\partial F}{\partial \underline{\sigma}} \right)^T \cdot \underline{D} \right]}{A + \left(\frac{\partial F}{\partial \underline{\sigma}} \right)^T \cdot \underline{D} \cdot \left(\frac{\partial G}{\partial \underline{\sigma}} \right)} \right) \cdot d \underline{\epsilon} \quad (5)$$

Siendo \underline{D} la matriz constitutiva elástica lineal; F y G las funciones de fluencia y potencial plástico respectivamente, y A el parámetro de endurecimiento (pendiente de la curva de cohesión-deformación plástica efectiva).

La función de fluencia se define en términos de valores de tensión actualizada, cohesión y ángulo de fricción interna como:

$$F = F(\underline{\sigma}; c; \phi) \leq 0 \quad (6)$$

Donde $F < 0$ para estados elásticos, y $F = 0$ para estados plásticos; alcanzándose estos últimos en el momento que se hace $c = c_{\max}$ y $\phi = \phi_{\max}$. Esta circunstancia define el límite inferior de la función de fluencia, o discontinuidad elástica (inicio de la microfisuración), $F = F^I = 0$ (ver fig. 3). Debido al incremento del daño, las superficies F y F^I , se expanden, con endurecimiento isotrópico, hasta alcanzar la superficie límite superior $F = F^I = F^{II}$, correspondiendo a un valor de $c = c_{\text{peak}}$ y $\phi = \phi_{\max}$ (ver fig. 3). La superficie $F^{II} = 0$ indica el comienzo del ablandamiento y la aparición de macrofracturas [23, 31]. Durante este proceso de ablandamiento, la superficie $F^{II} = 0$ reduce su tamaño, hasta alcanzar la superficie de daño total en el espacio de deformaciones principales (ver sección 5).

La función de potencial plástico G se define en términos de valores de tensión actualizada, cohesión y ángulo de dilatancia como:

$$G = G(\underline{\sigma}; c; \psi) = \text{cte.} \quad (7)$$

y se usa para definir la dirección del vector de flujo en los puntos que han plastificado [8]. La función G se expande o contrae bajo situaciones de endurecimiento o ablandamiento respectivamente de acuerdo con la variación de los parámetros c y ψ .

El modelo permite el uso de cualquiera de las siguientes funciones de fluencia: (a) Mohr-Coulomb, (b) Mohr-Coulomb con tensión disminuida en la zona de tracción, (c) Drucker-Prager, o combinación de ellas. También permite el uso de cualquiera de las anteriores combinada con las funciones de Tresca, o Von-Mises, en la zona de compresión.

La función de potencial plástico G, para materiales friccionales, se define con la misma forma que la función de fluencia, sustituyendo el ángulo de fricción interna ϕ por el de dilatancia ψ [2].

5. FUNCION DEL DAÑO TOTAL

El límite de daño en un punto es controlado por la función de daño total F^{III} . De esta forma, cuando el estado de deformaciones se encuentra sobre ésta superficie, la función de fluencia, y la potencial, cesan en su contracción (en caso de ablandamiento) o expansión (en caso de endurecimiento). Esta función, definida en el espacio de deformaciones principales, proporciona la deformación plástica efectiva $\bar{\epsilon}^P$ en un punto, a partir de su incremento plástico de deformación ϵ^P , y de la relación entre los valores de deformaciones uniaxiales últimas a compresión y tracción:

$$\xi = \frac{(\epsilon_u^P)_T}{(\bar{\epsilon}_u^P)_C}$$

Así:

$$F^{III} = F^{III} (\epsilon^P ; \bar{\epsilon}_u^P ; \xi) = 0 \quad (8)$$

siendo

$$F^{III} = \int \sqrt{\alpha \left[\left(\frac{d\epsilon^{PI}}{\xi_1} \right)^2 + \left(\frac{d\epsilon^{PII}}{\xi_2} \right)^2 \right]} - \bar{\epsilon}_u^P = 0 ; 2/3 \leq \alpha \leq 1 \quad (9)$$

La forma de F , es como se muestra en la figura 4.

6. DISTINCION ENTRE LAS ZONAS DE COMPRESION Y TRACCION

Resultados experimentales, [7, 10] muestran la dificultad que presenta la definición del comportamiento a tracción y a compresión de un material friccional a través de una única función de fluencia, y una única función de cohesión. Por lo tanto, es usual, definir diferentes funciones de fluencia y cohesión en cada región del espacio de tensiones principales.

Con motivo de combinar el uso de ambas funciones, es conveniente distinguir en el espacio de tensiones y deformaciones principales, las zonas de: a) contracción dominante, b) expansión dominante, y c) transición entre ambas. Para tal propósito se ha utilizado el valor de la deformación volumétrica total, $\epsilon_v = \epsilon^I + \epsilon^{II}$, que permite distinguir los dos distintos estados:

$\epsilon_v = 0$: Corte puro (Estado definido por la recta de la figura 3).

$\epsilon_v < 0$: Contracción (o compresión) dominante

$\epsilon_v > 0$: Expansión (o tracción) dominante.

7. DEGRADACION DEL MODULO DE RIGIDEZ ELASTICA POR CARGA-RECARGA

La experimentación indica claramente que cerca, y más allá del pico de tensiones, existe una pérdida de cementación intergranular (límite superior de microfisuración), que se refleja en una degradación del módulo de rigidez elástico en estados de descarga-recarga [28]. Este efecto se acentúa, mucho más, en estados de carga cíclica.

Para tener en cuenta este fenómeno, se define en el modelo un módulo de Young que depende de la función de cohesión adoptada para el material. De esta manera el módulo de Young depende, indirectamente, del estado de daño que ha sufrido el punto del sólido.

$$\bar{E} = E \cdot \delta$$

$$\delta = 1 \quad \text{con: } v \bar{\epsilon}^p \leq \bar{\epsilon}^p_{\text{peak}} \quad (10)$$

$$\delta = \frac{c(c_{\text{max}} ; c_{\text{peak}} ; c_u ; \bar{\epsilon}^p ; \bar{\epsilon}^p_{\text{peak}})}{c_{\text{max}}} ; \quad v > \bar{\epsilon}^p_{\text{peak}}$$

Así, la pérdida de cohesión no sólo se presenta como una pérdida directa de tensión, sino como una pérdida de rigidez elástica, (degradación del módulo de Young), que provoca un incremento adicional de pérdida de tensión.

8. OBJETIVIDAD RESPECTO A LA MALLA DE ELEMENTOS FINITOS - ENERGIA DE FRACTURA

Es sabido que la localización de deformaciones es un fenómeno típico de los materiales que muestran ramas de ablandamiento en su respuesta. Debido a ello, la fisuración en hormigones, se produce (con raras excepciones) en una banda de ancho muy delgado, de dimensiones aproximadamente igual a n-veces el tamaño máximo del árido (ver sección 1), (límite entre análisis microscópico y macroscópico [32]). Esta localización provoca una aparente inestabilidad en la respuesta, que hace necesario un delicado tratamiento numérico durante el estado de ablandamiento. Por otro lado, la mínima unidad de información que sobre la relación tensión deformación, es un elemento finito, que proporciona el promedio del comportamiento del material en el mismo. Este efecto de promedio es la razón de la inobjetividad de los resultados numéricos, respecto del tamaño de la malla de elementos finitos.

En varios modelos que tratan el comportamiento no lineal del hormigón, debido a la fisuración [31, 32], se logra objetividad en los resultados, gracias a la introducción de: a) una ecuación constitutiva que depende del tamaño de la malla, y b) de una energía de fractura obtenida

en ensayos experimentales, G_f (definida como "la energía necesaria para crear una unidad de área real de fractura"). En el modelo que se presenta, se logra objetividad, deduciendo a partir de la energía de fractura G_f , antes mencionada una curva de tensión-deformación plástica uniaxial, que traducida a valores de cohesión-deformación plástica efectiva, permite ser utilizada como control del movimiento de la superficie de fluencia.

$$g_f = \frac{G_f}{l_d} \quad (11)$$

El parámetro l_d es una dimensión típica de la zona de influencia donde se localiza el daño, siendo en el presente modelo:

$$l_d = \sqrt{A_d} \quad (12)$$

donde A_d es el área de un elemento finito.

Bajo estas circunstancias, y asumiendo que la longitud de la fisura es l_d , el total de energía disipada por una fisura completamente abierta será:

$$W^P = \left[\int \underline{\sigma}^T d\underline{\epsilon}^P \right] \cdot A_d \cdot t = G_f \cdot l_d \cdot t \quad (13)$$

siendo t el espesor del material en el punto de integración.

9. OBTENCIÓN DEL ESTADO DE FISURACIÓN POR POST-PROCESAMIENTO DE LOS RESULTADOS DEL MODELO

La magnitud, dirección, y demás información del estado de fisuración en un punto, se obtienen "a posteriori", (mediante un post-proceso), una vez que se alcanzó la convergencia del cálculo no lineal, a través del siguiente procedimiento:

- a) La iniciación de la fisuración, en un punto, ocurre cuando la deformación plástica efectiva, $\bar{\epsilon}^P$, es mayor que cero. Se supone que ésta dirección ortogonal a la deformación plástica principal mayor en el punto, es la dirección de fisuración.
- b) El incremento de deformación plástica en la dirección de la fisura se obtiene como:

$$\underline{\Delta \epsilon}^{cr} = T \underline{\Delta \epsilon}^P \quad (14)$$

donde $\underline{\Delta \epsilon}^P$ representa el vector de incremento de deformación plástica en

coordenadas cartesianas globales, y \underline{T} una matriz de transformación.

$$\underline{T} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & \frac{\sin 2\theta}{2} \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -\frac{\sin 2\theta}{2} \\ -\sin 2\theta & \sin 2\theta & \cos 2\theta \end{bmatrix} \quad (15)$$

donde θ es el ángulo que forma la máxima deformación plástica principal, con el eje de las "x" en coordenadas globales (Fig. 6).

- c) La energía disipada en la estructura debido a la fisuración, durante un incremento de carga se obtiene de:

$$\Delta W^P = \int \Delta W^P \cdot dV \quad ; \quad \Delta W^P = \underline{\sigma}^T \cdot \underline{\Delta \epsilon}^P \quad (16)$$

donde V representa el volumen del sólido.

- d) El factor de retención de tensiones cortantes se obtiene como:

$$\beta = \tau / \tau^o \quad (17)$$

Siendo τ el valor actual de la tensión cortante paralela a la fisura, y τ^o el valor de tensión cortante, también paralela a la fisura, que tendría si el análisis fuese completamente elástico.

De este modo, el modelo elastoplástico propuesto aquí permite la deducción de toda la información necesaria para definir el estado de fisuración en un sólido. Sin embargo, el hecho de tratar esta información como un post-proceso, evita transformaciones, y cálculos excesivos durante el proceso principal.

10. EJEMPLO DE APLICACION

Se presenta a continuación los resultados obtenidos para los ensayos a tracción de una probeta, como la que se muestra en la Figura 7. Este ensayo fué llevado a cabo por PETERSON (extraído de [26]), para determinar la energía de fractura G_f . Las características geométricas y mecánicas de la probeta, son las que se mencionan en dicha figura.

Se ha utilizado como función de fluencia plástica, la de Mohr Coulomb y una curva de pérdida de cohesión como la identificada con el Nro. 2 a compresión, y Nro. 1 a tracción en figura 1.

El proceso de carga consiste en aplicar un desplazamiento controlado en la cara superior de la probeta. Observando la respuesta de la estructura para diversos valores de dichos desplazamientos.

En la figura 8a y 8b, se puede observar la objetividad en la solución respecto del tamaño de la malla. En el caso de la malla más densa (mesh3_10) se puede observar que luego del pico máximo, la curva de carga-desplazamiento, tiene menor pendiente (en valor absoluto), que la curva correspondiente a la malla menos densa (mesh2_6). Cuando comienza el fenómeno de localización, ambas curvas adquieren iguales pendientes. En la fig. 8c se puede observar, la localización de deformación en ambas probetas.

11. REFERENCIAS

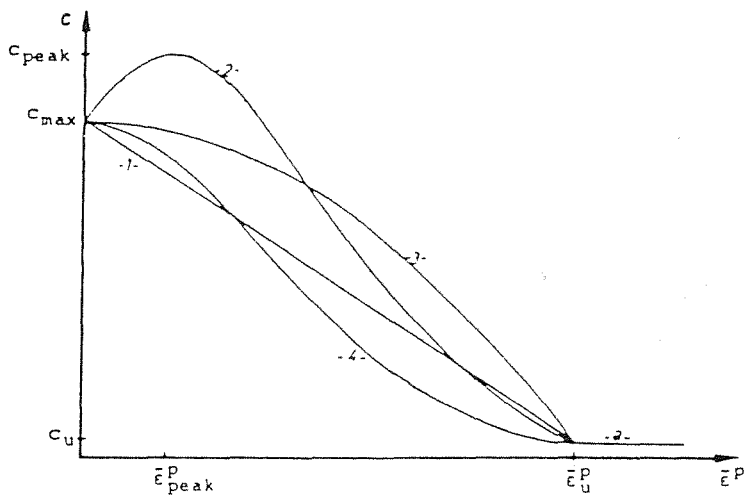
- [1] HANSEN, B., Line ruptures regarded as narrow ruptures zones -Basic equations based on kinematic considerations, Proc. Brusels Conf. 58 on earth pressure problems, Voll, p. 39-40, 1958.
- [2] RADENKOVIC, D. - Theoremes limites pour un materau de Coulomb a dilatation non standardisse - C.R.Ac.Sc. 252 p. 4103 - 4104, Paris, 1961.
- [3] MANDEL, J. - Conditions de stabilite et postulat de Druker, Proceedings, International Union of Theoretical and Applied Mathematics Symposium Rheology and Soil Mechanics, Grenoble, France, p. 58-68, 1966.
- [4] NAGO, D. and SCORDELIS, A. - Finite Element Analysis of Reinforced concrete beams - Journal of A.C.I. - Vol. 64, N3 1967.
- [5] NISON, A. - Non Linear Analysis of Reinforced concrete bi finite element method - Journal of A.C.I. - Vol. 65, N9 1968.
- [6] RASHID Y. R. - Analysis of prestressed concrete pressure vessels - Nuclear Engineering and design - Vol. 7, N4, 1968.
- [7] KUPFER, H.B. and HILDORSF, H. and RUSCH, H. - Behaviour of concrete under biaxial stresses, Journal A.C.I., proceeding, Vol. 66, N8, p. 656-666, 1969.
- [8] NAYAK, G. and ZIENKIEWICZ, O. - Elasto-plastic Stress Analysis a Generalization for Various constitutive Relations, Including Strain Softening, Int. Jour. for Num. Meth. Eng. Vol. 5, p 113-135, 1972.
- [9] ROWE, P.W., Theoretical meaning and observed values of deformation parameters for soil - Proc. Rascoc Memorial Symp. on Stress Strain Behaviour of soils, Cambridge, p. 143-194, 1972.

- [10] CHEN A.C.T. and CHEN, W., Constitutive Relations for Concrete, Journal of The Engineering Mechanics Division -ASCE-, vol. 101 p. 465-481, 1975.
- [11] BAZANT, Z. - Inestability, Ductility, and Size Effect in Strain Softening Concrete, Journal of The engineering Mechanics Division - ASCE, vol. 102, p. 331-344, 1976.
- [12] HILLERBORG, A., MODEER, M. and PETERSON P. - Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements - Cement and concrete research, vol. 6, pp. 773-782, 1976.
- [13] CREUS, G. - Inestability Ductility, and Size Effect in Strain Softening Concrete, Discussion, Journal of The Engineering Mechanics Division -ASCE-, Proc. Paper 12042, 1977.
- [14] JURINA, L. and MAIER, G. - Inestability Ductility, and Size Effect in Strain Softening Concrete, Discussion [11] - Journal of The Engineering Mechanics Division -ASCE-, 1977.
- [15] MURRAY, D.W., CHITNUYANONDH L., KAZAL Y. and CHUNG WONG - Concrete Plasticity theory of biaxial stress analysis - J. eng. mech. div. ASCE, vol. 105 nro EM6 pp 989-1106 - (1979).
- [16] HINTON, E. and OWEN, D.R.J. - Finite elements in plasticity - Pineridge Press Limited, 1980.
- [17] State of the art report on Finite Element Analysis of Reinforced concrete - ASCE 1982.
- [18] SACCHI LANDREANI e RICCIONI - Comportamento delle strutture Murarie - Clup Milano 1982.
- [19] CHEN W.F. - Plasticity in reinforced Concrete - McGraw Hill (1982).
- [20] BAZANT, Z. and OH, B. - Crack band theory for fracture of concrete, Mat. Construct. 16, p. 155-177, 1983.
- [21] De BORST, R. and VERMEER, P. - Non associated plasticity for soils, concrete, and rock, Heron, vol. 29 , 1984.
- [22] De BORST, R., and VERMEER, P. - POSSibilities and limitations of finite elements for limit analysis, Geotechnique 34 N2, p. 199-210, 1984.
- [23] DITOMMASO, A. - Fracture mechanics of concrete fracture, Ed. by A. Carpinteri and A. Ingrassia, The Hague, 1984, p. 31-36.

- [24] MINDESS, S. - Fracture toughness testing of cement and concrete, Fracture mechanics of concrete: Material characterization and Ed. by A. Carpinteri and A. Ingrassia, The Hague, 1984, p. 67-110.
- [25] DESAI C. and SIRIWARDANE, H. - Constitutive laws for engineering materials, with emphasis on geologic materials Printice hall - 1984.
- [26] GLEMBERG R. - Dynamic analysis of concrete structures - Thesis - Department of structural mechanics, chalmers University of Technology, Goteborg, Sweden (1984).
- [27] HINTON E. and CERVERA M. - Nonlinear analysis of reinforced concrete plates and shells using a three dimensional model - Departament of Civil engineering Univ. College of Swansea U.K. - 1985.
- [28] DOUGILL, J.W. - Constitutive Relations for concrete and Rock: Applications and extensions of elasticity and plasticity Theory, Mechanics of Geomaterials, chap. 3 p. 21-46, Edited by Z. Bazant, 1985.
- [29] CEDOLIN, L. - Sulla applicabilita della meccanica della frattura al calcestruzzo. Testimonianze e note scientifiche in onore del settantesimo compleanno de Sandro dei Poli, Ed. Politecnico di Milano Dipartimento di engegneria Strutturale, 1985, p. 181-183.
- [30] RONCA, P. - Simulazione numerica di prove a trazione per elementi bidimensionali in calcestruzzo. Testimonianze e note scientifiche in onore del settantesimo compleanno de Sandro dei Poli, Ed. Politecnico di Milano Dipartimento di engegneria Strutturale, 1985, p. 507-519.
- [31] ROTS, J.G and NAUTA, P. and KUSTERS, G. and BLAAUWENDRAAD, J. - Smearred crack approach and fracture localization in concrete, Heron Vol. 30-1985.
- [32] BAZANT, Z. - Mechanics of Distributed Cracking. App. Mech. Rev. vol. 39 N5, p. 675-705, 1986.
- [33] OLIVER, J., FERNANDEZ ROURE, J.R. - Analisis no lineal de estructuras bidimensionales de hormigón por el método de los elementos finitos - Mem. II simposium de aplicaciones del método de los elementos finitos en ingeniería - (1986).
- [34] OLLER, S., OÑATE, E. and OLIVER, J., - Un modelo de fisuración del hormigón basado en la teoría incremental de la plasticidad, Mem. II simposium de aplicaciones del método de los elementos finitos en ingeniería, Eds. OÑATE, E.; SUAREZ, B., MIGUEL CANET, J., 1986.
- [35] OÑATE E., OLLER, S., OLIVER, J. and LUBLINER, J., A constitutive model for cracking of concrete based on de incremental theory of

plasticity. Presentado a la int. conf. computational Plasticity - Barcelona (1987).

- [36] DVORKIN E., TORRENT R. and ALVAREDO A. - A constitutive relation for concrete - Presentado a la int. conf. computational plasticity - Barcelona (1987).



$$1- c = \frac{\bar{\epsilon}^P}{\bar{\epsilon}_u^P} (c_{\max} - c_u) + c_{\max}$$

$$2- c = \frac{(\bar{\epsilon}^P - \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2}{(\bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2} (c_{\max} - c_{\text{peak}}) + c_{\text{peak}} \quad \forall \bar{\epsilon}^P < \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P$$

$$c = \left[\left(1 - 3 \frac{(\bar{\epsilon}^P - \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2}{(\bar{\epsilon}_u^P - \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2} + 2 \frac{(\bar{\epsilon}^P - \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2}{(\bar{\epsilon}_u^P - \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P)^2} \right) \cdot (c_{\text{peak}} - c_u) \right] + c_u, \forall \bar{\epsilon}^P > \bar{\epsilon}_{\text{peak}}^P$$

$$3- c = \left[\left(1 - \frac{(\bar{\epsilon}^P)^2}{(\bar{\epsilon}_u^P)^2} \right) \cdot (c_{\max} - c_u) \right] + c_u$$

$$4- c = \left[e^{-\left(2 \frac{\bar{\epsilon}^P}{\bar{\epsilon}_u^P}\right)^2} \cdot (c_{\max} - c_u) \right] + c_u$$

$$5- c = c_u$$

Fig. 1 - Funciones de cohesión

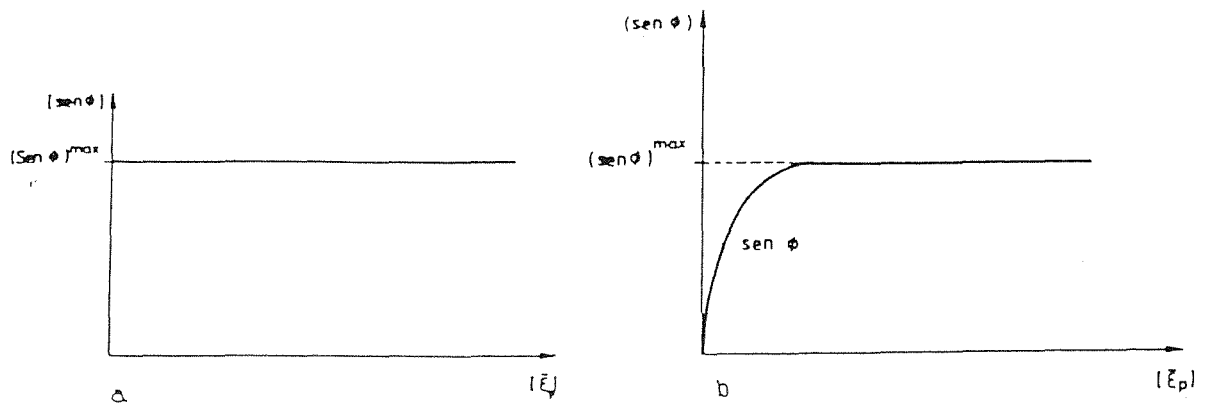


Fig. 2 - Funciones de fricción interna

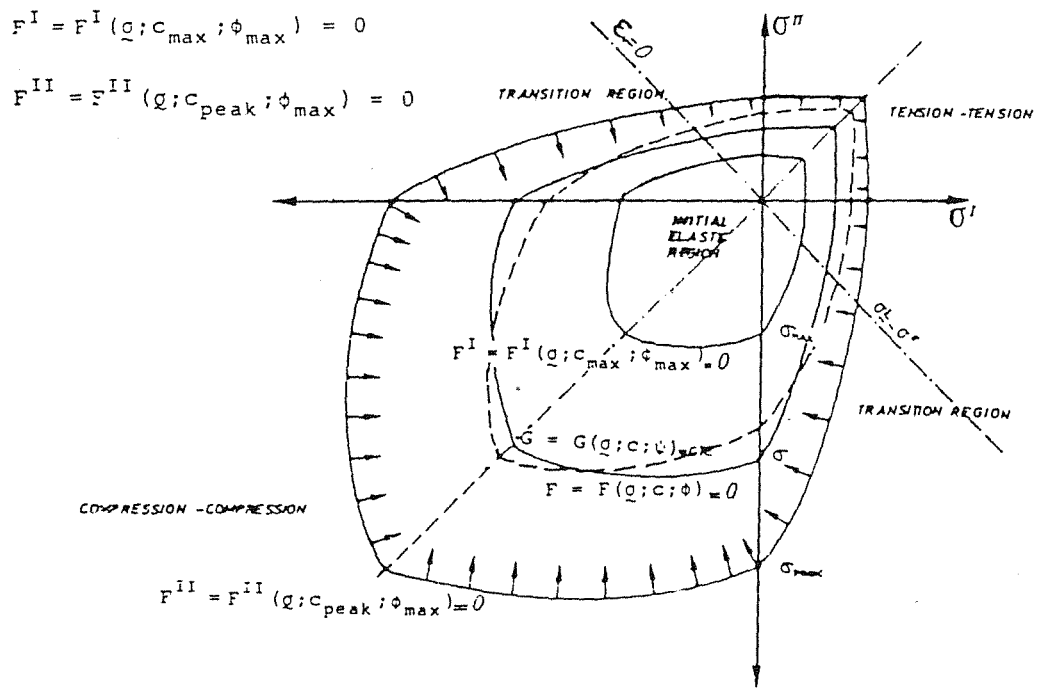


Fig. 3 - Funciones de fluencia y potencial

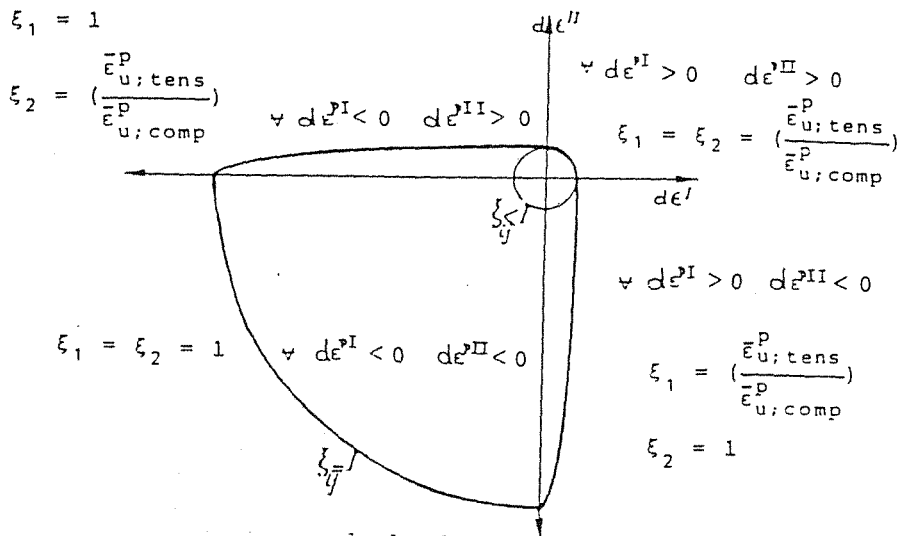


Fig. 4 - Forma de la función de daño total

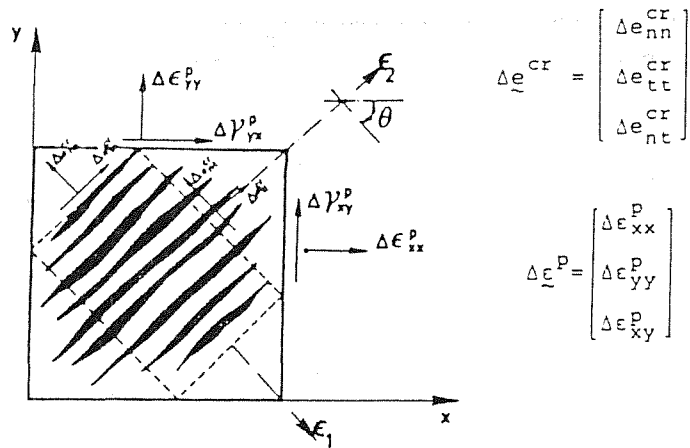


Fig. 6 - Dirección de fisuración

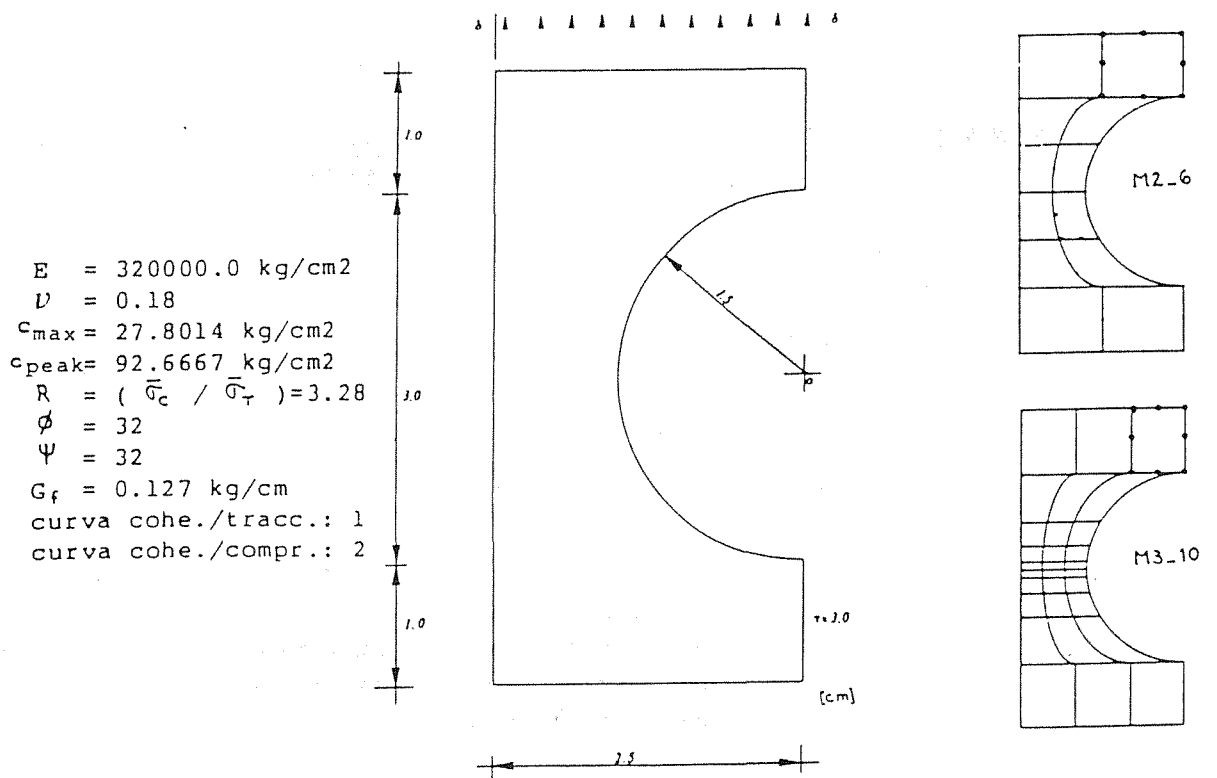


Fig. 7 - Geometría, mallas de elementos finitos y características mecánicas del hormigón.

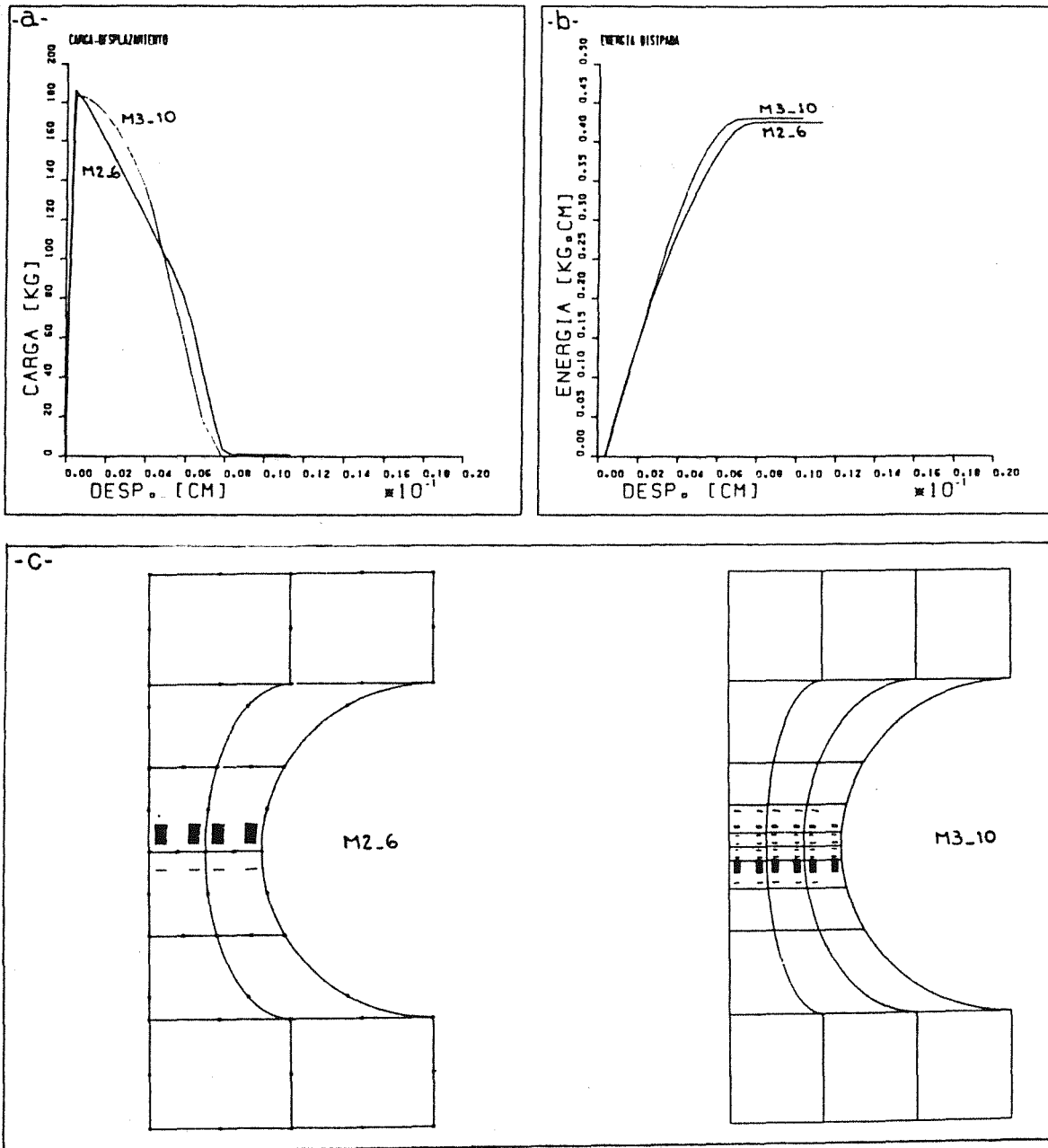


Fig. 8 - Resultados del ensayo:
 a) Curvas carga-desplazamiento
 b) Curvas energía disipada-desplazamiento
 c) Localización de la deformación

EVALUACION NUMERICA DE UN NUEVO ELEMENTO FINITO SINGULAR EN
PROBLEMAS DE FRACTURA EN MODO MIXTO

F. DIEZ, L. GAVETE Y F. MICHAVILA

Departamento de Calculo Numérico e Informática
E.T.S. Ingenieros de Minas
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMO

Neste trabalho, após um repasse dos distintos métodos de cálculo numérico dos factores de intensificacao de tensoes, apresenta se um novo elemento finito singular que calcula -se baixo condicoes de carga mistas (modo I e II combinados). Como conclusao extrain-se algumas con-sequências sobre o uso deste elemento e dans-se algumas recomendacoes para a sua utilizacao.

ABSTRACT

In the present paper after reviewing the different methods for evaluating the stress intensity factors, we present a new singular finite element, which is evaluated under missed loading conditions (Mode I and Mode II are presented). As conclusion there are taken out some results about the performance of these element, and some advices for its use are given.

RESUME

Dans ce travail, apres faire una revision des differentes methodes de calcul numérique des facteurs d'intensité des contraintes, on présente un nouvel élément fini, qui est évalué sous conditions mixtes de chargement (mode I et mode II combinés). On concluit quelques conséquences sur le performance de cet element, est on fait quelques recommandations pour son emploi.

1. INTRODUCCION

Como es bien sabido las soluciones analíticas de problemas de mecánica de la fractura se limitan a situaciones idealizadas donde: (i) el dominio se considera infinito, (ii) el material es homogéneo e isótropo y (iii) las condiciones de contorno son relativamente simples. Para poder abordar problemas prácticos sobre estructuras de cualquier forma, condiciones de contorno complejas y propiedades arbitrarias, se hacen imprescindibles las técnicas numéricas. En este sentido el método de los elementos finitos es una herramienta de uso general y muy extendido en el campo de la mecánica de la fractura.

Existen varios elementos finitos especiales para problemas de fractura plana [1] que intentan reproducir el comportamiento singular de la solución (tensiones o deformaciones) en el vértice de la fisura. Todos ellos han sido abundantemente analizados y comprobados en la bibliografía (ver por ejemplo [1], [2]), pero en general se observaba una laguna en el análisis teórico de la solución aproximada dentro del elemento. Este estudio ha sido abordado recientemente [3], [4] y muestra claramente las razones por las cuales algunos elementos finitos producían resultados anómalos en algunos casos. Por otro lado se observa claramente que la mayoría de los tests numéricos efectuados han sido llevados a cabo considerando condiciones de carga simples (concretamente en modo I). Sin embargo es sabido que la prueba más severa para elementos singulares es en modo mixto donde están presentes el Modo I y el Modo II. En el presente trabajo se pretende efectuar una evaluación numérica de un nuevo elemento finito singular, recientemente introducido [5], [6], bajo condiciones de carga combinadas. Para ello primeramente se harán algunas consideraciones sobre el cálculo numérico de los factores de intensificación de tensiones, que en cierto modo justificarán la solución propuesta (§2). En el §3 se formula un nuevo elemento finito singular isoparamétrico de lados curvos, y en el §4 se considera una pieza sometida a una carga en modo mixto, que se analiza con el método propuesto haciéndose varias recomendaciones sobre el uso de elementos singulares.

2. SOBRE EL CALCULO NUMERICO DE LOS FACTORES DE INTENSIFICACION DE TENSIONES

Consideremos un sólido fisurado sometido a la acción de una serie de fuerzas exteriores. La resolución de las ecuaciones de equilibrio cuasi-estático en un entorno del vértice de la grieta y bajo las hipótesis de que aquél se encuentra en un medio linealmente elástico, isótropo y homogéneo conduce a las siguientes componentes asintóticas del campo de desplazamientos y tensiones:

$$u_i = K_I \cdot \frac{1}{2\mu} \sqrt{r/2\pi} f_i(\theta) + K_{II} \frac{1}{2\mu} \sqrt{r/2\pi} g_i(\theta) \quad i=1,2$$

$$\sigma_{ij} = K_I \cdot \frac{1}{\sqrt{(2\pi r)}} f_{ij}(\theta) + K_{II} \cdot \frac{1}{\sqrt{(2\pi r)}} g_{ij}(\theta) \quad i=1,2 \quad (1b)$$

En las expresiones anteriores los subíndices hacen referencia al sistema de ejes de la figura 1, r y θ son las coordenadas polares centradas en S (vértice de la grieta).

Las funciones angulares f_i , g_i , f_{ij} y g_{ij} sólo dependen del ángulo θ y de la aproximación plana elegida, μ es el módulo de cizallamiento y K_I y K_{II} los factores de intensificación de tensiones en modo I y II.

La expresión (1b) indica que las tensiones se hacen infinitas en el vértice de la grieta. Físicamente existe sin embargo una relajación de las tensiones debido a deformaciones inelásticas y plastificación en un entorno de S. Si la zona donde se producen estos fenómenos es pequeña comparada con la singular (donde tienen aplicación las (1)) podemos tratar el problema como elástico, lineal, (mecánica de la fractura lineal y elástica, MFLE). Restringiéndonos por tanto a la MFLE podemos decir que todos los criterios de fractura se reducen a una relación del tipo:

$$f(K_I, K_{II}, \text{constantes del material}) = 0 \quad (2)$$

Es por tanto fundamental según indica (2) el cálculo de los factores K_I y K_{II} . Para ello se puede comenzar analizando las expresiones (1). Si la solución del problema elástico es conocida (mediante un análisis por el método de los elementos finitos por ejemplo), K_I y K_{II} pueden ser evaluados en cualquier punto próximo a S donde son válidas las expresiones asintóticas (1). Haciendo dicho cálculo para $\theta = \pi$ y $\theta = -\pi$ se llega a las siguientes expresiones:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{(2\pi r)} \sigma_{22}(x_1 = r, 0) =$$

$$= \frac{2\mu}{k+1} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi/r} (u_2(x_1=r, +0) - u_2(x_1=r, -0))$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{(2\pi r)} \sigma_{12}(x_1 = r, 0) =$$

$$= \frac{2\mu}{k+1} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi/r} (u_1(x_1=r_1, +0) - u_1(x_1=r, -0)) \quad (3a,b)$$

Las expresiones (3) indican que los factores de intensificación pueden interpretarse como factores de discontinuidad de los desplazamientos [7] y [8], y en este sentido, si mediante un cálculo por el método de elementos finitos conocemos el campo de desplazamientos en puntos "suficientemente" próximos a S ($r \rightarrow 0$), se llega a las expresiones (figura 2).

$$K_I = \frac{2\mu}{k+1} \sqrt{2\pi/r} (u_2^A - u_2^B)$$

$$K_{II} = \frac{2\mu}{k+1} \sqrt{2\pi/r} (u_1^A - u_1^B) \quad (4a,b)$$

donde $u_2^A, u_2^B, u_1^A, u_1^B$ son los desplazamientos verticales y horizontales de los nodos A y B (inicialmente superpuestos).

Las expresiones (4) constituyen la llamada técnica de correlación de los desplazamientos y dan buenos resultados siempre que A y B se encuentren suficientemente cerca del vértice de grieta, [9].

A partir de las soluciones analíticas (1), se pueden obtener nuevas aproximaciones de los factores de intensificación de tensiones cuando la zona singular es modelizada mediante elementos finitos singulares o especiales. De entre éstos los más populares son los denominados "a 1/4", para los cuales se tiene un valor mejorado de K_I y K_{II} mediante la fórmula:

$$K_{i}^* = 2 K_{im} - L_{iv} \quad i = I \text{ ó } II \quad (5)$$

donde K_m es el factor evaluado en el "medio" del elemento ($r = 1/4$) y K_v en el vértice de dicho elemento ($r=1$). Las (5) desarrolladas conducen a las siguientes expresiones para K_I y K_{II} , [10]:

$$K_I = \frac{2\mu}{(k+1)} \sqrt{\pi/2l} \cdot (u_2^A - u_2^B) + (u_2^D - u_2^E)$$

$$K_{II} = \frac{2\mu}{(k+1)} \sqrt{\pi/2l} \cdot (u_1^A - u_1^B) + (u_1^D - u_1^E) \quad (6a,b)$$

Expresiones análogas a la (5) para elementos singulares de tipo Akin [11], han sido obtenidos en modo I [10], en concreto un valor

mejorado de K_I es:

$$K_I = K_V + (2+\sqrt{2}) (K_m - K_V) \quad (7)$$

En definitiva se observa claramente que mediante un cálculo por el método de elementos finitos pueden obtenerse en una etapa de post-proceso (pero sin ningún esfuerzo adicional) los factores K_I y K_{II} ya sea por (4), (5), (6) ó (7). La exactitud de los resultados sólo depende de la capacidad de los elementos usados para aproximar los campos asintóticos (1).

Existen, sin embargo, otras técnicas bien conocidas para la evaluación de K_I y K_{II} , que podríamos llamar energéticas. Una de ellas sería calcular, mediante una integral de contorno la integral J de Rice, (que en el marco de la MFLE coincide con la tasa de restitución de energía). Esta integral permite calcular K_I^2 ó K_{II}^2 cuando la carga y la geometría son tales que se pueden encontrar los modos puramente simétricos o puramente antisimétricos. Sin embargo en modo mixto J nos da la forma cuadrática $K_I^2 + K_{II}^2$. Una forma de resolver el problema del desacoplamiento entre el modo I y II es calcular las integrales asociadas J_I y J_{II} , [12], ello exige calcular las partes pares e impares de las componentes de u respecto a x_2 y posteriormente dos integrales de contorno extendidas sobre un dominio simétrico respecto a Ox_1 .

Recientemente se ha propuesto un nuevo método de cálculo de la tasa de restitución de energía, G , [13]. Este método, que ha ya sido implementado en un gran código de cálculo, [14], permite calcular G mediante la expresión:

$$G = -\left(\frac{\partial \pi}{\partial x} \cdot \frac{a_1}{t} + \frac{\partial \pi}{\partial y} \cdot \frac{a_2}{t}\right) \quad (8)$$

En la expresión (8) π es el llamado indicador variacional, que es la energía potencial total del sólido fracturado, t , es el espesor de la pieza y $\partial \pi / \partial x$, $\partial \pi / \partial y$ son las integrales asociadas J_I y J_{II} de donde se obtienen K_I y K_{II} . Desgraciadamente (8) exige el conocimiento de a_1 , a_2 , que son las componentes de un vector unitario en la dirección en que se propagaría la grieta. Esta dirección es sin embargo desconocida a priori, si se consideran como válidos los criterios de fractura en modo mixto S y T, comúnmente admitidos, que exigen, para su formulación el conocimiento de K_I y K_{II} [15].

Es claro por tanto que ambos métodos energéticos exigen una etapa de postproceso elaborada, y son por tanto computacionalmente más costosos que los métodos basados en (1). Para estos últimos se requieren sin embargo elementos finitos capaces de reproducir el comportamiento asintótico de la solución en S. Un tal elemento se propone a continuación.

3. UN ELEMENTO FINITO SINGULAR

Desde hace tiempo [16] es sabido que una forma simple de generar elementos finitos singulares en MFLE consiste en usar elementos cuadráticos triangulares (normales o degenerados) o cuadrilaterales y desplazar los nodos intermedios más próximos al vértice de grieta a una distancia igual a 1/4 de la longitud del lado correspondiente.

Esta técnica tan simple ha dado resultados muy satisfactorios en problemas simples (principalmente en modo I). Posteriormente un análisis más detallado de dichos elementos ha sido llevado a cabo, al objeto de estudiar el comportamiento de la solución aproximada a lo largo de líneas radiales [8], [17]. Para lo que nos ocupa las conclusiones más importantes son:

- i) los cuadriláteros no presentan un buen comportamiento, salvo en los propios lados del elemento,
- ii) todos los elementos deben tener los lados rectos.

Se pueden relajar estas dos restricciones, es decir construir elementos cuadrilaterales de lados curvos adecuados para la MFLE, basándose en la técnica propuesta por J. Aalto [5].

Como es bien sabido cuando se trabaja con elementos isoparamétricos cuadráticos todos los cálculos a nivel elemental son llevados a cabo sobre un elemento de referencia ubicado en un plano paramétrico de coordenadas que denominaremos (ξ, η) , $-1 < \xi, \eta < 1$. Sea T la transformación geométrica que aplica dicho elemento sobre el elemento real ubicado en el plano (x,y) . Por otro lado el método de los elementos finitos consiste en construir subespacios de dimensión finita de espacios vectoriales de dimensión infinita mediante la técnica de interpolación polinomial a trozos, tomando como soporte de interpolación los nodos de los elementos; sea π la interpolación elegida, es decir la aplicación que para cada punto (ξ, η) nos da el valor aproximado de la solución. Por otro lado alrededor de los puntos singulares es conocida la solución analítica, mediante un desarrollo asintótico (1). Sea A dicha solución.

Por motivos de simplicidad vamos a suponer que el tema que nos ocupa es un problema de flujo de agua a través de un medio poroso, donde las funciones a aproximar son el potencial de velocidad ϕ y el potencial vector de velocidad ψ (suponemos movimiento plano). Tendremos entonces el siguiente diagrama de aplicaciones:

$$\begin{array}{ccc}
 & T & A \\
 (\xi, \eta) & \rightarrow (x, y) & \rightarrow (\phi, \psi) \\
 & \longleftarrow \pi & \longleftarrow \uparrow
 \end{array} \tag{9}$$

Es decir, $\pi = A \circ T$

Con relación a la figura 3, consideremos el punto singular $S(2\pi-\alpha>\pi)$ y una zona próxima a S limitada por líneas de corriente ($\psi = \text{cte}$) y líneas equipotenciales o piezométricas ($\phi = \text{cte}$).

En estas condiciones tenemos:

$$A(x,y) = \begin{bmatrix} \psi_I + (\psi_{II}-\psi_I)(r/a)^{\pi/2\alpha} \cos(\pi\varphi/2\alpha) \\ \phi_I + (\phi_{II}-\phi_I)(r/b)^{\pi/2\alpha} \text{sen}(\pi\varphi/2\alpha) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \psi \\ \phi \end{bmatrix} \quad (10)$$

(trabajamos en coordenadas polares (r, φ) en lugar de cartesianas (x, y)).

Por otro lado elijamos la interpolación más simple posible, lineal:

$$\pi(\xi, \eta) = \begin{bmatrix} \frac{\psi_I + \psi_{II}}{2} + \frac{\psi_{II} - \psi_I}{2} \xi \\ \frac{\phi_I + \phi_{II}}{2} + \frac{\phi_{II} - \phi_I}{2} \eta \end{bmatrix} \quad (11)$$

En consecuencia se deduce de (9) que la transformación geométrica necesaria, que reproduce exactamente la solución analítica (10) es:

$$T = A^{-1} \circ \pi \quad (12)$$

Desgraciadamente esta transformación no es cuadrática y por tanto no será posible reproducirla con elementos isoparamétricos cuadráticos. En la práctica esto significa que la aplicación T, en vez de aplicar, por ejemplo, la recta $\xi = 1$ sobre la verdadera línea de corriente $\psi = \psi_{II}$ (línea de puntos de la figura 3) sólo la aproximará como se observa en la misma figura, en el sentido de la interpolación, es decir hay coincidencia en los nodos (soporte). Con relación a la misma figura esto quiere decir que si nos fijamos en un punto \hat{P} en el plano (ξ, η) tendremos que:

$$\pi(\hat{P}) = (1, \eta) = \begin{bmatrix} \psi_{II} \\ \phi \end{bmatrix}$$

Ahora bien, $\pi(\hat{P})$ es el valor interpolado en el punto P, ima-

gen de \hat{P} por T, y queda claro que en P, $\psi \neq \psi_{II}$ porque la línea $\xi = 1$ no coincide exactamente con la línea de corriente. Todo ello produce un error, que sin embargo se puede esperar que sea pequeño dado que en realidad verificamos (10) en un sentido medio.

El resultado más interesante (y en cierto modo sorprendente) es que cuando $\alpha = \pi$ la expresión (12) se desarrolla sin excesiva dificultad a partir de (10) y (11), [5], para dar:

$$T(\xi, \eta) = \begin{bmatrix} \frac{a}{4} (1+\xi)^2 - \frac{b}{4} (1+\eta)^2 \\ \frac{ab}{2} (1+\xi) (1+\eta) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x \\ y \end{bmatrix} \quad (13)$$

Como quiera que la expresión (13) es cuadrática en (ξ, η) elementos cuadráticos y de grado más elevados son capaces de reproducirla exactamente, y por tanto reproducir la solución analítica (10) alrededor de S sin ningún error.

En el caso que nos ocupa, se trata de resolver un problema elástico y de aproximar por tanto los desplazamientos. basta para ello considerar el caso $\alpha = \pi$ (y $a=b$ sin pérdida de generalidad) y ubicar los nodos de acuerdo con la regla:

$$x_i = \frac{a}{4} (1 + \xi_i)^2 - (1+\eta_i)^2 \quad (14)$$

$$y_i = \frac{a}{2} (1 + \xi_i)^2 (1+\eta_i)$$

Esto da lugar al elemento de la figura 4.

Para obtener, por ejemplo, la posición del nodo 8, pondríamos en (14) $\xi_i = -1$, $\eta_i = 0$, de donde $x_i = -a/4$, $y_i = 0$. Vemos que se trata por tanto de un elemento con nodos a $1/4$ como los analizados en [3]. Ahora bien, este elemento tiene frente a aquéllos la ventaja de que

- (i) tiene lados curvos, lo que es importante para singularidades distintas de $r^{\frac{1}{2}}$, que aparecen en problemas elásticos cuando los dominios no son convexos,
- (ii) es un elemento cuadrilateral, que se comporta de acuerdo a las fórmulas (10) que pueden aproximar convenientemente las (1) con una adecuada elección de los parámetros; además su comportamiento radial es el deseado como ya se ha demostrado en [18], y

- (iii) permite modelizar una fractura con sólo 2 elementos, en contra de los 4 a 8 recomendados en [2] para los elementos a 1/4 clásicos.

4. UN TEST NUMERICO

En la figura 5 aparece el problema tratado.

Se trata de una pieza en deformación plana sometida a una tracción uniforme en los extremos y con una grieta inclinada en el borde.

Para la resolución del problema se efectuó en primer lugar un modelo con un mallado bastante grosero (12 elementos y 49 nodos) que aparece en la figura 6.

Numéricamente el primer problema que se plantea es el mal condicionamiento de la matriz de rigidez del sistema. Esta cuestión es clásica en problemas de elasticidad y da lugar a que el modelo sea estructuralmente inestable. Para resolverlo se ha usado un método de resolución iterativo (gradiente conjugado) con preconditionamiento diagonal [19]. El problema en tales condiciones converge en 104 iteraciones.

Tabla I : Resultados del modelo Fig. 6

	$\frac{K_I}{\sigma\sqrt{\pi a}}$	Teórico [20]	Error (%)	$\frac{K_{II}}{\sigma\sqrt{\pi a}}$	Teórico [20]	Error (%)
r=0.5	1.36	1.20	13.33	0.68	0.57	19.30
r=2	1.28	1.20	6.67	0.62	0.57	8.77

Por otro lado se ha usado un orden de integración 2 x 2 para los cuadriláteros y 3 puntos para los triángulos, como es recomendable para este tipo de elementos [2]. Los resultados obtenidos se recogen en la tabla I, en ella aparecen los factores de forma $K_I/\sigma\sqrt{\pi a}$ y $K_{II}/\sigma\sqrt{\pi a}$ calculados mediante (4) en los cuatro nodos más próximos al vértice de grieta. Como se ve el error es apreciable. Aunque se ha empleado una relación $l/a = 0.04$ (donde l es la longitud del elemento singular), que entre dentro de los valores recomendados por diversos autores, [1], [2], [9], para otros elementos singulares y de los límites de aplicabilidad de (4), se comprueba que se obtienen mejores valores para los nodos más alejados de S.

Este erróneo comportamiento del modelo es debido a que la relación entre el tamaño del elemento singular y el de los elementos

adyacentes es muy pequeña, lo que origina una mala representación de los campos asintóticos (1) fuera del elemento singular.

Al objeto de mejorar los resultados del modelo anterior, se han desarrollado sendos modelos más refinados en la zona singular, que aparecen en la Figura 7 y la Figura 8.

En el primero se han utilizado los elementos descritos en el §3 del presente trabajo, mientras que en segundo los seis elementos que rodean el vértice de la singularidad son triángulos standard, triángulos 1/4 [16], y elementos de tipo Akin [11].

Por otro lado se han empleado dos condiciones de contorno distintas (Figura 9) que como se observa en los resultados son equivalentes.

Tabla II: Resultados para los modelos de las figuras 7 y 8

	$F_I = K_I/a$		$F_{II} = K_{II}/a$		Error (%)	
	C.C.1	C.C.2	C.C.1	C.C.2	C.C.1	C.C.2
Modelo 1 (Standard)	1.09	1.09	0.42	0.42	F_I 9.20	9.20
					F_{II} 26.40	26.41
Modelo 2 (Akin)	1.33	1.31	0.70	0.75	F_I 10.84	8.91
					F_{II} 23.46	31.02
Modelo 3 $\frac{1}{4}$	1.15	1.15	0.56	0.56	F_I 4.14	4.12
					F_{II} 1.00	1.04
Modelo 4 §3	1.18	1.18	0.59	0.59	F_I 1.75	1.60
					F_{II} 3.46	3.82

Tabla III: Resultados K^* para los modelos de las figuras 7 y 8

	F_I *		F_{II} *		Error (%)	
	C.C.1	C.C.2	C.C.1	C.C.2	C.C.1	C.C.2
Modelo 2 (Fórmula 7)	1.19	1.19	--	--	F_I 0.55	0.55
					F_{II} --	--
Modelo 3 (6a,b)	0.98	0.98	0.58	0.58	F_I 18.30	18.30
					F_{II} 2.28	2.10
Modelo 4 (6a,b)	1.20	1.21	0.63	0.64	F_I 0.28	0.57
					F_{II} 11.43	12.07

Se puede comprobar, Tabla II, que los resultados son superiores en cálculo en modo I que en modo II. Como es bien sabido el modo de fractura predominante es el I. De hecho, la fisura siempre tiende a propagarse en modo I, [21] y precisamente el hecho de que estén presentes ambos modos de carga al comienzo de la propagación hace que la fisura se desvíe (buscando el modo I). Precisamente por este motivo, las expresiones para los desplazamientos verticales (u_2 y por tanto K_I) dan mucho mejores resultados que las de los horizontales (u_1 y por tanto K_{II}), dado que son de mayor magnitud y mucho más próximos a las expresiones asintóticas (1). De hecho un aumento del ángulo β hasta alcanzar el modo I puro ($\beta = \pi/2$) daría lugar a mucho mejores aproximaciones, como ha sido abundantemente testeado en la literatura [15].

La fórmula (6a) (K_I^*) mejora los resultados del modelo con elementos curvos (§3), mientras que no lo hace para el modelo con elementos $l/4$ (Tabla III) esto es debido al hecho de que la relación l/a es mucho más grande para este tipo de elementos y de forma evidente es más exacta la fórmula (4a) como también se demuestra numéricamente en [15]. No sucede lo mismo con las (6b) lo que indica claramente que para el cálculo de K_{II} es recomendable utilizar los desplazamientos horizontales más próximos al vértice de la grieta y un ratio l/a algo más elevado que para el cálculo de K_I .

Observemos también que los elementos de tipo Akin, dan unos

resultados bastante deficientes, esto es debido fundamentalmente al hecho de que como se demuestra en [4] la representación de las deformaciones aproximadas por este tipo de elementos no es la correcta (ver también [17]). Mejoras importantes se pueden obtener para K_I , en cualquier caso, con el empleo de (7).

Digamos por fin que el uso de elementos normales conduce a errores elevados, como es sabido, en el campo de la mecánica de la fractura.

Digamos por fin que todos los cálculos se han llevado a cabo en doble precisión sobre un VAX/8300, usando como código de cálculo el programa MINIMEF [22].

CONCLUSIONES

- (i) Para problemas de fractura en modo mixto parece muy interesante el uso de elementos finitos singulares, dado que con ellos se pueden calcular los factores de intensificación de tensiones directamente sin necesidad de un postproceso complejo.
- (ii) Dentro de los elementos finitos singulares son recomendables los elementos a $1/4$ (triángulos o cuadrángulos de lados curvos del §3) por su sencillez y buenos resultados.
- (iii) Los problemas en modo mixto exigen mallados más refinados alrededor de la singularidad (no tan simples como para fracturas, en modo I puro) e incluso el uso de métodos iterativos preconditionados de resolución.
- (iv) Para los cálculos es necesario trabajar con las componentes de los desplazamientos en la dirección de la grieta. Los desplazamientos verticales, de los que se deduce K_I , dan mejores resultados que los horizontales, de los que se deduce K_{II} . Este hecho ya había sido observado [10] y [15] y es la razón de que en general los elementos singulares deban comprobarse en modo mixto (el más severo "numéricamente"). Obsérvese sin embargo que el modo I, es el predominante y el mejor calculado.
- (v) La relación l/a es importante a la hora de elegir el método de cálculo de K_I y K_{II} . En general conviene una relación l/a pequeña (<0.1) y usar las fórmulas (4) que tienen un significado físico más evidente (dado que calculan K_I y K_{II} a partir del "salto" de los desplazamientos) [2] y [15].
- (vi) Las condiciones de contorno no influyen siempre que estén bien modelizadas en el cálculo de los factores de intensificación.
- (vii) Como conclusión general podemos decir que el cálculo de K_I y K_{II} en

modo mixto es importante, dado que supone una etapa previa en cualquier criterio de fractura adoptado, cálculo del ángulo de propagación y estudio de estabilidad; por ello y dado que es difícil emitir recomendaciones generales sobre el uso de elementos singulares, parece necesario efectuar varios tests numéricos para cada elemento y un estudio detallado del modelo de elementos finitos a usar en cada caso concreto.

BIBLIOGRAFIA

- [1] S.N. Atluri, "Computational methods for plane problems of fracture", S.N. Atluri ed., Computational methods for plane problems of fracture, Elsevier Science Publishers, 1986.
- [2] V.E. Saouma y D. Schwemmer, "Numerical evaluation of the quarter-point crack tip element", Int. J. numer. methods eng. 20, 1629-1641, 1984.
- [3] G.M. Thompson y J.R. Whiteman, "Analysis of strain representation in linear elasticity by both singular and nonsingular finite elements", Num. methods for par. diff. eq. 2, 85-104, 1985.
- [4] F. Michavila, L. Gavete, F. Díez, "Two different approaches for the treatment of boundary singularities". A aparecer en Numerical Methods for partial differential equations, 1987.
- [5] J. Aalto "Singularity elements for seepage problems". Int. J. num. anal. methods in geom. 9, 185-189, 1985.
- [6] F. Michavila, L. Gavete, F. Díez, "A new singular finite element in linear elasticity". A aparecer en Computational Mechanics, 1987.
- [7] F. Erdogan, "Stress intensity factors". J. of App. Mech., Transactions of the ASME, 50, 992-1002, 1983.
- [8] H.D. Bui, "Mecanique de la rupture fragile". Masson, París, 1978.
- [9] S.L. Pu, A. Hussain y W.E. Lorensen, "The collapse cubic isoparametric element as singular element for crack problems". Int. J. num. methods in geom. 12, 1729-1742, 1978.
- [10] T.K. Hellen, "A novel approach to crack tip singularity solutions", Computer and Structures, 22, 743-747, 1986.
- [11] J.E. Akin, "The generation of elements with singularities". Int. J. num. methods eng. 10, 1249-1259, 1976.
- [12] H.D. Bui, "Mecanique de la rupture fragile", problemes non lineaires appliqués: mecanique de la rupture, INRIA, París, 1982.

- [13] T. Sussman y K.J. Bathe, "The gradient of the finite element variational indicator with respect to nodal point co-ordinates and explicit calculation and application in fracture mechanics and mesh optimization". Int. J. numer. methods eng., 21, 763-774, 1985.
- [14] ADINA, Report AE-84-1. User manual, 1984.
- [15] N.A.B. Yehia y M.S. Shephard, "On the effect of quarter element size on fracture criteria". Int. J. num. methods eng. 21, 1911-1924, 1985.
- [16] R.H. Henshell y K.G. Shaw, "Crack tip elements are unnecessary". Int. J. num. methods eng. 9, 495-509, 1975.
- [17] Y. Yamada, Y. Ezawa, y I. Niohiguchi, "Reconsiderations on singularity on crack tip elements". Int. J. num. methods eng. 14, 1525-1544, 1979.
- [18] F. Diez, L. Gavete y F. Michavila, "Nuevas técnicas de tratamiento de singularidades en campos escalares y vectoriales", Anales de Mecánica de la Fractura, editado por G.E.F., Sigüenza, 1986.
- [19] P. Joly, "Resolution de systèmes lineaires", en MODULEF, une biblioteque modulaire d'éléments finis., INRIA,, 1985.
- [20] J.L. Cheissoux y J.F. Juarez: "Fiches de validation du code MAYA en mécanique de la rupture", Mécanique de la rupture, IPSI, París, 1986.
- [21] M. Amestoy, H.D. Bui, "Propagation déviée d'unes fissure", problems non linaires appliqués: Mécanique de la rupture INRIA, París, 1982.
- [22] L. Ferragut, "MINIMEF. Un programa de E.F. destinado a actividades docentes y de investigación", Documento interno. Dpto. de Cálculo Numérico e Informática. ETSI Minas. Madrid, 1984.

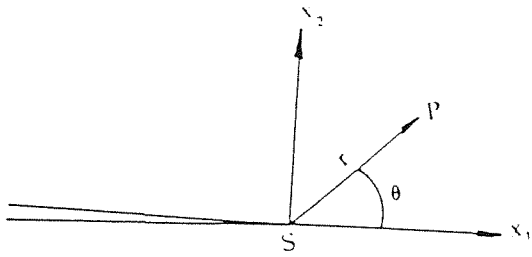


Fig. 1 - Ejes locales en el vértice de grieta.

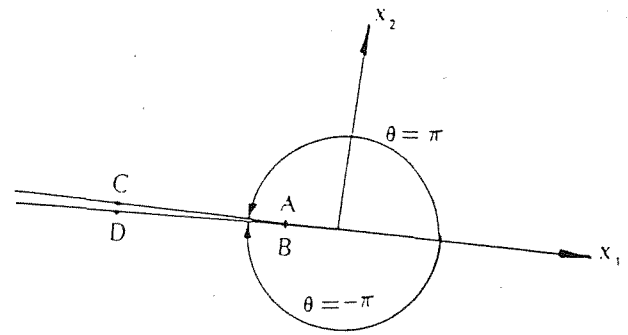


Fig. 2 - Cálculo de los F.I.T.

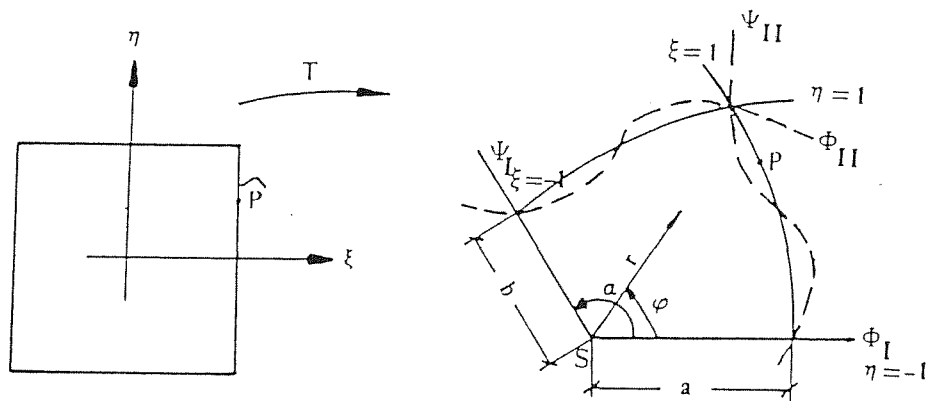


Fig. 3 - Elemento singular

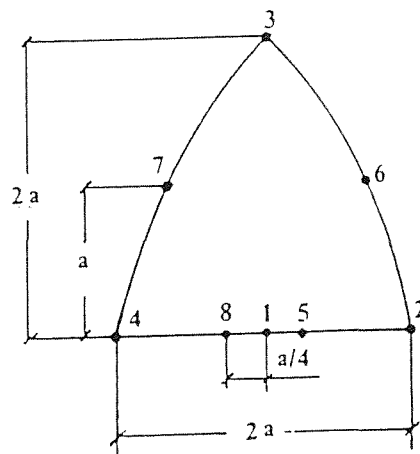
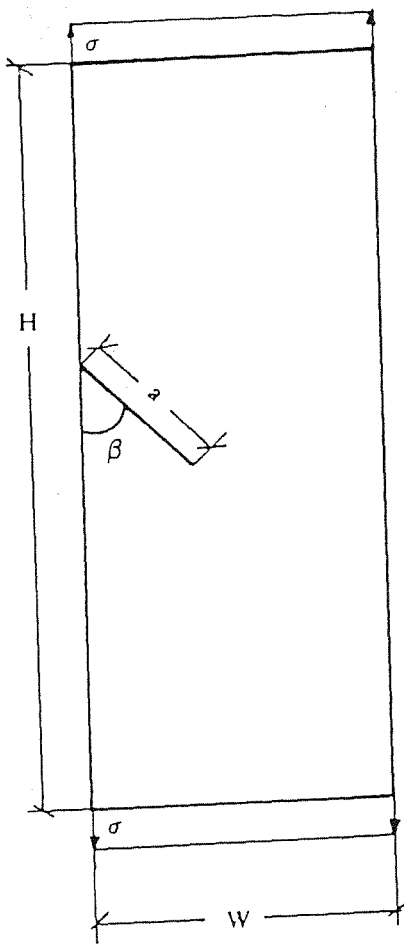


Fig. 4 - Caso $\alpha = \pi$



$\beta = \pi/4$
 $H = 250 \text{ mm}$
 $W = 100 \text{ mm}$
 $a = 50 \text{ mm}$
 $E = 20000 \text{ Kgmm}^{-2}$
 $\nu = 0.3$
 $\sigma = 10 \text{ Kgmm}^{-2}$
 Deformación plana

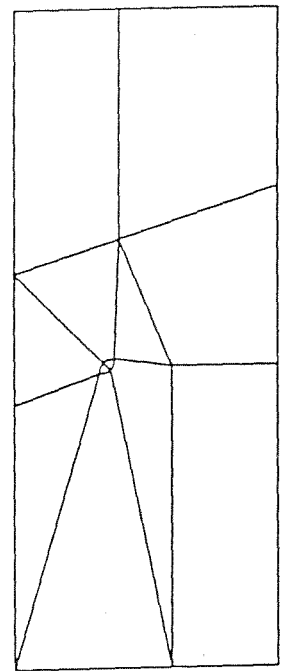


Fig. 5 - Problema estudiado

Fig. 6 - Modelo grosero

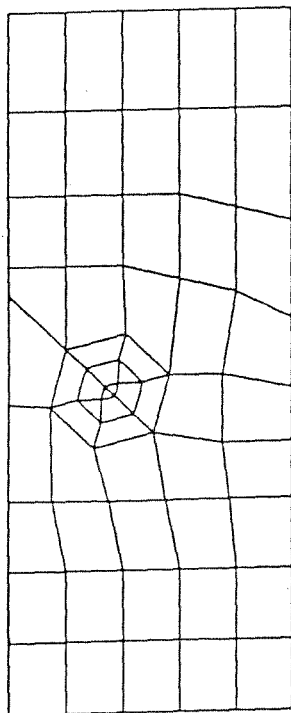


Fig. 7 Modelo 4

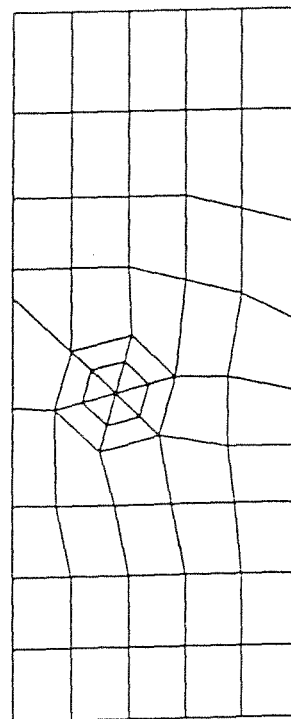


Fig. 8 - Modelos 1, 2 y 3

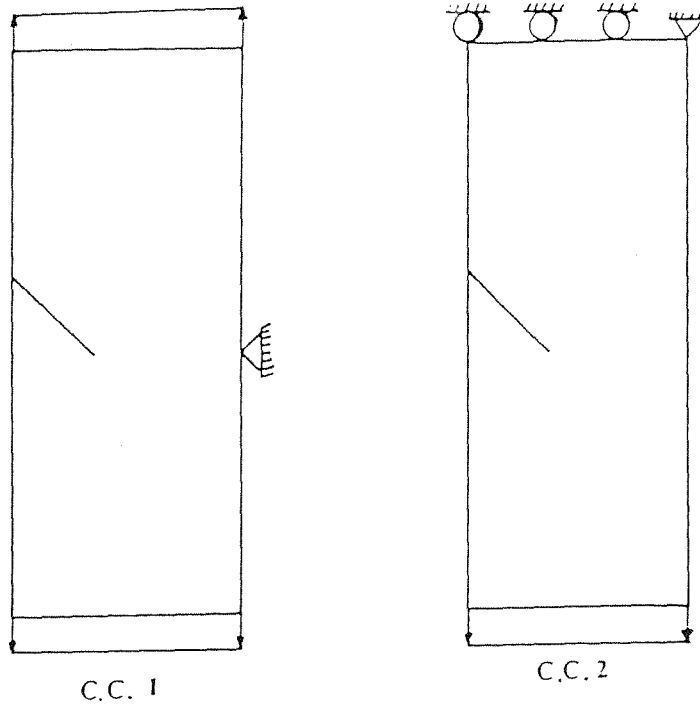


Fig. 9 - Condiciones de contorno

COMPARACION DE LOS ANALISIS CUASIESTATICO Y DINAMICO
EN UN ACCIDENTE TIPO LOCA

J.M. Martínez-Esnaola
Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
(CEIT), Apartado 1555, 20080 San Sebastián
(España)

J.M. Bastero de Eleizalde
Escuela Superior de Ingenieros Industriales,
Universidad de Navarra, Urdaneta, 7, 20006 San Sebastián
(España)

RESUMEN

En esta comunicación se estudia el proceso de propagación de grietas durante un accidente LOCA en una vasija nuclear. La evolución de la grieta durante el transitorio térmico se determina a través de un análisis cuasiestático basado en los parámetros K_{Ic} y K_{Ia} . Debido a la ausencia de valores fiables para la tenacidad dinámica, K_{ID} , el análisis dinámico se efectúa simulando numéricamente cada uno de los procesos de propagación para diferentes velocidades de crecimiento. La comparación de los resultados obtenidos justifica la utilización del análisis cuasiestático por su notable sencillez.

SUMMARY

In this paper, the crack propagation process during a LOCA accident in a nuclear vessel is studied. Crack length evolution during the thermal transient is calculated using a quasistatic analysis based on the toughnesses K_{Ic} and K_{Ia} . Due to a lack of precise data on the K_{ID} property, the dynamic analysis is carried out by simulating numerically each propagation event for different crack velocities. Comparison of the results obtained shows that the quasistatic analysis can be suitable for this problem.

1. INTRODUCCION

La vasija de un reactor nuclear de agua a presión puede quedar sometida, en determinadas circunstancias, a condiciones extremas de funcionamiento. Tal es el caso de los accidentes tipo LOCA (Loss of Coolant Accident), cuya evaluación constituye un problema de gran interés en la ingeniería nuclear.

Se postula un accidente en la conducción principal del refrigerante de la vasija y la consiguiente puesta en marcha del sistema de refrigeración de emergencia mediante la inyección de agua fría sobre la superficie interior de la pared. Este choque térmico genera un gradiente térmico positivo y variable con el tiempo. El nuevo campo de temperaturas induce tensiones térmicas de tracción en la zona interior de la pared y simultáneamente una reducción en la tenacidad del material. Este conjunto de factores puede dar lugar al crecimiento inestable de grietas preexistentes en la cara interna de la vasija. Además, esta posibilidad de propagación se acentúa para tiempos de operación elevados del reactor debido a la fragilización del material originada por la irradiación neutrónica.

El fenómeno del choque térmico en vasijas nucleares se analiza usualmente desde el punto de vista cuasiestático [1,2]. Los efectos dinámicos inherentes al crecimiento inestable de grietas (energía cinética y ondas de tensiones con origen en la punta de la grieta) pueden ser de gran importancia en muchos casos. En particular, cuando la grieta se propaga paralelamente a una superficie libre próxima, tienden a aumentar el valor del factor de intensidad de tensión [3]. Sin embargo, estos efectos son de menor relevancia en un problema con condiciones de contorno de desplazamientos fijados, al que puede asimilarse el choque térmico.

Por otra parte, la existencia de un gradiente térmico positivo y un nivel de irradiación decreciente a través de la pared provocan un aumento de la tenacidad del material a medida que la grieta se propaga. Estas características proporcionan un mecanismo que facilita la detención de la grieta, de manera que el crecimiento tiende a producirse con saltos de pequeña longitud. Estas consideraciones han llevado a suponer que los efectos dinámicos pueden ser despreciados en el análisis de un accidente LOCA [1,2].

En esta comunicación, se presenta una metodología para el tratamiento dinámico del LOCA mediante la utilización de técnicas numéricas desarrolladas por los autores: un elemento finito singular y dos integrales invariantes A y B. El problema fundamental para la realización de un análisis dinámico completo radica en la determinación de valores fiables de la tenacidad a fractura dinámica del material, K_{ID} , como función de la velocidad de propagación, de la temperatura y del nivel de irradiación. No obstante, como ejemplo orientativo, se presentan los resultados obtenidos al simular numéricamente diferentes propagaciones durante el transitorio térmico.

2. MÉTODOS NUMÉRICOS EN FRACTURA DINÁMICA.

Las técnicas de elementos finitos basadas en la Mecánica de la Fractura Dinámica pueden seguir dos líneas bien diferentes. La primera de ellas consiste en modelizar con precisión los campos singulares en las proximidades de la punta de la grieta mediante el empleo de elementos finitos especiales. La segunda se basa en la formulación de integrales independientes del contorno que evalúan la intensidad de los campos característicos en las proximidades de una grieta que se propaga.

En las referencias [4,5] los autores han presentado un elemento especial en el que el primer término de la solución teórica de un problema de fractura dinámica se incorpora al análisis mediante una formulación global-local. El campo de desplazamientos se interpola de la forma siguiente:

$$u_i = N_j d_i^j + K_I (F_{Ii} - N_j F_{Ii}^j) \quad (1)$$

donde d_i^j son los desplazamientos nodales, F_{Ii} son las funciones teóricas de fractura dinámica y F_{Ii}^j es el valor de F_{Ii} evaluada en el nudo j .

Las funciones de interpolación locales, N_j , son del tipo blended, de manera que la condición de desplazamiento de apertura nulo en el frente de la grieta puede imponerse mediante restricciones nodales.

Aunque la técnica de desplazamiento del mallado para simular el crecimiento de la grieta hace laboriosa la aproximación de velocidades y aceleraciones [5], esta formulación permite la obtención directa del factor de intensidad de tensión dinámica durante la resolución del sistema de ecuaciones resultante de la aplicación del MEF.

Además, esta formulación permite la inclusión de cargas térmicas [4], que se aproximan mediante la interpolación local y no afectan al término singular de la interpolación global.

El empleo de integrales independientes del contorno constituye la segunda vía de análisis en fractura dinámica. En este ámbito, las integrales invariantes A y B [4] se han desarrollado teniendo en cuenta la existencia de efectos de inercia, cargas térmicas y propiedades variables con la temperatura. Ambos parámetros se relacionan con el factor de intensidad de tensión dinámica de la forma siguiente

$$A = C(\dot{a}, \theta) K_I = \int_{\Gamma} [(T_i \hat{u}_i - \hat{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 (u_{i,1} \hat{u}_i - \hat{u}_{i,1} u_i) dx_2] + \quad (2)$$

$$+ \int_{\Sigma} [\rho(-\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} + 2\dot{a} \frac{\partial u_{i,1}}{\partial t} + \ddot{a} u_{i,1}) \hat{u}_i + \gamma \theta \hat{u}_{r,r}] ds$$

donde \hat{u}_i y \hat{T}_i son campos auxiliares de desplazamientos y tracciones convenientemente seleccionados, θ es el incremento de temperatura sobre el estado de referencia y $\gamma = \alpha (3\lambda + 2\mu)$.

Por otra parte, la integral B tiene la siguiente expresión

$$B = \frac{1}{2\mu} A_I(\dot{a}, \theta) K_I^2 = \int_{\Gamma} [(\frac{1}{2} \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + W) dx_2 - T_i u_{i,1} dl] +$$

$$+ \int_{\Sigma} (\rho(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial u_{i,1}}{\partial t} - \ddot{a} u_{i,1}) u_{i,1} - [\frac{1}{2} \frac{\partial \lambda}{\partial \theta} u_{i,i} u_{j,j} +$$

$$\frac{1}{2} \frac{\partial \mu}{\partial \theta} (u_{i,j} u_{i,j} + u_{i,j} u_{j,i}) - \gamma u_{i,i} - \frac{\partial \gamma}{\partial \theta} \theta u_{i,i}] \theta, 1) ds \quad (3)$$

donde W es la energía de deformación termoelástica y

$$A_I(\dot{a}, \theta) = \frac{\alpha_d(1-\alpha_s^2)}{4\alpha_d\alpha_s - (1+\alpha_s^2)^2} \quad (4)$$

La utilización de estas integrales invariantes basadas en los campos de tensiones y desplazamientos en la lejanía permite reducir las exigencias de precisión para la singularidad de la punta de la grieta. En consecuencia, la discretización de la estructura se efectúa con elementos isoparamétricos standard y el crecimiento de la grieta se simula de forma aproximada mediante la conocida técnica de la relajación nodal.

La resolución de un problema real de fractura en el que se pretende determinar la historia de la propagación de una grieta requiere técnicas adicionales. En la teoría lineal, se acepta la existencia de un parámetro característico del material, la tenacidad a fractura dinámica K_{ID} , que gobierna el crecimiento de la grieta. Este parámetro se considera función de la velocidad de propagación y de la temperatura, de manera que durante la extensión de la grieta se verifica

$$K_I(t) = K_{ID}(\dot{a}, \theta) \quad (5)$$

La nueva incógnita del problema es así la velocidad de crecimiento, cuya determinación requiere el empleo de técnicas de predic-

ción adecuadas. Estas técnicas se basan en conocer, en cada instante de tiempo, no sólo el factor de intensidad de tensión sino también su tasa de variación, esto es, $\partial K_I / \partial t$. Con este objeto, se han desarrollado dos nuevas integrales invariantes, denominadas A y B [6] que se relacionan con $\partial K_I / \partial t$ de la forma siguiente:

$$\begin{aligned} \dot{A} = C(\dot{a}, \theta) \frac{\partial K_I}{\partial t} = & \int_{\Gamma} \left[\left(\frac{\partial T_i}{\partial t} \hat{u}_i - T_i \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial t} \right) dl - \rho \dot{a}^2 \right. \\ & \left. \left(\frac{\partial u_{i,1}}{\partial t} \hat{u}_i - u_{i,1} \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial t} \right) dx_2 \right] - \int_{\Sigma} \left[\frac{\partial}{\partial t} (\sigma_{ij,j} - \rho \dot{a}^2 u_{i,1}) \hat{u}_i - \right. \\ & \left. - \frac{\partial}{\partial t} (\gamma \theta) \hat{u}_{r,r} \right] ds \end{aligned} \quad (6)$$

y

$$\begin{aligned} \dot{B} = \frac{1}{\mu} A_I(\dot{a}, \theta) K_I \frac{\partial K_I}{\partial t} = & \int_{\Gamma} \left[(\rho \dot{a}^2 u_{i,1} \frac{\partial u_{i,1}}{\partial t} + \frac{\partial W}{\partial t}) dx_2 - \right. \\ & \left. - \frac{\partial}{\partial t} (T_i u_{i,1}) dl \right] + \int_{\Sigma} \frac{\partial}{\partial t} \left\{ (\sigma_{ij,j} - \rho \dot{a}^2 u_{i,1}) u_{i,1} - \right. \\ & \left. - \left[\frac{1}{2} \frac{\partial \lambda}{\partial \theta} u_{i,i} u_{j,j} + \frac{1}{2} \frac{\partial \mu}{\partial \theta} (u_{i,j} u_{i,j} + u_{i,j} u_{j,i}) - \right. \right. \\ & \left. \left. - \gamma u_{i,i} - \frac{\partial \gamma}{\partial \theta} \theta u_{i,i} \right] \theta_{,1} \right\} ds \end{aligned} \quad (7)$$

Utilizando los parámetros K_I y $\partial K_I / \partial t$ en el instante t_1 puede estimarse el valor del factor de intensidad de tensión en el intervalo $(t_1, t_2 = t_1 + \Delta t)$ a través de un desarrollo en serie de Taylor [6] y predecir la velocidad de propagación en ese intervalo mediante la ecuación (5).

Cuando el análisis de fractura se realiza utilizando el elemento singular, puede seguirse un procedimiento análogo en el estudio de predicción, con la particularidad de que, en este caso, la obtención de K_I , $\partial K_I / \partial t$ y $\partial^2 K_I / \partial t^2$ es directa.

3. METODOLOGIA PARA EL ANALISIS DINAMICO DEL LOCA

El punto de partida para el análisis de fractura dinámica de un accidente LOCA es la resolución del problema de transmisión de calor y del transitorio térmico que sigue a la inyección brusca de refrigerante sobre la pared interior de la vasija. El problema térmico presenta simetría de revolución, por lo que, prescindiendo de efectos axiales, se transforma en un problema unidimensional.

Se postula la existencia de una grieta de longitud a_0 . El análisis se inicia estudiando el problema de una grieta estacionaria sometida a cargas dinámicas, variables con el tiempo (originadas por el transitorio térmico), bien con el elemento especial o con las integrales A o B.

En la Figura 1 se muestra el diagrama de flujo que representa, de forma esquemática, el proceso de cálculo para el análisis dinámico del LOCA.

Cuando K_I se hace mayor que el mínimo de la curva $K_{ID}(a, \theta)$ para la temperatura correspondiente a la punta de la grieta, $K_{ID}(0, \theta_{CT})$, la grieta comienza a propagarse. Se aplica entonces el estudio de predicción expuesto en el apartado anterior en base a K_I , $\partial K_I / \partial t$ (y $\partial^2 K_I / \partial t^2$), obtenidos a partir de las integrales A o B, o bien directamente en caso de utilizar el elemento singular. El proceso de propagación continúa hasta la detención de la grieta cuando $K_I < K_{ID}(0, \theta_{CT})$.

Durante el proceso de propagación, se ha considerado que el campo de temperaturas es estacionario. Esta hipótesis es muy aproximada puesto que la extensión de la grieta acontece con una gran velocidad de propagación (del orden de 1000 m/s), por lo que puede considerarse prácticamente instantánea con relación al resto de los efectos sobre la estructura.

Para la nueva profundidad de la grieta, vuelve a considerarse el problema de grieta estacionaria sometida a las cargas variables con el tiempo originadas por el régimen transitorio de temperaturas, hasta que tiene lugar una nueva propagación, repitiéndose el proceso de cálculo descrito anteriormente.

4. COMPARACION DE LOS ANALISIS CUASISTATICO Y DINAMICO

Se considera una vasija con radio interior 120 mm y radio exterior 265 mm, similar a la analizada por Cheverton et al [1] en un modelo a escala de un accidente LOCA.

En primer lugar se ha efectuado el análisis del transitorio térmico, utilizando un modelo axisimétrico unidimensional de elementos finitos, y suponiendo condiciones de contorno de convección forzada con el

refrigerante interior ($0.126 \text{ m}^3/\text{s}$, -20°C) y convección natural con aire a 20°C en la superficie exterior. La Figura 2 muestra la evolución del campo de temperaturas cada 15 s durante los primeros 150 s a partir del régimen permanente inicial. Puede observarse el rápido enfriamiento de la pared interna y la transmisión de calor por conducción a través del espesor hacia dicha pared.

El transitorio térmico suministra los datos de entrada para el análisis de fractura. En la Figura 3 se representa el mallado de elementos finitos utilizado en la discretización de la vasija con una grieta de longitud inicial $a_0 = 20 \text{ mm}$. Las propiedades del material se consideran dependientes de la temperatura a través del módulo de Young:

$$E = 2.14 \times 10^{11} (1 - 5.93 \times 10^{-4} \theta) \text{ N/m}^2$$

$$\rho = 7865 \text{ Kg/m}^3, \quad \nu = 0.3, \quad \alpha = 1.25 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

En primer lugar, se ha resuelto el problema cuasiestático basado en las tenacidades K_{Ic} de iniciación y K_{Ia} de detención, variables en la pared de la vasija como consecuencia de su dependencia respecto a la temperatura y la irradiación neutrónica. Cuando K_I alcanza el valor crítico K_{Ic} correspondiente a la temperatura y posición de la punta de la grieta, tiene lugar la propagación, que se considera instantánea como se ha señalado en el apartado anterior. La detención se produce cuando $K_I \leq K_{Ia}$.

La evolución de la profundidad de la grieta se muestra en la Figura 4. Pueden observarse cuatro situaciones de propagación-detención en los instantes de tiempo $t = 24, 38, 69$ y 150 s respectivamente, con una longitud final $a_f = 71 \text{ mm}$. La Figura 5 representa la evolución del factor de intensidad de tensión durante el accidente. Se observa que la extensión de la grieta produce una relajación parcial de las tensiones térmicas, de manera que K_I disminuye durante cada propagación.

El análisis dinámico del problema requiere conocer la tenacidad a fractura dinámica, K_{ID} , como función de la velocidad de propagación y de la temperatura. La ausencia de datos fiables y precisos sobre este parámetro imposibilita un estudio completo. No obstante, con objeto de cuantificar la influencia de los efectos dinámicos durante un choque térmico, se ha analizado dinámicamente cada uno de los procesos de propagación-detención resultantes del estudio cuasiestático.

En cada uno de los casos, se supone que el crecimiento de la grieta se inicia bajo condiciones cuasiestáticas y se consideran distintas velocidades de crecimiento. La Figura 6 muestra la evolución del factor de intensidad de tensión durante la primera propagación en condiciones cuasiestáticas y para velocidades $\dot{a}/C_s = 0.2, 0.3$ y 0.4 , donde $C_s = 3248 \text{ m/s}$ es la velocidad de las ondas transversales a temperatura $\theta = 0$. Análogamente, en las Figuras 7 - 9 se representa la variación de K_I durante la 2ª, 3ª y 4ª propagación respectivamente.

A la vista de estas figuras, se observa que el análisis cuasiestático predice valores más elevados del factor de intensidad de tensión en todos los casos, para los intervalos de crecimiento considerados. Esta característica está asociada a los saltos de grieta de pequeña longitud, como consecuencia de que la distribución de temperaturas y el gradiente positivo en la tenacidad del material proporcionan un mecanismo que favorece la detención de las grietas.

5. CONCLUSIONES

Se ha presentado una metodología para el análisis de fractura dinámica de un accidente tipo LOCA, basado en técnicas numéricas originales desarrolladas por los autores. Ante la ausencia de datos fiables sobre la tenacidad a fractura dinámica, $K_{ID}(\dot{a}, \theta)$, se ha efectuado una comparación parcial entre los estudios cuasiestático y dinámico. Para ello, se han combinado ambos tipos de análisis a través de la simulación dinámica de los crecimientos de grieta calculados en el planteamiento cuasiestático.

Los resultados obtenidos indican que bajo las condiciones características de un LOCA, con condiciones de contorno de desplazamiento y saltos de grieta de pequeña longitud, el análisis cuasiestático puede considerarse conservativo, por lo que su utilización parece recomendable dada la notable simplificación en el cálculo respecto al análisis dinámico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a IBERDUERO y OCIDE por la financiación del presente trabajo.

REFERENCIAS

- [1] R.D. Cheverton, P.C. Gehlen, G.T. Hahn, S.K. Iskander "Application of crack arrest theory to a thermal shock", Crack Arrest Methodology and Applications, Ed. G.T. Hahn, M.F. Kanninen, ASTM STP 711, 392-421, 1980.
- [2] R.D. Cheverton, D.A. Canonico, S.K. Iskander, S.E. Bolt, P.P. Holz, R.K. Nanstad, W.J. Stelzman, "Fracture data deduced from thermal shock and related experiments with LWR pressure vessel material", J. Press. Vess. Tech., 105, 102-110, 1983.
- [3] M.F. Kanninen, "Whiter dynamic fracture mechanics?", Numerical Methods in Fracture Mechanics, Ed. D.R.J. Owen, A.R. Luxmoore, 433-456, 1980.
- [4] J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero, "Elemento finito especial e in-

tegrales invariantes A y B para la fractura dinámica con cargas térmicas", Anales de Mecánica de la Fractura 3, 77-86, 1986.

- [5] J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero, I. Miranda, "On the use of global-local functions of blended type for computer simulation of dynamic crack propagation with thermal loading. Generation and prediction studies", a publicar en Engineering Fracture Mechanics, 1987.
- [6] J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Bastero, "Aplicación de la integral invariante A al estudio de propagación dinámica de grietas", Anales de Mecánica de la Fractura 3, 87-94, 1986.

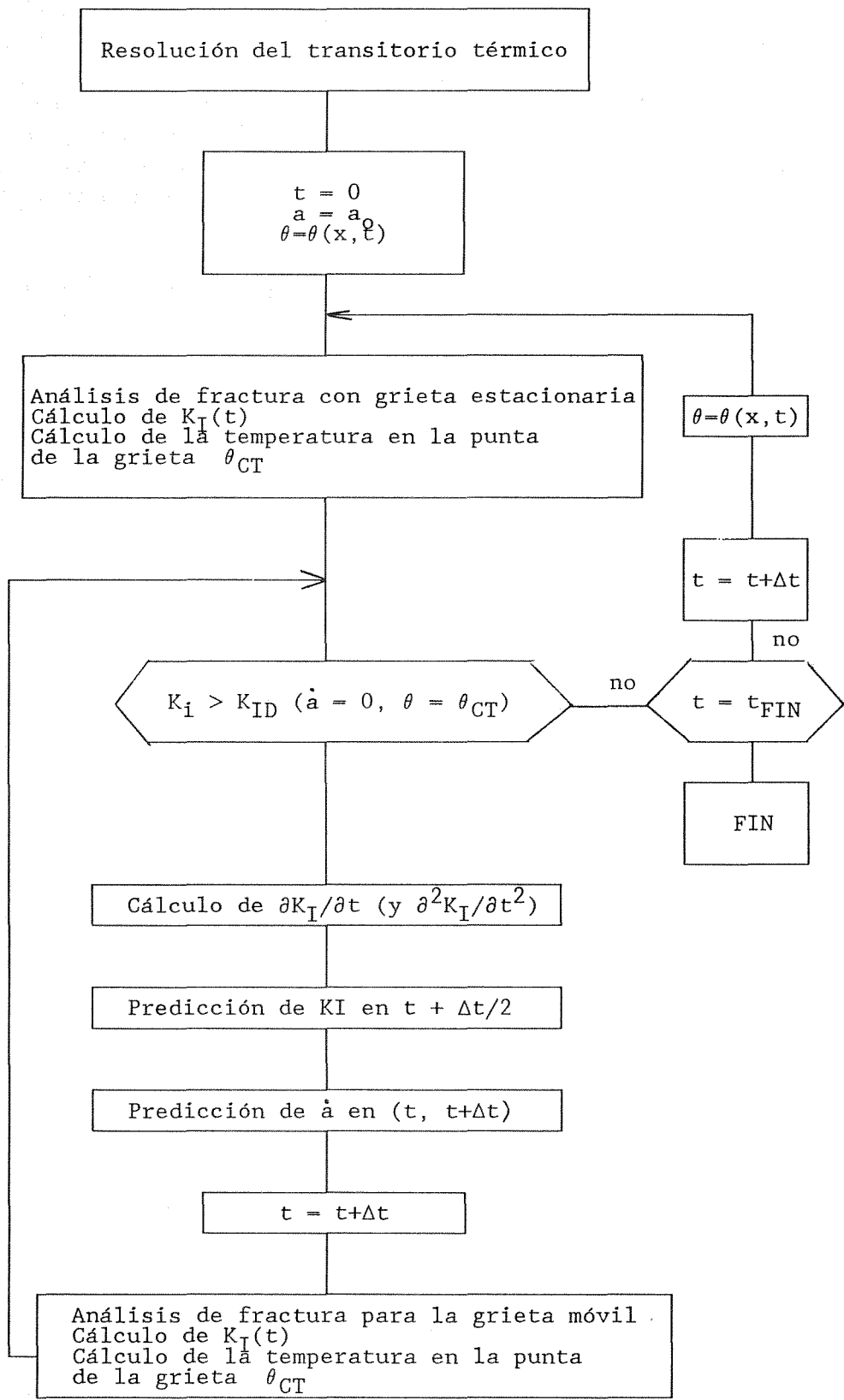


Figura 1. Diagrama de flujo para el análisis dinámico del LOCA.

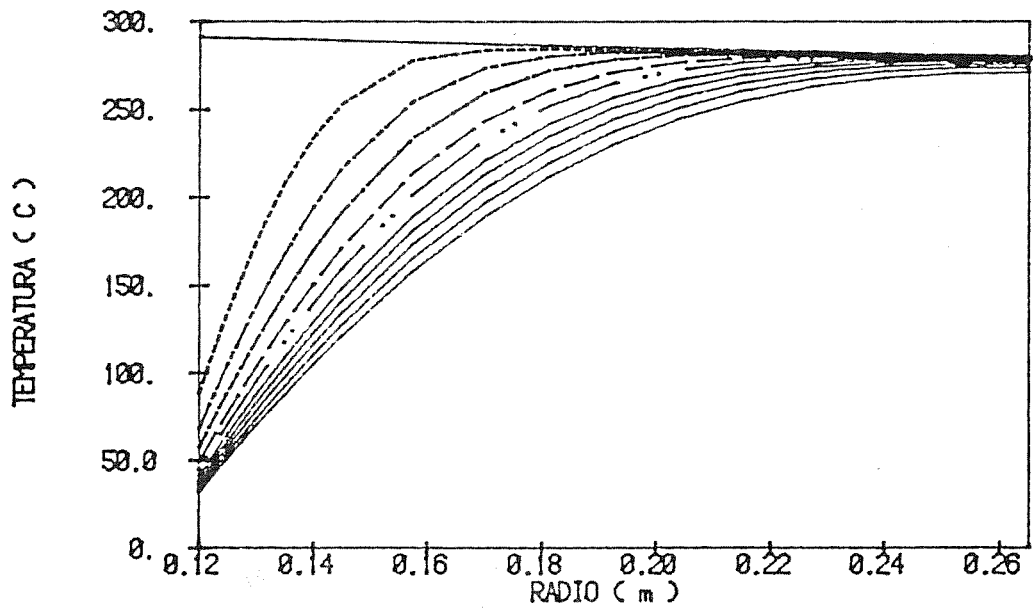


Fig. 2 Evolución de las temperaturas durante el transitorio.

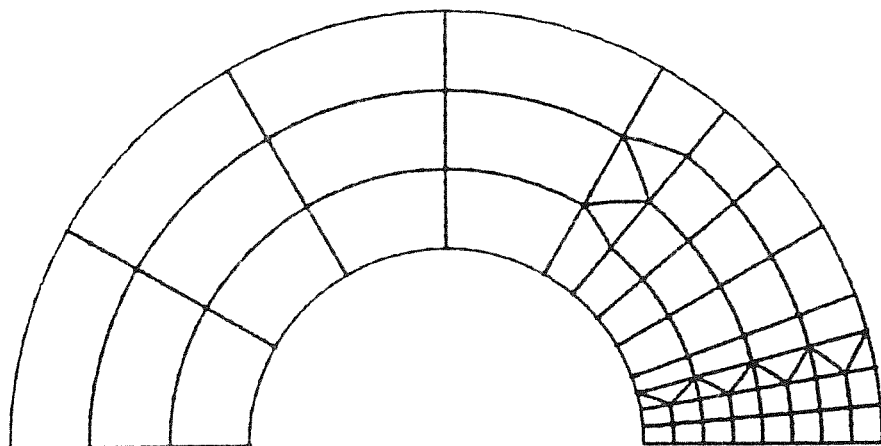


Fig. 3 Mallado de elementos finitos

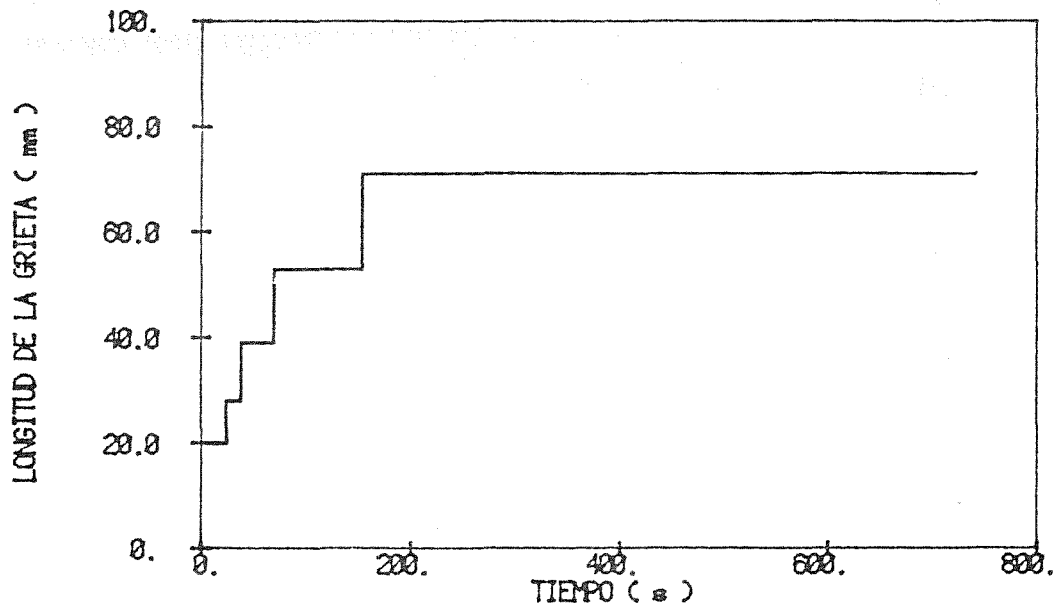


Fig. 4 Evolución de la longitud de la grieta

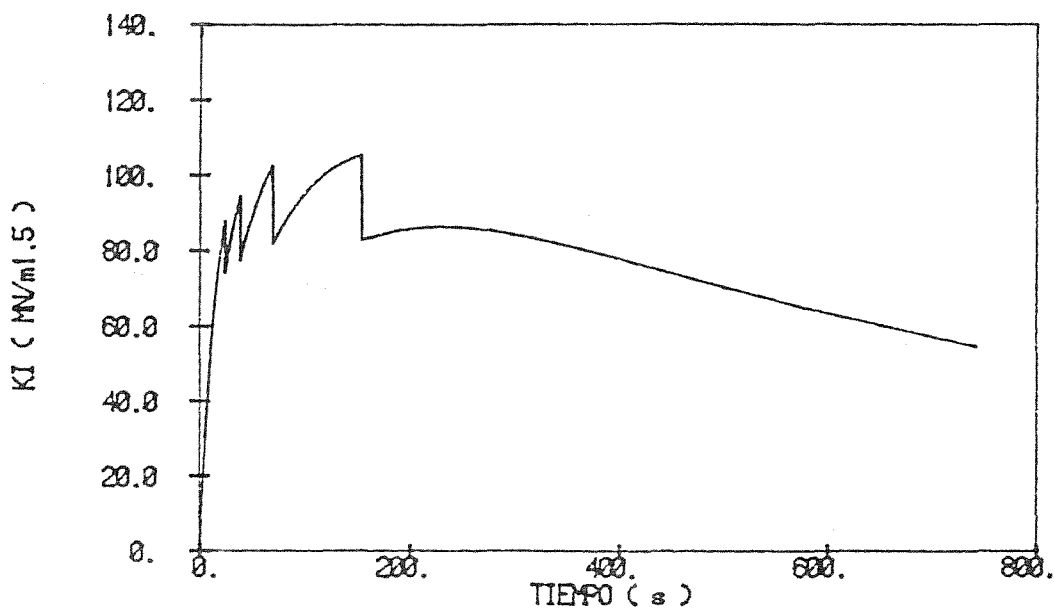


Fig. 5 Variación del factor de intensidad de tensión

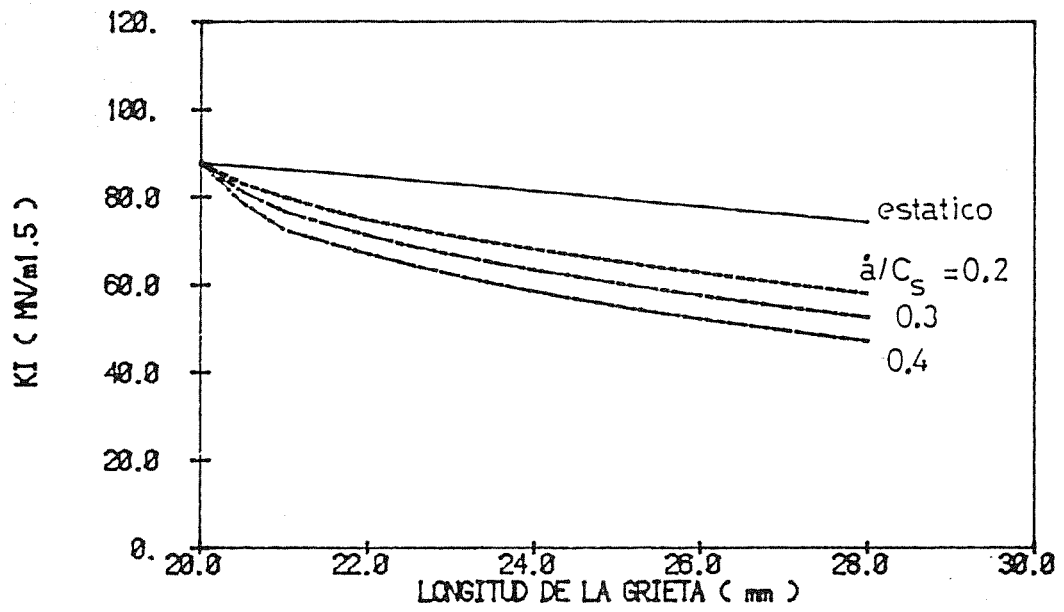


Fig. 6 Comparación cuasiestática-dinámica (1ª propagación)

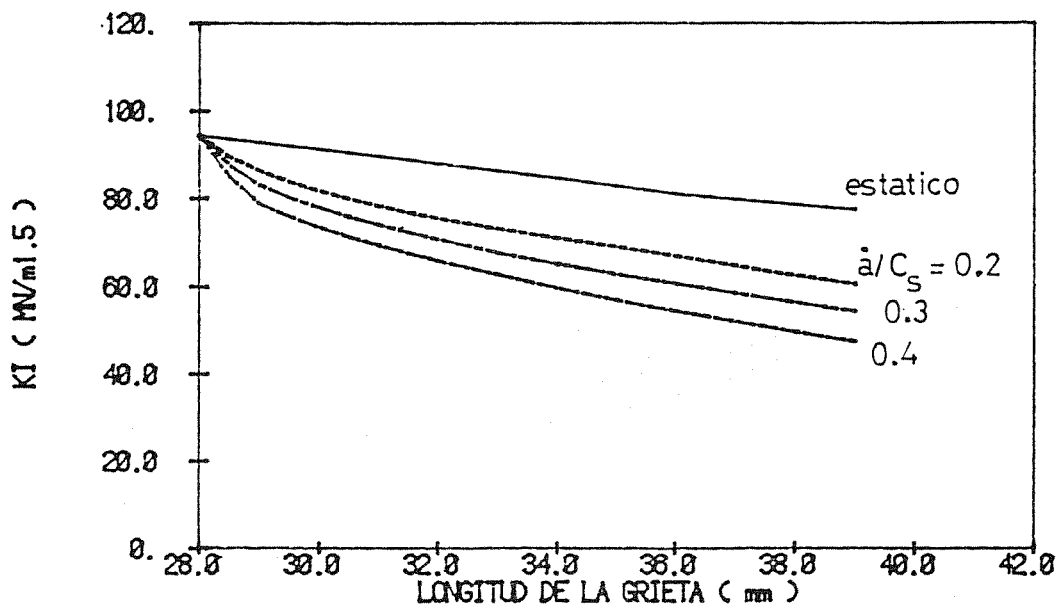


Fig. 7 Comparación cuasiestática-dinámica (2ª propagación)

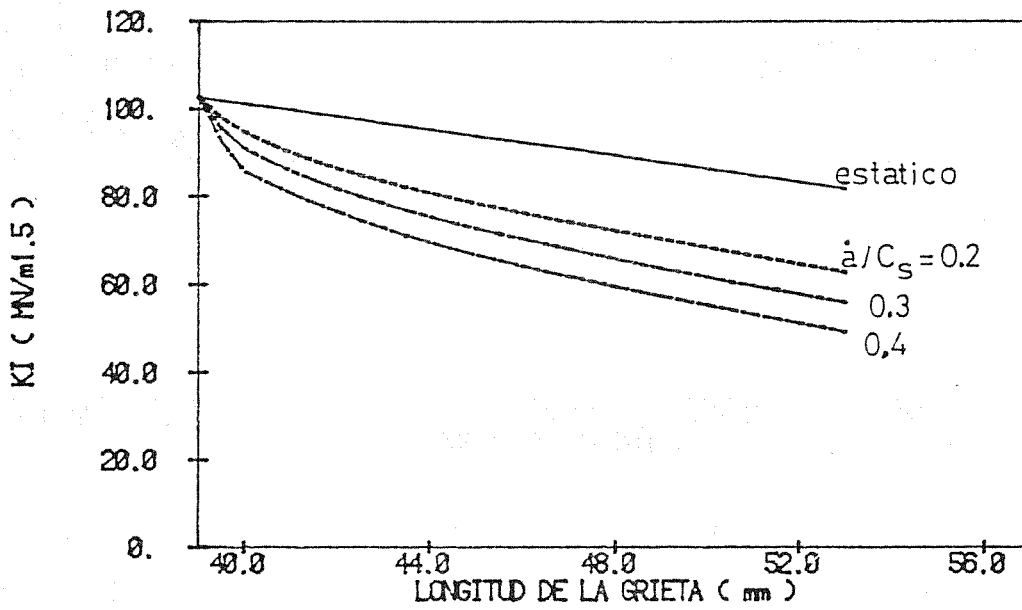


Fig. 8 Comparación cuasiestática-dinámica (3ª propagación)

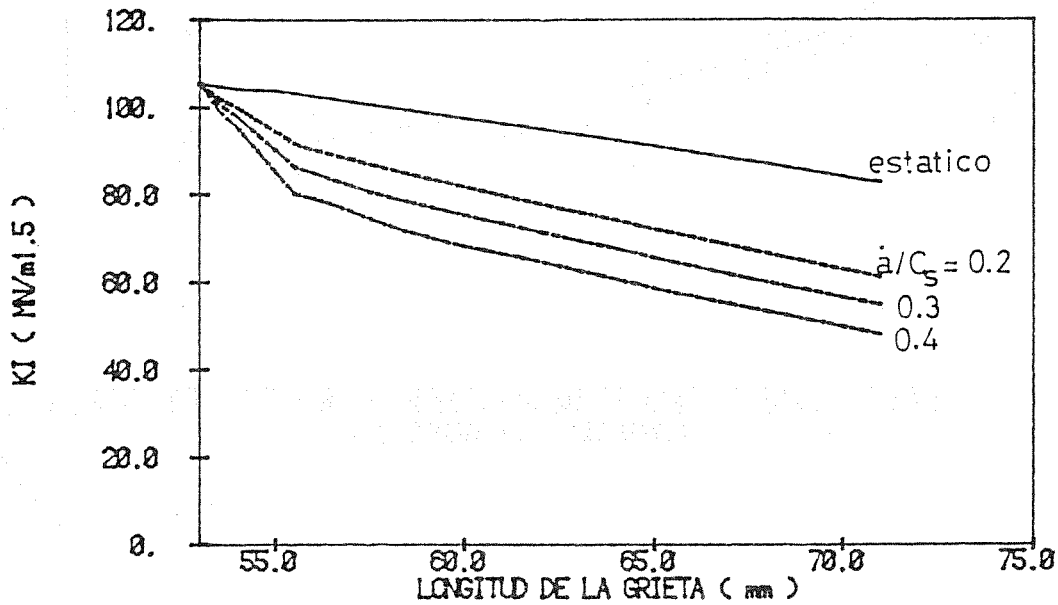


Fig. 9 Comparación cuasiestática-dinámica (4ª propagación)

FRACTURA POR ENFRIAMIENTO SOBRE VIGAS ENTALLADAS

JAIME PLANAS, PABLO MATURANA Y MANUEL ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

Se estudia el problema de tensiones inducidas por la no uniformidad de temperaturas al ser enfriada una viga entallada de sección rectangular de materiales como el hormigón.

El análisis se realiza simplificandolo a un caso bidimensional, y permite fijar los criterios de enfriamiento de manera de no producir un deterioro excesivo del material ni un desarrollo de la zona de fractura.

SUMMARY

Problems related with induced stress to temperature non uniformity during cooling have been studied, the study involves materials like concrete.

The present analysis is a bidimensional study, and it is used to limit rates of cooling in notched beams to prevent microcracking and the development on fracture process zone.

1. INTRODUCCION

Al ser enfriado un elemento estructural el flujo térmico impuesto origina la aparición de un campo de temperaturas no homogéneo. En materiales como el hormigón, que poseen una baja conductividad térmica, la diferencia de temperaturas en una sección del elemento puede llegar a ser muy importante, de forma que las tensiones internas generadas pueden llegar a ocasionar la rotura del elemento o bien provocar un daño importante.

El propósito de este trabajo es encontrar una aproximación razonable del campo de tensiones que se induce cuando se enfría a velocidad constante una viga entallada de hormigón, hasta que alcanza un régimen estacionario, de forma que se puedan establecer criterios limitativos para las velocidades de enfriamiento.

Cuando son enfriados materiales como el hormigón, la velocidad de enfriamiento debe limitarse, fundamentalmente, de forma que durante el proceso no se produzca la microfisuración difusa del material ni el crecimiento de fisuras localizadas.

El análisis riguroso del problema requiere un tratamiento tridimensional en que se tenga en cuenta la dependencia del tiempo y la no linealidad del material; en este primer trabajo, mediante algunas simplificaciones razonables se ha reducido el problema a un estudio bidimensional, independiente del tiempo y lineal.

Para estudiar el comportamiento del material que se encuentra localizado en el fondo de la fisura, se ha considerado que la zona en proceso de fractura se comporta como una fisura cohesiva y que el tamaño de esta zona es muy reducido en comparación a una dimensión característica de la pieza, por lo que se encuentra en el límite del «Small Scale Yielding», lo que hace que el estado del material en dicha zona se encuentre totalmente caracterizado por el factor de intensidad de tensiones nominal K_{IN} , de acuerdo con lo indicado en [1].

El análisis ha sido desarrollado en tres etapas. En la primera, se obtiene la distribución de temperaturas para la situación más desfavorable del proceso de enfriamiento. En la segunda, se evalúan las tensiones remotas inducidas en el proceso como resultado del campo de temperaturas obtenido. Finalmente, se calcula el factor de intensidad de tensiones nominal K_{IN} inducido, aproximando el problema a un caso bidimensional, promediando las tensiones en el espesor de la viga y utilizando una formulación de Green.

2. ESTIMACION DE LA DISTRIBUCION DE TEMPERATURAS

La distribución de temperaturas ha sido estimada efectuando previamente tres hipótesis fundamentales:

- H.1 Se supone que la relación longitud/espesor de la viga es suficiente para que los efectos de los extremos sean despreciables, lo que es formalmente equivalente a considerar una viga indefinida.
- H.2 Se considera que la convección en la entalla es baja, despreciándose la alteración que se pueda provocar en el campo de temperaturas de la sección de entalla.
- H.3 Se asume que el calor específico y la conductividad térmica del material permanecen constantes (independientes de la temperatura), ocurriendo por tanto lo mismo con la difusividad térmica D_T (se pueden considerar valores medios para el intervalo de temperaturas).

Las hipótesis realizadas permiten reducir el problema al estudio de la distribución de temperaturas en una sección transversal de la viga, lo cual requiere resolver la ecuación bidimensional de conducción térmica para una sección rectangular con las condiciones de contorno adecuadas.

Las condiciones de contorno que se han de considerar, dependen del equipo de enfriamiento utilizado, en especial del coeficiente de convección disponible, así como, del tipo de control del proceso (control de velocidad de enfriamiento del gas o control de la velocidad de enfriamiento de la superficie de la probeta). En este trabajo se ha considerado que la temperatura superficial de la probeta T_S es enfriada a velocidad constante v , desde una temperatura inicial homogénea T_0 , por lo que la variación de la temperatura en la superficie es lineal, con lo cual:

$$T_S = T_0 - vt \quad (1)$$

en tales condiciones se puede demostrar que la diferencia de temperaturas en la probeta tiende exponencialmente con el tiempo a un valor asintótico independiente del tiempo. Si en una sección transversal de la viga se toma un sistema de ejes (x,y) centrados y paralelos respectivamente al espesor b y al canto d , se tiene:

$$T(x,y,t) \approx T_S + T_1(x,y) \quad \text{para } t \gg \left[\frac{bd}{2(b+d)} \right]^2 \frac{1}{D_T} \quad (2)$$

$$T_1(x,y) = 0 \text{ en el contorno} \quad (3)$$

reemplazando la ecuación (2), en la ecuación de general de la transmisión de calor, se obtiene la siguiente ecuación cuasi-armónica para T_1 :

$$\nabla^2 T_1(x,y) = -v/D_T \quad (4)$$

La solución de esta ecuación para una sección rectangular con la condición

de contorno dada en (3) es bien conocida y se puede escribir de la forma:

$$T_1(x,y) = v t_o S(x^*,y^*;s) \quad (5)$$

donde,

$$t_o = b^2/4D_T \quad (6)$$

$$x^* = x/b ; y^* = y/d ; s = d/b$$

siendo,

$$S(x^*,y^*;s) = \frac{16}{\pi^3} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{(-1)^m \cos[(2m+1)\pi x^*]}{(2m+1)^3} \left[1 - \frac{\text{ch}[(2m+1)\pi S y^*]}{\text{ch} \left[\frac{(2m+1)\pi S}{2} \right]} \right] \quad (7)$$

La máxima diferencia de temperaturas en la probeta ΔT es muy fácil de medir durante el proceso de enfriamiento, y está dada por $T_1(0,0)$. Luego la ecuación (2) se puede reformular en términos de la diferencia de temperaturas, obteniéndose finalmente la distribución asintótica de temperaturas:

$$T(x,y,t) = T_s + \Delta T S(x/b, y/d; d/b)/S_0(d/b) \quad (8)$$

donde $S_0(d/b)$ representa el valor $S(0,0; d/b)$.

Esta distribución de temperaturas, se puede considerar como una "distribución de proyecto", ya que representa la situación límite para determinar el campo de tensiones remotas.

3. ESTIMACION DEL CAMPO DE TENSIONES REMOTAS

El campo de tensiones remotas se calcula para secciones suficientemente alejadas de la entalla, o, lo que es lo mismo, para una viga indefinida sin entalla.

En estas hipótesis y dadas las simetrías que presenta el problema, las secciones permanecen planas y paralelas y, por tanto, la deformación unitaria longitudinal es constante en cualquier sección. Esto puede escribirse como:

$$\epsilon(x,y) = \langle \epsilon \rangle \quad (9)$$

donde el símbolo $\langle \rangle$ representa el valor promediado sobre la sección transversal.

La condición de equilibrio de la sección se reduce a imponer que la fuerza longitudinal resultante sobre una sección recta sea nula, o, de manera equivalente, que el valor medio de la tensión longitudinal para la sección completa sea nulo:

$$\langle \sigma \rangle = 0 \quad (10)$$

Las ecuaciones (9) y (10) permiten resolver el problema si se aceptan las hipótesis simplificadoras de Resistencia de Materiales, y se dispone de las relaciones tensión-deformación (uniaxiales) para el hormigón.

El comportamiento termomecánico del hormigón saturado a muy bajas temperaturas es altamente no lineal [3], [4], [5]. Sin embargo, para el caso deseable de que las diferencias de temperaturas y las tensiones inducidas sean pequeñas, es posible utilizar una versión linealizada del comportamiento, de la forma siguiente. Sea $\epsilon_T(T)$ la deformación experimentada por un elemento libre de tensión al alcanzar la temperatura uniforme T. Escribiremos que la deformación para este elemento para temperatura $T+\Delta T$ y tensión σ (ΔT y σ suficientemente pequeño):

$$\epsilon(T + \Delta T, \sigma) = \epsilon_T(T) + \frac{\sigma}{E(T)} + \alpha(T) \Delta T \quad (11)$$

donde $E(T)$ es el módulo de deformación instantáneo y $\alpha(T)$ el coeficiente de dilatación tangente, dado por:

$$\alpha(T) = \frac{\partial \epsilon_T(T)}{\partial T} \quad (12)$$

Particularizando la ecuación (11) para la distribución de temperaturas (2), identificando $T_1(x,y)$ con T, resulta:

$$\epsilon(x,y) = \epsilon_T(T_S) + \frac{\sigma(x,y)}{E(T_S)} + \alpha(T_S) T_1(x,y) \quad (13)$$

Promediando (13) sobre la sección y teniendo en cuenta (10), resulta,

$$\langle \epsilon \rangle = \epsilon_T(T_S) + \alpha(T_S) \langle T_1 \rangle \quad (14)$$

y sustituyendo (14) y (13) en (9) puede despejarse la distribución de tensiones:

$$\sigma(x,y) = \alpha E (\langle T_1 \rangle - T_1(x,y)) \quad (15)$$

Utilizando la expresión previamente obtenida para T_1 , ecuación (8), resulta:

$$\sigma(x,y) = \alpha E \Delta T (\langle S \rangle - S)/S_0 \quad (16)$$

El hormigón saturado presenta al ser enfriado una fuerte expansión en el intervalo de temperaturas de -20°C a -60°C , lo que corresponde a un valor negativo del coeficiente de dilatación térmica, que puede alcanzar un valor alto en términos absolutos ($30 \mu\text{m}/\text{m C}$ o más) [3], [4], de tal forma la tensión máxima vendrá dada por:

$$\begin{aligned} \sigma_{\max} &= \alpha E \Delta T \langle S \rangle / S_0 & \alpha > 0 \\ \sigma_{\max} &= |\alpha| E \Delta T (1 - \langle S \rangle / S_0) & \alpha < 0 \end{aligned} \quad (17)$$

Teniendo esto en cuenta, se ha efectuado un cálculo numérico de la expresión (17), para diferentes relaciones canto-espesor. El valor de $\langle S \rangle$, así como el de S_0 , ha sido obtenido de forma analítica integrando término a término y sumando 101 términos de la serie. Los resultados así obtenidos aparecen reflejados en la figura 1.

4. CALCULO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES INDUCIDO

Por considerarse el comportamiento instantáneo del material como elástico-lineal, se puede aplicar el principio de superposición, tal como se ve en la figura 2, donde el caso del estudio se descompone en dos estados: en el primero se considera la distribución de tensiones en una zona alejada de la fisura; en el segundo estado, se tiene la zona fisurada en que la zona entallada se tienen las tensiones remotas correspondientes pero en sentido inverso. Como se ve de inmediato sólo en el último caso aparece una singularidad de tensiones.

Evidentemente, el estado tensional representado en la figura 2 es tridimensional, y su tratamiento resulta muy complejo.

La solución abordada en este trabajo, consiste en efectuar una aproximación del problema a un caso plano, para lo cual se efectúa una promediación en el espesor, como se muestra en la figura 3a.

Los valores promediados en el espesor se denotan por $\langle \rangle_x$, de esta manera la distribución de tensiones se puede escribir como:

$$\langle \sigma \rangle_x (y/d; d/b) = \alpha E \Delta T (\langle S \rangle (d/b) - \langle S \rangle_x (y/d; d/b)) / S_0 (d/b) \quad (18)$$

Utilizando la aproximación para K_I obtenida del Manual de Tada [6] para el sistema de carga representado en la figura 3b, dado por la siguiente expresión

$$K_I = 2P (\pi a)^{-1/2} F(u/a; a/d) \quad (19)$$

donde la función dependiente de la geometría viene dada por:

$$F(u^*; a^*) = \frac{3.52(1-u^*)}{(1-a^*)^{3/2}} - \frac{4.35-5.28u^*}{(1-a^*)^{1/2}} + \left[\frac{1.30-0.3u^{*3/2}}{(1-u^{*2})^{1/2}} + 0.83-1.76 U^* \right] [1-(1-u^*)a^*] \quad (20)$$

se obtiene la siguiente función de Green, que permite calcular el factor de intensidad de tensiones nominal:

$$K_I = 1.128 \sqrt{a} \int_0^1 \langle \sigma \rangle_x \left(0.5 - u^* \frac{a}{b} ; \frac{d}{b} \right) F(u^*; \frac{a}{d}) du^* \quad (21)$$

El factor de intensidad de tensiones ha sido calculado numéricamente para diferentes relaciones canto-espesor y profundidad de fisura-canto, para esto se ha utilizado el método de la cuadratura de Gauss-Chebyshev (la integración se ha efectuado tomando 101 puntos en el intervalo de 0 a 1).

Los valores promediados de S aparecen implícitos en el integrando (según la ecuación (18)) y han sido evaluados analíticamente tomando los términos promediados de la ecuación (7) extendiendo el sumatorio a los mismos 101 términos de la serie. Los resultados obtenidos se encuentran representados en la figura 4 de forma adimensional.

5. ANÁLISIS DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos permiten establecer un criterio de enfriamiento adecuado en materiales como el hormigón, ya que conociéndose la máxima diferencia de temperaturas obtenidas durante el proceso es posible evaluar la tensión remota alcanzada en una sección y el crecimiento de la fisura preexistente.

Por otra parte, este estudio permite establecer cuál será la máxima diferencia de temperaturas admisibles en la probeta de manera que no se produzca microfisuración difusa debido a la tensión remota (figura 1), ni un crecimiento de la fisura al conocer cual será el valor nominal del factor de intensidad de tensiones K_{IN} (figura 4 y ecuación (1)).

De los resultados reflejados en la figura 1, es posible ver que para vigas de relaciones canto/espesor normales no existe una fuerte variación de la tensión para un mismo valor de ΔT (suponiendo el mismo tipo de material), pero sin embargo, en los resultados de la figura 4, se ve que el avance de la zona de fractura es muy sensible al tamaño del defecto inicial y es mayor para tamaños de fisura pequeños comparados con el canto de la viga, en general el máximo suele estar entorno a la relación 0,1 (tamaño de fisura/canto). Esto es muy importante de resaltar ya que para un mismo material y una misma geometría, en que sólo difiere el tamaño del defecto inicial puede ocasionar que el factor nominal de intensidad de tensiones inducido aumente al doble, por lo cual, el crecimiento de la zona de fractura es cuatro veces mayor.

Los ábacos de las figuras 1 y 4 permiten establecer condiciones para la velocidad de enfriamiento (limitación a priori) o condiciones de validez de ensayo (verificación a posteriori) cuando se pretende realizar ensayos de fractura a bajas temperaturas con un mínimo de perturbación del material. Las siguientes limitaciones podrían considerarse adecuadas:

1. Limitar la máxima tensión remota durante el enfriamiento a una cierta fracción de la resistencia a tracción f_t (fracciones de 0,5 a 0,7 podrían ser adecuadas).
2. Limitar el desarrollo de la zona de fractura (FPZ) durante el enfriamiento a una pequeña fracción del ligamento. Valores máximos del 2% podrían garantizar una precisión del 1% en la medida de la energía de fractura. La estimación del tamaño de la zona de fractura puede efectuarse utilizando la hipótesis de "Small Scale Yielding" y los resultados de [1]. En particular para K_{IN} inferior, aproximadamente, a $(0,1.E.G_f)^{1/2}$, puede tomarse:

$$(FPZ = (\pi/8) (K_{IN}/f_t)^2 \quad (22)$$

3. Limitar el valor máximo del factor de intensidad de tensiones inducido durante el enfriamiento a una fracción del valor máximo del mismo obtenido a baja temperatura. En principio esta limitación es menos restrictiva que la 2, pero se cita porque es conceptualmente muy clara.

AGRADECIMIENTOS

Los autores del trabajo expresan su agradecimiento al Comité Conjunto Hispano-Norteamericano por el financiamiento de la investigación realizada que forma parte del proyecto 83/071.

REFERENCIAS

- [1] Planas, J., Elices, M., "Un nuevo método de análisis asintótico de la propagación de una fisura cohesiva en modo I", anales de Mecánica de la Fractura, N° 3, pp. 219-227 (1986).
- [2] Luis y Luis, P., "Transmisión del calor por conducción", I.S.B.N. 84-300-9693-0, (1983).
- [3] Elices, M., Rostasy, F.S., Faas, W.M., Wiedemann, G., "Cryogenic Behaviour of materials for prestressed concrete", FIP State of the Art Report, pp. 84 (1982).
- [4] Planas, J., Corres, H., Elices, M., Chueca, R., "Thermal deformation of loaded concrete during thermal cycles from 20 C to -165 C", Cement and Concrete Research, 14, pp. 639-644, (1984).
- [5] Elices, M., Planas, J., Corres, H., "Thermal deformation of loaded concrete at low temperatures, 2: Transverse deformation", Cement and Concrete Research, 16, pp. 741-748, (1986).
- [6] Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R., "The stress analysis of cracks handbook", del Research Corporation, Hellertown, Pa, (1973).

FIGURAS

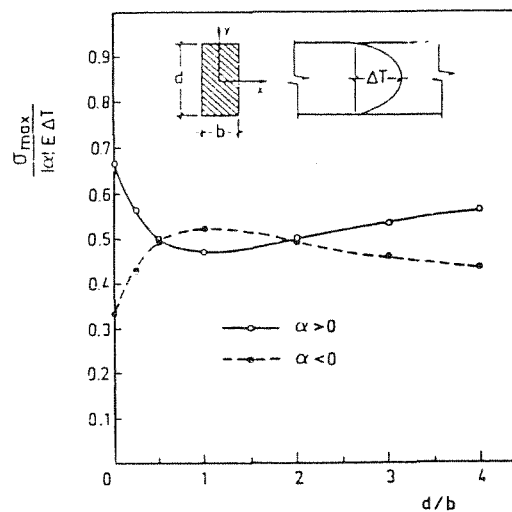


Figura 1 - Valores de σ_{max} en una sección de la probeta

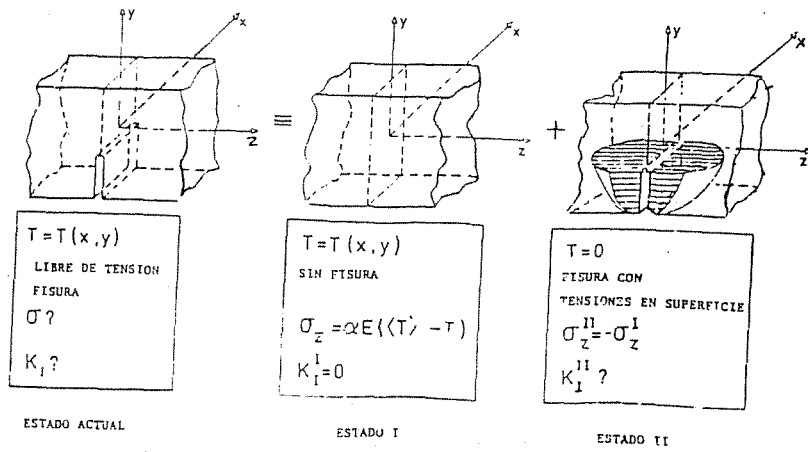


Figura 2 - Estimación del factor de intensidad de tensiones (superposición)

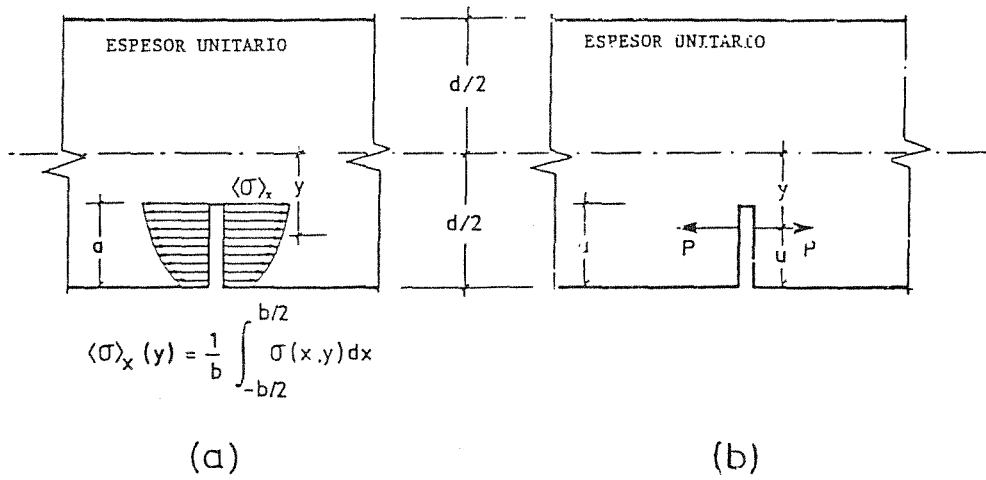


Figura 3 - Promediación a través del espesor

UTILIZACION DE PROBETAS REDUCIDAS PARA LA DETERMINACION DE
LA TENACIDAD A LA FRACTURA

Luis Anguita Delgado
Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA)
Departamento de Estructuras y Materiales Estructurales

RESUMEN.- En este artículo, la ARP 1704, Recomendación, Práctica Aeroespacial de SAE es aplicada y se obtienen valores aproximados de K_{Ic} (K_{SR}) para un acero de alta resistencia (F-1252) y una aleación aeronáutica de aluminio (2024).

Los valores de K_{SR} son comparados con los valores K_{Ic} , obtenidos por el procedimiento directo, ASTM E-399 (Acero) ó por medio de datos bibliográficos (aleación de Aluminio). Se ha encontrado una buena correspondencia tanto para la aleación de aluminio como para el acero.

ABSTRACT.- In this paper, the ARP 1704, Aerospace, Recommended, Practice of SAE is applied and close values of K_{Ic} (K_{SR}) for a high strength steel (F-1252) and aeronautic aluminium alloy (2024) are obtained.

The values of K_{SR} are compared with values K_{Ic} , obtained by direct procedure, ASTM E-399 (steel) or by means of bibliographic data (aluminium Alloy). A good correspondance has been found for the aluminium alloy and for the steel.

RESUME.- Dans le présent ouvrage son exposés les résultats obtenus par l'application de la recommandation pratique SAE ARP 1704 pour obtenir valeurs approximatifs de K_{Ic} (K_{SR}) a l'ocassion d'un acier d'haute résistance (F-1252) et d'une alliage légère structurel aéronautique (2024).

Les valeurs de K_{Ic} obtenus avec le méthode direct pur l'acier et les obtenus de la bibliographie pur l'alliage d'aluminium sont confrontés avec les valeurs d K_{SR} obtenus trouvant une bonne correspondance dans le cas de l'alliage d'aluminium et dans le cas de l'acier.

1.- INTRODUCCION

La determinación experimental de los valores del parámetro de tenacidad de fractura K_{Ic} en materiales de elevada tenacidad, puede presentar dificultades debido al tamaño de probetas requerido por el método de determinación directa S/N ASTM E-399 [1] (y suplemento E-645 para aleaciones ligeras); la dificultad no se refiere específicamente al ensayo en sí, sino a que en muchos casos el límite del tamaño de la probeta viene impuesto por la disponibilidad de material ya sea porque no se fabrica el material en las dimensiones requeridas o porque para una aplicación concreta de evaluación de K_{Ic} sobre un elemento en servicio o elemento preconformado no sea posible obtener la probeta requerida (por ejemplo en la evaluación de pérdida de características en cuanto a K_{Ic} en componentes en servicio en instalaciones atómicas debido a la enfragilización por absorción de neutrones y en la comprobación de K_{Ic} en elementos preconformados para la obtención de largueros de aviones).

El requisito de tamaño S/N ASTM E-399 es que $B \geq 2.5 (K_{Ic}/\sigma_{ys})^2$ (donde B es el espesor y σ_{ys} es el límite elástico) aunque el requisito dimensional para obtener K_{Ic} a través del valor experimental de J_{Ic} S/N ASTM E-813 [2] es menor, $B \geq 25(J_{Ic}/\sigma_y)$ (donde σ_y es la media entre el esfuerzo de rotura y el límite elástico) sigue constituyendo una seria dificultad en muchos casos. Las posibilidades que, a este respecto, brindan las probetas con entallas laterales son tentadoras ya que según ARP 1704 [3] el requisito de tamaño para estas probetas es $B \geq (K_{SR}/\sigma_{ys})^2$.

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos al aplicar la recomendación práctica SAE ARP 1704 para obtención de valores aproximados de K_{Ic} (K_{SR}) en el caso de un acero de alta resistencia y de una aleación ligera estructural aeronáutica. Para el acero, se han elegido dos tratamientos térmicos: uno que permite la obtención directa de K_{Ic} con probeta de ancho $B=25\text{mm}$ y otro para obtener J_{Ic} por el método de la integral J (ASTM E-813) con probetas de igual ancho. Los valores de K_{Ic} obtenidos por el método directo y a partir de J_{Ic} son comparados con los valores de K_{SR} según ARP 1704.

En la aleación ligera, el valor de K_{SR} es comparado con los valores de K_{Ic} disponibles.

2.- MATERIALES Y PROBETAS EMPLEADAS

<u>Material</u>	<u>Tratamiento</u>	<u>Tipo de probeta</u>	<u>Orientación</u>	<u>Ensayo</u>	<u>Dimensión B(mm)</u>
2024	T 851	Entalla lateral recta	LT	K_{SR}	25
2024	T 851	Entalla lateral curvada	LT	K_{SR}	25
2024	T 851	Entalla lateral curvada	ST	K_{SR}	25
F-1252	42-43 HRC	CTS	LT	K_{Ic}	25
F-1252	42-43 HRC	CTS	LT	K_{Ic}	46
F-1252	42-43 HRC	Entalla lateral recta	LT	K_{SR}	25
F-1252	37-38 HRC	CTS	LT	J_{Ic}	25
F-1252	37-38 HRC	CTS	LT	J_{Ic}	46
F-1252	37-38 HRC	Entalla lateral recta	LT	K_{SR}	25

El tipo de probeta así como las dimensiones relativas entre probetas se pueden apreciar en las figuras 1 y 2.

3.- ENSAYOS REALIZADOS Y RESULTADOS OBTENIDOS

Los ensayos se realizaron en una máquina universal AMSLER instrumentada con célula de carga y extensómetro M.T.S. La precisión del sistema de carga está dentro de $\pm 1\%$ habiéndose comprobado con anillos patrón. Asimismo los extensómetros fueron comprobados mediante un calibrador de extensómetros de la marca INSTRON.

Las normas aplicadas han sido las siguientes:

- ASTM E-399 : para la determinación directa de K_{Ic}
- ASTM E-813 : para la determinación de K_{Ic} a través de J_{Ic}
- SAE-ARP 1704 : para la determinación de K_{SR} . En este caso para la evaluación de los resultados se ha seguido el procedimiento general descrito en [3], [4] y [5], así como el procedimiento operativo indicado en [6].

En los ensayos realizados para la obtención de J_{Ic} , los desplazamientos han sido medidos en la cara frontal de la probeta CTS y posteriormente fueron convertidos a desplazamientos en línea de carga a través de la expresión dada en [7]. El procedimiento seguido para el cálculo de J_{Ic} es la técnica discontinua o multiprobeta tal como se indica en ASTM-E-813. Debido a que, para convertir valores de J_{Ic} a K_{Ic} y valores de desplazamiento en la cara frontal a valores de desplazamiento en línea de carga, interviene el módulo de elasticidad, se realizaron ensayos de tracción sobre probetas de acero F-1252 en el estado de 37-38 HRC; obteniéndose los resultados siguientes (media sobre 3 ensayos).

σ_E	σ_{YS}	E
0,2%		
Kg/mm ²	Kg/mm ²	Kg/mm ²
119	125	21072

3.1.- Resultados obtenidos en los ensayos para la determinación de K_{SR} .

Material	Orientación	K_{SR} (MPA/ \sqrt{m})	Observaciones
2024-T851	LT	26'5	1 probeta con entalla lateral curvada.
	LT	26'4	media de 3 probetas con entalla lateral recta.
	ST	20'0	1 probeta con entalla lateral curvada.
F-1252/42-43HRC	LT	76'6	media de 3 probetas con entalla lateral recta.
F-1252/37-38HRC	LT	---	no se pudo obtener ningún valor por no haber propagación de grieta en las condiciones que exige el procedimiento.

3.2.- Resultados obtenidos en los ensayos para la determinación de K_{IC}

Material	Dimensión B(mm)	K_{SR} (MPA/ \sqrt{m})	Observaciones
F-1252/42-43HRC	25	102'0	Media de 3 ensayos
	46	77'8	Media de 2 ensayos

3.3.- Resultados obtenidos en los ensayos para la determinación de J_{Ic}
(F-1252/37-38HRC).

Dimensión B(mm)	Valores individuales		J_{Ic} (Kg/mm)	$K_{Ic} = \sqrt{J_{Ic}E}$ (MPa \sqrt{m})
	J(Kg/mm)	Δa (mm)		
25	11'0	0,31	13,3	163,9
	14'5	0,37		
	18'1	0,42		
	17'3	0,64		
	18'9	0,92		
	17'3	0,94		
	17'4	1,21		
46	11'7	0,39	8,9	134'1
	12'1	0,43		
	11'6	0,77		
	17'4	1,18		

4.- ANALISIS DE RESULTADOS

- a) El siguiente cuadro ilustra la comparación entre los valores obtenidos de K_{SR} con las probetas de la aleación de aluminio 2024-T851 y los valores de K_{Ic} disponibles en la bibliografía.

Orientación	K_{SR} (MPa \sqrt{m}) ensayo	K_{Ic} (MPa \sqrt{m}) bibliografía	Referencia bibliográfica
LT	26'5	23'8	[8]
	26'4	27'4	[9]
ST	20'0	17'6*	[8]
		18'0*	[9]

(*) Valor para orientación SL.

Se puede apreciar la muy buena correspondencia entre los valores de K_{SR} para orientación LT y los valores de K_{Ic} para la misma orientación, los valores encontrados 26'5 MPa \sqrt{m} y 26'4 MPa \sqrt{m} están situados entre los valores de 23'8 MPa \sqrt{m} y 27'4 MPa \sqrt{m} encontrados en la bibliografía, además los valores obtenidos con probeta con entalla lateral curvada 26'5 MPa \sqrt{m} y con entalla lateral recta 26'4 MPa \sqrt{m} son prácticamente coincidentes.

Los valores para orientación ST son ligeramente superiores que los valores de bibliografía pero hay que tener en cuenta que estos últimos

son para orientación SL confirmando la realidad de que la tenacidad en orientación SL es ligeramente inferior que en orientación ST.

F - 1252

42/43 HRC

b)

K_{SR} (MPa \sqrt{m}) s/ARP 1704	K_{Ic} (MPa \sqrt{m}) s/n ASTM E399
87.7/77.8/77.9/74.1	102.0 (B=25) 77.8 (P=46)

Los valores individuales de K_{SR} obtenidos en el acero F-1252 tratado a 42-43 HRC son los reflejados en la parte izquierda del cuadro anterior se aprecia que un valor (87'7 MPa \sqrt{m}) está muy alejado del resto de los valores que a su vez están muy agrupados, este valor se obtuvo de una probeta perteneciente a un lote de tratamiento térmico distinto, al lote del resto de las probetas que dieron resultados válidos, este hecho unido a que las probetas que dieron ensayos no válidos, por no propagarse la grieta según las condiciones que exige el procedimiento pertenecían al mismo lote de tratamiento que la probeta que dio 87'7 MPa \sqrt{m} , lleva a la conclusión de que algo extraño ha pasado en el tratamiento térmico de este lote y por tanto este valor es rechazable. Considerando por tanto los tres valores restantes, nos da un valor medio de 76'6 MPa \sqrt{m} , comparando este valor con los valores obtenidos con probetas s/n ASTM E399 102 MPa \sqrt{m} (B=25) y 77'8 MPa \sqrt{m} (B=46) se aprecia que es prácticamente coincidente con el valor inferior (probetas B=46) que en principio y por significado físico, se estima un valor más correcto de comparación.

Esta gran diferencia entre los valores obtenidos s/n ASTM E399 no son consecuencia de una dispersión anómala en los resultados de los ensayos ya que los 3 valores de K_{Ic} para B=25 han sido de 101'5, 102'0 y 102'6 MPa \sqrt{m} y los dos de K_{Ic} para B=46 han sido 78'1 y 77'5 MPa \sqrt{m} .

Si comparamos los diagramas típicos obtenidos, figuras 4 y 5 podemos apreciar que para el caso de B=46 mm no hay ninguna deformación plástica y nos aproximamos al caso ideal de deformación plana, en cambio para B=25 mm sí hay deformación plástica, por tanto el valor de K_{Ic} como parámetro intrínseco del material sería el obtenido para la probeta de ancho B=46 mm.

Bajo estas premisas los valores de K_{SR} y K_{Ic} son prácticamente coincidentes para el acero F-1252 tratado a 42-43 HRC.

c) Haciendo una comparación entre sí de los valores de J_{Ic} obtenidos en el acero F-1252 tratado a HRC 37-38 con probetas de ancho 25 y ancho 46 mm, se puede apreciar que hay una diferencia del 49% (13'3 Kg/mm y 8'9 Kg/mm) diferencia bastante significativa que no debe sorprender ya que

la influencia del ancho B en los valores de J_{Ic} es un hecho ya comprobado por diversos autores. Los valores de J_{Ic} convertidos a K_{Ic} no han podido ser comparados con los valores K_{SR} ya que, como se indicó en el apartado III.1, el ensayo realizado no resultó válido.

5.- CONCLUSIONES

- El uso de probetas reducidas según ARP 1704 da valores acordes con los valores de K_{Ic} tanto con los bibliográficos para el caso de la aleación de aluminio 2024-T851, como con los determinados por el método directo.
- Se ha encontrado una gran diferencia entre los valores obtenidos de K_{Ic} por el método directo s/n ASTM E-399 con probetas de ancho B=25 y B=46, aún cumpliendo todos los requisitos exigidos en dicha norma.

Dicha norma quizás tendría que ser más restrictiva a la hora de admitir deformación plástica en la probeta tal como hace la BS-5447.

- Se ha encontrado una diferencia significativa entre los valores de J_{Ic} obtenidos para probetas de ancho B=25 y ancho B=46 por tanto hay una dependencia de J_{Ic} con el espesor. El valor de J_{Ic} se debería de establecer en el punto de iniciación de propagación (punto en el que la curva de respuesta se separa de la línea de bloqueo) ya que este punto sí que es independiente del espesor de probeta.

6.- REFERENCIAS

- [1] ASTM E-399-78 standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials.
- [2] ASTM E-813-81 standard test for J_{Ic} , a measure of fracture toughness.
- [3] SAE-ARPl704-81 short-bar fracture toughness of metallic materials.
- [4] D.H. Sherman, "Fracture toughness. Testing using chevron-notched specimens", Metals Handbook, Vol. 8, ASM, pag. 469-475.
- [5] L.M. Barker and F.I. Baratt. "Comparisons of fracture toughness measurements by the short rod and ASTM standard method of test for plane-strain fracture toughness of metallic materials (E-399). Journal of Testing and Evaluation, ASTM, May 1980.
- [6] The fracjack systems 4700, 4701 and 4702 owner's manual. Terra Tek Systems.
- [7] B. Nageswara Rao and a.R. Acharya. "Evaluation of J_c from the recorded front face displacement on CT specimens". Engineering Fracture Mechanics. Vol. 24, nº 4, pp 625-628, 1986.
- [8] Cambell, Gerberich, Underwood. "Application of fracture mechanics for selection of metallic structural materials". ASM 1982.
- [9] Aerospace structural metals handbook. Department of Defense (USA). Belfour Stulen, Inc. Dec. 80.

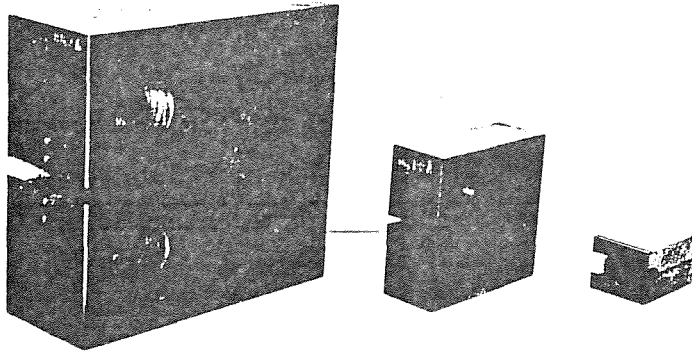


Figura 1

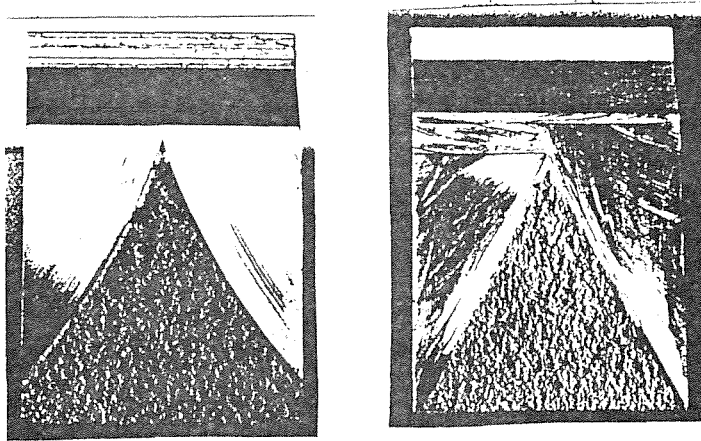


Figura 2

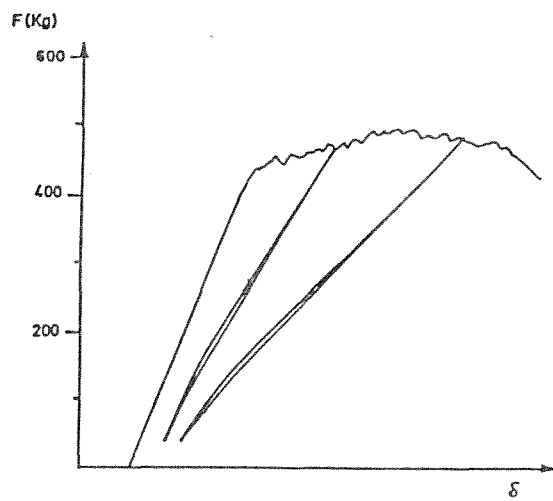


Figura 3 - Diagrama obtenido con probeta de la aleación 2024-T851 y entalla lateral curvada.

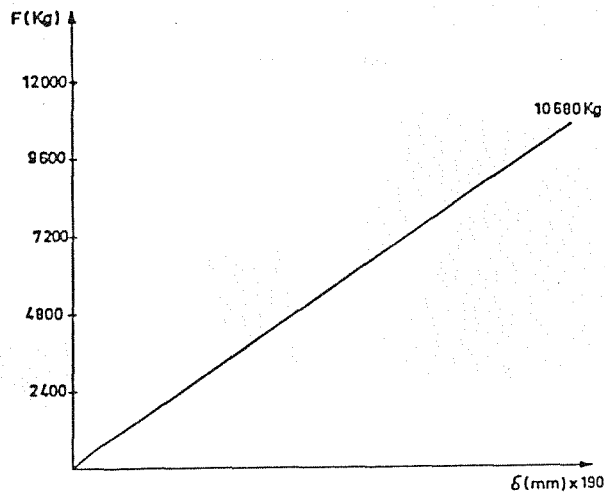


Figura 4 - Diagrama típico obtenido con probeta de ancho $B = 46$ mm.

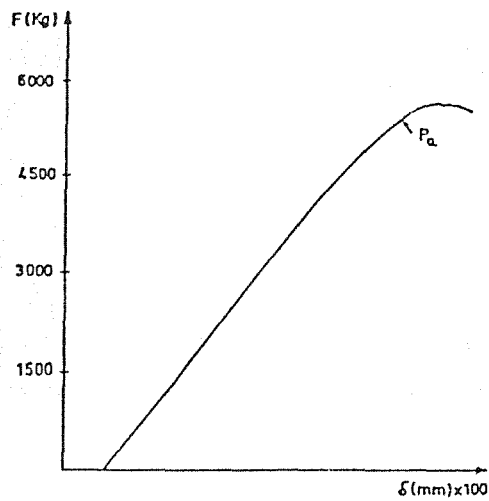


Figura 5 - Diagrama típico obtenido con probeta de ancho $B = 25$ mm.

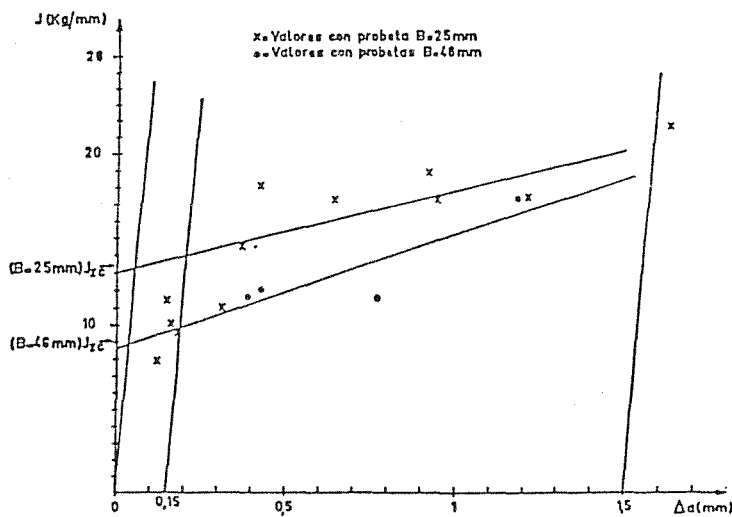


Figura 6 - Curvas de Respuesta $J-\Delta a$

SEGUIMIENTO DEL CRECIMIENTO DE FISURAS EN MATERIALES METALICOS MEDIANTE
LA MEDIDA DE RESISTENCIA ELECTRICA CON DETECCION SINCRONA

R. López, R. Tapia, J. Rodríguez.- E.U.I.T.I. Universidad de Cantabria
F. Gutierrez Solana, J. González.- E.T.S.I.C.C.P. Universidad de Cantabria
J.C. Gómez-Sal.- Facultad de Ciencias. Universidad de Cantabria

RESUMEN- *En este trabajo, se presenta un método alternativo a los convencionales para la caracterización de fisuras en materiales metálicos. Este método se basa en la medida de la resistencia eléctrica, con corrientes alternas de baja intensidad y detector síncrono. Una calibración sobre probetas DCB, se ha realizado por diferentes métodos, observándose un comportamiento lineal en las variaciones relativas de la resistencia con la longitud de la fisura.*

Se presenta la aplicación a un caso de proceso de corrosión bajo tensión, en aceros tipo AISI 4135, obteniéndose información no alcanzable por otros métodos respecto a los estados de incubación, propagación y parada.

ABSTRACT- *In this work we present a method for crack characterization in metallic materials, which is alternative to the conventional ones. This method is based in the mesure of the electrical resistance in a.c. with Lock'in detection. The calibration with DCB samples has been performed by different methods. We have observed the same linear behaviour between the relative variations of the resistance with the crack length.*

We present an applicaton to stress corrosion processes in AISI 4135 steels. A good information about the states of incubation, propagation and stop, not allowed by other methods, has been obtained.

ABSTRAIT- *Dans ce travail nous presentons une méthode pour la caracterization de fisures dans les matériaux métalliques. Ce méthode est alternatif pour les outres conventionels, et il est bassé sur l'emploi des mesures de résistance electrique dans courant alternatif avec détection synchrone. Une calibration avec echautillous DCB a été réalisé par diferentes méthodes. Nous avons obtenue un comportement lineare de les variations relatives de le resistance avec la longueur de la fissure.*

Nous avons fait une application de cette méthode pur aciers du type AISI 4135 qui nous a donné une très bonne information sur les états de incubation, propagation et arrêt. Cette information peut être obtenue tres difficilement par les autres méthodes.

1.- INTRODUCCION

En el seguimiento de los procesos de propagación de fisuras se vienen utilizando métodos convencionales, entre los que destacan los de microscopía óptica y los de medidas de caída de potencial con corriente continua [1], los primeros presentan como principal limitación que la fisura es observada en la superficie, y no permite un seguimiento continuo "in situ". Los de corriente continua suelen utilizarse con altas densidades (3.2 A) [2] lo que puede interferir con alguno de los micro-mecanismos presentes, fundamentalmente cuando intervienen procesos electroquímicos. Verpoest y Neyrinck [3] han propuesto la utilización de corriente alterna, de alta frecuencia, para un estudio de microfisuras superficiales.

En los últimos años se ha puesto a punto en nuestros laboratorios un dispositivo que permite la medida de resistencia eléctrica en materiales metálicos, en función de la temperatura, que nos proporciona una gran sensibilidad y precisión [4]. Este dispositivo que emplea también la técnica de corriente alterna, puede ser adaptado para las medidas de propagación de fisuras, permitiendo sus características obviar gran parte de la problemática que los métodos convencionales presentan.

En este trabajo se presenta dicho método, así como una primera aplicación al estudio de procesos de Corrosión Bajo Tensión.

2.- DISPOSITIVO EXPERIMENTAL

El esquema de dicho dispositivo se muestra en la Figura 1. Un generador de gran estabilidad en amplitud y frecuencia, envía la señal a la probeta y al Lock'in para la sincronización.

Los datos de medidas de voltaje y de intensidad que atraviesa al sistema son controlados por ordenador.

Con la finalidad de conseguir que la intensidad que atraviesa la probeta tenga sobre el fenómeno de propagación el menor efecto posible, es desviada a otra probeta idéntica que actúa como testigo así sólo por el tiempo que se necesita para realizar una medida es desviada la intensidad a la probeta muestra.

Las probetas que inicialmente han sido objeto de nuestro interés son las del tipo DCB. La situación de los puntos de contacto en la probeta para paso de intensidad y medida de voltaje se han optimizado mediante un estudio previo por un método analógico. Asimismo se ha realizado una calibración de las variaciones relativas de resistencia, frente a la variación relativa de la longitud de fisura, mediante un método numérico basado en elementos finitos [5]. Esta calibración ha sido corroborada sobre probetas reales utilizando una máquina de ensayos dinámicos, en la que se han sometido las probetas a un proceso de

fisuración por fatiga, determinando el área fisurada tras la rotura de la probeta.

En la zona de interés ($0.2 < a/w < 0.7$) se observa un comportamiento lineal, representado en la Figura 2, donde se comparan ambas calibraciones.

Así pues, se dispone de un método que posibilita la determinación de las longitudes de fisura, mediante las medidas de la resistencia eléctrica que presenta la probeta. Se pueden apreciar variaciones en la longitud de fisura de 0.1 mm que corresponden a variaciones relativas del 3×10^{-3} en resistencias.

3.- APLICACION A LA CORROSION BAJO TENSION (CBT)

El estudio de la caracterización de los fenómenos de corrosión bajo tensión, por métodos basados en la Mecánica de Fractura [6], necesita un conocimiento preciso de la velocidad de propagación en función del estado tensional del fondo de la fisura.

La aplicación de este método en los estudios de caracterización de los procesos de CBT permite una optimización en el seguimiento de la velocidad de propagación de fisuras.

Como aplicación del método se ha elegido un estudio de caracterización de la resistencia a la CBT de un acero A.I.S.I. 4135 sometido a un tratamiento de temple, inmerso en un ambiente agresivo que simula agua de mar.

Sobre la probeta, de tipo DCB, sometida a un estado tensional siguiendo la metodología descrita en anteriores trabajos [7], se ha hecho un seguimiento continuado de la propagación de las fisuras por este método, obteniéndose los resultados que se presentan en las Figuras 3 y 4.

La Figura 3 pone de manifiesto los procesos de incubación, propagación de fisura y parada de la misma en el primer estado de carga, consecuencia del mantenimiento de desplazamiento constante en línea de carga. En las sucesivas etapas de carga se hace notar la no existencia del proceso de incubación, consistente con modelos de propagación basados en fenómenos de fragilización por transporte y presencia de hidrógeno.

La Figura 4 muestra la caída continuada de la velocidad de propagación en el proceso de fisuración, no coincidente con los modelos clásicos de comportamiento que sugieren velocidad de propagación constante, y más acorde con otras observaciones experimentales.

En la Figura 5 se compara la curva de caracterización $da/dt-K_I$ calculada por este método con los datos experimentales obtenidos en base a un seguimiento óptico de la propagación [8], poniéndose de manifiesto el

buen acuerdo entre ambas.

4.- CONCLUSIONES

El método que se propone se ha mostrado en su aplicación especialmente sensible a la caracterización del proceso de CBT, en base a la medida de la velocidad de propagación, obteniéndose información no alcanzable por métodos convencionales sobre los estados de incubación, la medida de su tiempo, así como de los de propagación y parada.

Los resultados alcanzados abren nuevas vías de trabajo en cuanto al análisis de la optimización de la metodología de medida y sus aplicaciones a procesos de fisuración continuada, bien por fatiga o corrosión bajo tensión.

5.- AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de este proyecto ha sido posible gracias a su financiación por parte de la Comisión Asesora para la Investigación Científica y Técnica (CAICYT).

6.- REFERENCIAS

- [1] K. Swalbe, Advances in Fracture Research, 4, 1421-1446. 5 International Congress on Fracture Mechanics. Cannes, 1981.
- [2] R. Gangloff, R. Wei, Metallurgical Transactions, 8A, 1043-1053. 1977.
- [3] I. Verpoest, E. Aernoudt, A. Deruyttere, M. Neyrinck. Fatigue of Engineering Materials and Structures, 3, 203-217. 1981.
- [4] J. Rodríguez, R. López, J. Gómez-Sal. Anales de Física, 82, 203-208. 1986.
- [5] A. Samartín, J. Díaz-Valle. "Curso Básico de Programación del Método de los Elementos Finitos", E.S.I.C.C.P. Santander 1986.
- [6] D. Broek, Elementary Engineering Fracture Mechanics. Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- [7] J. González, F. Gutierrez-Solana, J. Varona. Anales de Ingeniería Mecánica, 1985.
- [8] J. González. Tesis Doctoral. Universidad de Cantabria, 1987.

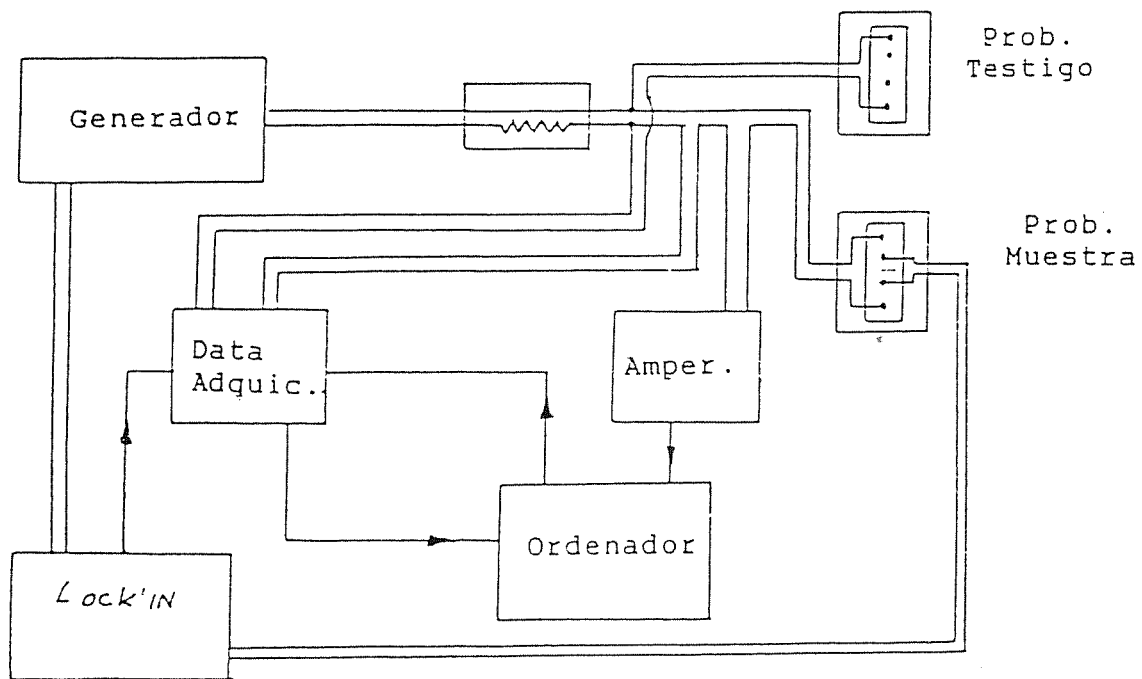


Fig.1.- Dispositivo de medidas

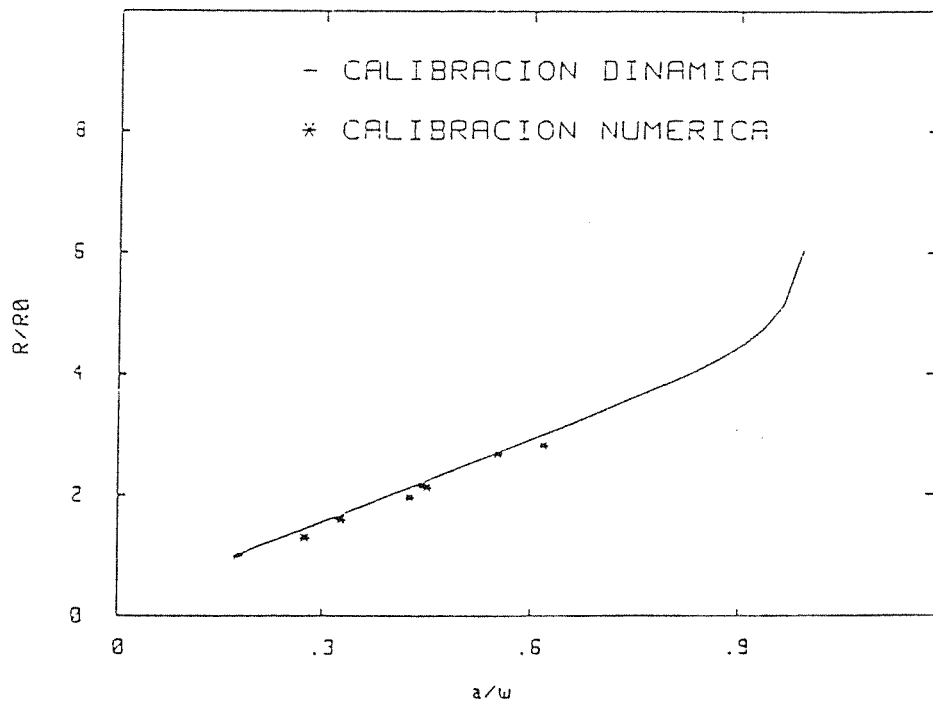


Fig.2.- Calibraciones del Método

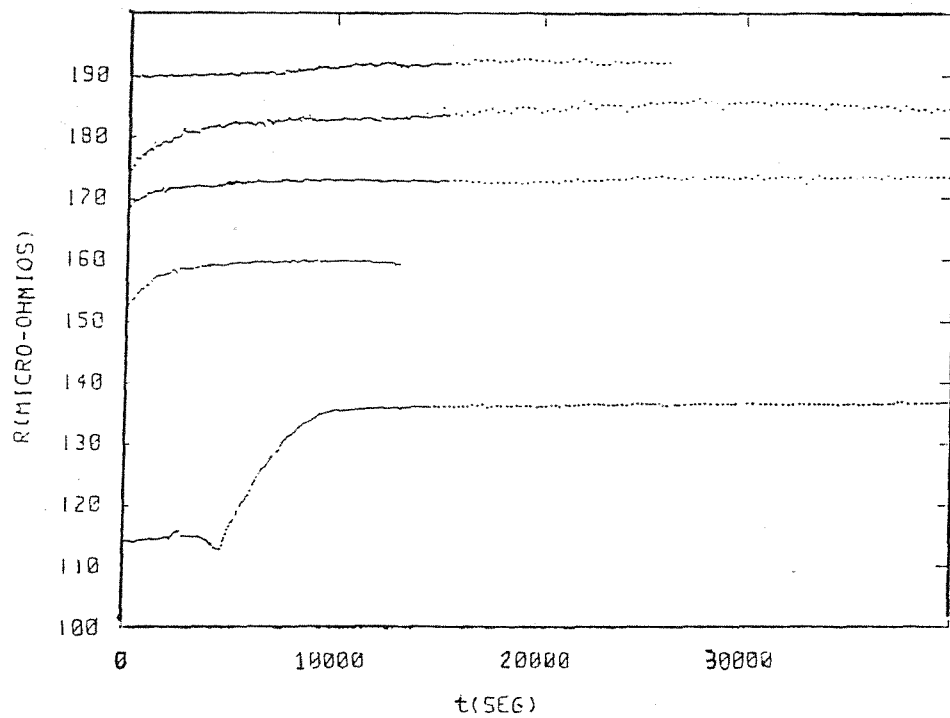


Fig.3.- Variación de resistencia eléctrica en probeta DCB sometida a CBT

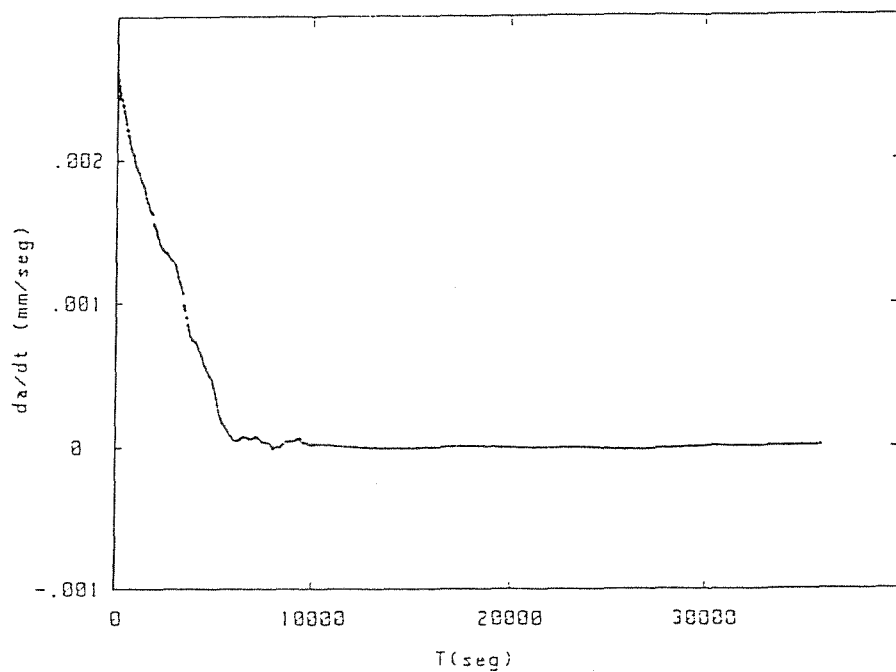


Fig.4.- Variación de la velocidad de propagación de fisura en proceso de CBT.

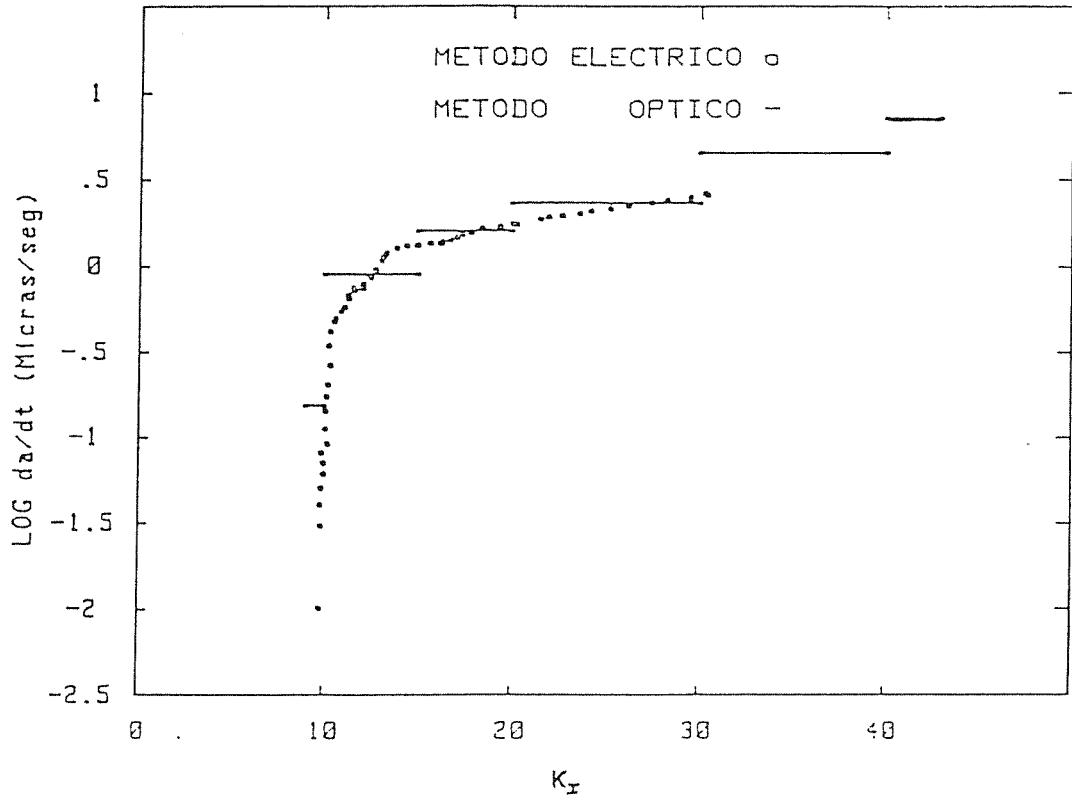


Fig.5.- Representación de la velocidad de propagación en función de K_I .

**DISEÑO DE UN DISPOSITIVO PARA LA REALIZACION DE ENSAYOS DE
FATIGA BAJO NUMERO DE CICLOS (LCF) Y ELEVADAS
AMPLITUDES DE DEFORMACION**

S. Simón García, J.M. Rodriguez Ibabe y M. Fuentes Pérez

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
(CEIT), Bº de Ibaeta s/n, 20009 - SAN SEBASTIAN

RESUMEN

Se describe el desarrollo de un dispositivo experimental que permite realizar ensayos de fatiga de bajo número de ciclos aplicando elevadas amplitudes de deformación ($\Delta\epsilon_t \leq 2\%$), así como el estudio de la interacción de procesos de fatiga y fluencia.

El equipo experimental consta de las siguientes partes: sistema de fijación de la probeta con posibilidad de centrado y alineamiento independientes, probeta de geometría "hourglass", extensometrías diametral con varillaje de cuarzo y sistema de calentamiento de la probeta por resistencia directa.

SUMMARY

It has been described the development of an experimental device that allows to realize Low Cycle Fatigue Tests applying high amplitudes of deformation ($\Delta\epsilon_t \leq 2\%$), and also the Fatigue-fluence interaction process.

The experimental equipment is made up of the following parts: specimen clamping system with possibility of independent centre and alignment, specimen of geometry "Hourglass", diametral extensometry with quartz rods and specimen heating system by direct resistance.

1. INTRODUCCION

Las condiciones de servicio a las que operan diferentes componentes de plantas de energía son cada vez más exigentes con objeto de lograr unos rendimientos más elevados. En la actualidad, los aceros inoxidables austeníticos y ferríticos que se utilizan en el diseño de recipientes, intercambiadores de calor, etc. están sometidos a temperaturas de 500-600 °C. [1]. De forma similar, los álabes de turbinas de gas de aviación construidos a base de aleaciones de níquel operan a temperaturas de hasta 700-1000 °C.

En estas condiciones, los transitorios rápidos de temperatura originan deformaciones plásticas cíclicas (fatiga de gran amplitud) y ante la existencia de periodos de mantenimiento a altas temperaturas a daño por fluencia (interacción fatiga-fluencia). En consecuencia, resulta indispensable el estudio de la respuesta de estos materiales bajo fenómenos de fatiga y de interacción fatiga-fluencia.

En este artículo se presenta un dispositivo desarrollado en el CEIT que permite realizar tanto ensayos de fatiga de gran amplitud como estudios de interacción fatiga-fluencia en condiciones similares a las que existen en las plantas de energía.

2. SITUACION INICIAL

Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina servohidráulica INSTRON de 10Tn de capacidad dinámica. Inicialmente el dispositivo para la ejecución de los ensayos fue el propio suministrado por Instron para fatiga de gran amplitud. Consistente en un horno de resistencias con tres zonas (hasta 1000°C), unas mordazas de inconel con extremos roscado y un equipo de extensometría axial doble (categoría ASTM B-1). La probeta utilizada fue la cilíndrica de sección transversal constante, (10 mm de Φ y 25 mm de longitud calibrada) con extremos roscados y con dos collarines para la fijación del extensómetro axial. En la Fig. 1 se muestra una fotografía del conjunto.

Debido a las dimensiones del horno y a la geometría del extensómetro axial, este dispositivo posee una gran esbeltez, con lo cual resulta sumamente difícil realizar ensayos de tracción compresión con grandes amplitudes de deformación, por problemas de pandeo. Por otra parte, aquellos materiales que se caracterizan por un comportamiento de endurecimiento cíclico, como por ejemplo, los aceros inoxidables austeníticos 316 y 321, experimentan un exceso de concentración de tensiones en las proximidades de los collarines de la probeta [1,2], pudiendo originar errores muy importantes en la predicción de vida (30% e incluso mayores). Todo ello condujo al diseño de un nuevo montaje que permitiera superar los problemas anteriormente señalados.

3.- DISEÑO DEL NUEVO DISPOSITIVO

Como primera medida, resulta indispensable disminuir la esbeltez del conjunto. Para ello, era necesario prescindir del horno y diseñar un dispositivo de calentamiento de dimensiones más reducidas. Se optó por el método de calentamiento por resistencia directa. Esta modificación equivalía a cambiar todo el sistema, el cual puede descomponerse en las siguientes etapas:

- sistema de fijación de la probeta con dispositivo de alineamiento.
- sistema de calentamiento por resistencia directa.
- geometría de la probeta.
- extensometría.

3.1 Sistema de fijación de la probeta con dispositivo de alineamiento

En la Fig. 2 se muestra un esquema del montaje para la fijación de la probeta. Consta de las siguientes partes:

- piezas de amarre de la probeta
- pletinas de Cu con aislamiento
- equipos de mejora del aislamiento y centrado.

3.1.1 Piezas de amarre de la probeta

El esquema del sistema de las piezas de amarre de la probeta se indica en la Fig. 3. De entre los diversos procedimientos posibles se ha elegido el de sistema de apoyo entre probeta y mordaza con arandelas de sujección, ya que la práctica experimental ha conducido a preferirlo frente al sistema de rosca que resulta más susceptible de holguras. Las piezas se han construido en un acero inoxidable 2520. El acabado de las superficies de apoyo exige que sea de rectificado con objeto de evitar la introducción de desalineamientos.

3.1.2 Pletinas de cobre con aislamientos de mica

El procedimiento de calentamiento utilizado es el de resistencia directa, el cual exige hacer circular por la probeta unas intensidades muy elevadas. La intensidad llega del grupo de potencia a través de dos conjuntos de tres cables flexibles de cobre de 125 mm² de sección, los cuales a su vez transfieren la corriente a las pletinas de cobre situadas en las bases de las mordazas (Fig. 3). Por motivos de seguridad tanto del personal como de la máquina es necesario aislar la zona comprendida entre las placas de cobre, del resto de la máquina. Dicho aislamiento se ha realizado por medio de unas capas de mica convenientemente perforadas (Fig. 2). Con objeto de que la presión de las cabezas de los tornillos no melle

las capas de mica, en ambas mordazas se han colocado unos aros de apriete sobre los que presionan directamente los tornillos.

Equipos de mejora del alineamiento y centrado

Debido a la rigidez que debe poseer todo el montaje para poder ensayar probetas a tracción-compresión, la linealidad del conjunto es un factor crítico para evitar problemas de pandeo. Para ello, en primer lugar es indispensable que todas superficies de apoyo estén rectificadas. Por otra parte, el montaje dispone de unas cuñas de alineamiento (Fig. 2) de la marca Instron que permiten introducir una corrección máxima en el desalineamiento de 1 mm/m.

Con objeto de mejorar el desalineamiento y el centrado del conjunto para poder aplicar grandes amplitudes de deformación (2%), se ha optado por construir un sistema de solidificación de un metal de bajo punto de fusión, 70°C (Metal: WOOD, siendo su composición química en peso: 50% Bi, 25% Pb, 12,4% Sn, 12.5% Cd). Este tipo de solución, de uso generalizado en los ensayos de fatiga de gran amplitud, fue introducido por Feltner y Mitchel [3]. Tras la sujeción de la probeta a las mordazas se funde el metal Wood situado en el interior de la cazoleta (Fig. 3), con lo cual la parte inferior del montaje queda independiente de la superior. De esta manera (previamente se habrá conseguido que la parte inferior esté bien alineada y centrada) se corrigen errores en la alineación y centrado del dispositivo, y a su vez se evita la introducción de tensiones de flexión en la probeta debidas al amarre. Previamente a la iniciación del ensayo, se solidifica el metal wood rigidizando todo el sistema con la ayuda de un cilindro de pretensado y de las cuñas antihuelgo. El calentamiento para la fusión del metal wood se logra mediante una cinta calefactora flexible externa aplicada sobre la cazoleta, y el enfriamiento para la solidificación mediante circulación de agua.

3.2 Sistema de calentamiento por resistencia directa

El sistema de calentamiento por resistencia directa está constituido por un grupo de potencia y una unidad de control. Las características del grupo de potencia son:

Potencia	:	5000 VA.
Tensión Primario	:	220 V.
Tensión Secundario	:	5 V.
Frecuencia	:	50-60Hz.
Intensidad Máxima	:	1000 A.

Inicialmente, el control de temperatura se realizó de forma manual modificando la potencia de salida del transformador a través del accionamiento manual del cursor de un transformador variable (varivolt) que regulaba la potencia de entrada al mismo.

Posteriormente, se desarrolló un sistema automático de control de temperatura haciendo girar, mediante la ayuda de un motor de corriente continua, el cursor de dos autotransformadores montados en paralelo, regulando de esta forma la potencia de entrada al transformador de intensidad. En la Fig. 4 se muestra el conjunto formado por los dos autotransformadores (marca Salicru, modelo ARC 7-2), el motorreductor de c.c. (marca Crouzet, modelo 82766 0, con una tensión de entrada de 12 V; tipo de motor 82760 0, tipo de reductor 81010 0) y la fuente de señales (fabricación propia, basada en un sistema de control proporcional). La unión entre el eje del rotor y el eje de los autotransformadores se ha realizado por un acople doble no rígido.

La medición de la temperatura en la probeta se ha realizado por medio de un termopar Cromel-Allumel situado en el hombro de la misma. Con objeto de conocer la temperatura en la parte central de la probeta, se determinó la curva de calibración que relaciona esta temperatura (se situó un termopar soldado en la parte central de la probeta) con la existente en la zona del hombro donde se coloca el termopar. En la Fig. 5 se muestra dicha curva de calibrado.

Este procedimiento es válido para ensayos de fatiga de gran amplitud. Sin embargo, cuando se realizan ensayos con tiempos de mantenimiento de la deformación en el pico tractivo para estudiar la interacción creep-fatiga, el sistema de lectura con el termopar situado en el hombro no es el adecuado. Debido a la inercia térmica del sistema y al elevado coeficiente de dilatación térmica de la austenita, pequeñas oscilaciones del valor de la temperatura ocasionan grandes cambios en la carga (la variación de 1°C introduce una modificación en la carga de 700 N, en probetas de 10 mm de ϕ). Todo esto hace necesario que el sistema de lectura de temperatura sea lo más rápido posible e imposibilita la colocación del mismo en el hombro de la probeta.

Para subsanar este problema, después de haber ensayado varios sistemas, se procedió a la soldadura del termopar en la zona central de la probeta. Este método presenta el inconveniente de que puede acortar la vida de la probeta favoreciendo la nucleación de la grieta en el punto de soldadura. En consecuencia, debe analizarse cuidadosamente su aplicabilidad para cada caso en particular. Por otra parte, debido a que por la probeta está circulando una intensidad muy elevada, resulta conveniente realizar la soldadura del termopar paralela al eje de la probeta, a fin de minimizar los ruidos en la señal del termopar, al encontrarse los dos hilos que constituyen el mismo a la misma altura en la unión.

3.3 Geometría de la probeta

La probeta seleccionada para realizar tanto ensayos de fatiga como de interacción fatiga-fluencia es la diametral de sección variable denominada "Hourglass". Esta probeta presenta la ventaja de la estabilidad de la forma durante el ensayo y además posee menor esbeltez que otro tipo

de geometrías, por ejemplo, la probeta de sección constante [1,4]. En la Fig. 6 se muestra la geometría y las dimensiones de la probeta. Esta va provista de un orificio en uno de los hombros para posicionar el termopar de medida de la temperatura.

3.4 Extensometría

Uno de los elementos más delicados de todo el dispositivo diseñado es el extensómetro, ya que los ensayos se realizan bajo control de deformación. La geometría de la probeta seleccionada exige la necesidad de utilizar un extensómetro diametral. Para ello, partiendo de un extensómetro de galgas tipo COD de la marca Instron, se procedió al diseño y construcción de un accesorio que transmitiera fielmente las variaciones de las dimensiones del diámetro de la probeta al extensómetro COD.

Después de desarrollar varios prototipos [5,6,7] en la Fig.7 se muestra el diseño final. Consta de una tijera compuesta por dos varillas metálicas de acero refractario que sujetan el extensómetro, una articulación a base de una lámina de acero de muelles y dos varillas de vidrio VICOX con extremo afilado, que están en contacto con la probeta. El borde afilado de las varillas se logra calentando las mismas mediante llama de soplete y a su vez juntando por presión las paredes del tubo, ajustando el acabo final mediante lijado manual. Con objeto de lograr que las varillas estén en contacto con la probeta con una cierta presión, en la parte delantera de la articulación hay una banda de caucho que une ambos lados del soporte. La presión de las varillas sobre la probeta es un factor fundamental, ya que un apriete excesivo puede originar una disminución de la vida de la probeta como consecuencia de la iniciación de la grieta por los puntos de apoyo de aquéllas.

Finalmente, todo el dispositivo está suspendido de una base (ver Fig.8) por medio de unas varillas rígidas de acero. Con objeto de que dichas varillas no estén en ningún momento en contacto con el soporte del extensómetro o con la base de amarre, se han dispuesto unas arandelas gruesas de caucho que, a la vez que sirven como elementos de rótula, permitiendo el movimiento del soporte en la dirección del eje de cargas, aíslan el extensómetro de las posibles vibraciones provenientes de la máquina.

3.5 Aplicación del dispositivo

El dispositivo de ensayos diseñado se aplicó a un acero inoxidable austenítico 316L para la realización de ensayos de fatiga de bajo número de ciclos, controlados en deformación diametral. En la Fig. 9 se pueden observar: a) la onda de control, b) la respuesta en carga y c) el ciclo de histéresis (tensión-deformación diametral) resultantes para este material para un ensayo al aire, a 600°C, con $\Delta\epsilon_d = 0,74\%$ y $f = 0,1$ ciclos/seg.

REFERENCIAS

- [1] E.G. ELLISON and R.L. LORD "The extensometer-Specimen Interface. "Techniques for High-Temperature Fatigue Testing", G. SUMMER and V.B. LIVESEY, Eds. London, 1985.
- [2] R. HALES, "Fatigue Testing Methods at Elevated Temperatures" R.P. Skelton, Ed. New York, 1983.
- [3] C.E. FELTNER and M. R. MITCHEL, "Manual of Low Cycle Fatigue Testing" ASTM 465, p. 27, Philadelphia, 1969.
- [4] J.T. BERLING, and T. SLOT. "Effect of Temperature and Rate on Low-Cycle Fatigue Resistance of AISI 304, 316 and 348 Stainless Steels, "Fatigue at High Temperature, ASTM 459, 1969, pp 3-30.
- [5] C. PARRUCHET. Contribution a l'evaluation de la méthode Strain Range Partitioning application a l'alliage base Nickel AGARD CP-243, Aalborg, Denmark, 1978.
- [6] D.J. BEAUCHAMP and E. G. ELLISON "a rig for controlled cyclic strain and temperature testing" J. Strain Anal. 17 (1), 45. 1982.
- [7] E.G. ELLISON "Creep-Fatigue interactions testing of materials Component V. Structure, T. V. Duggan. Eds. 1982.

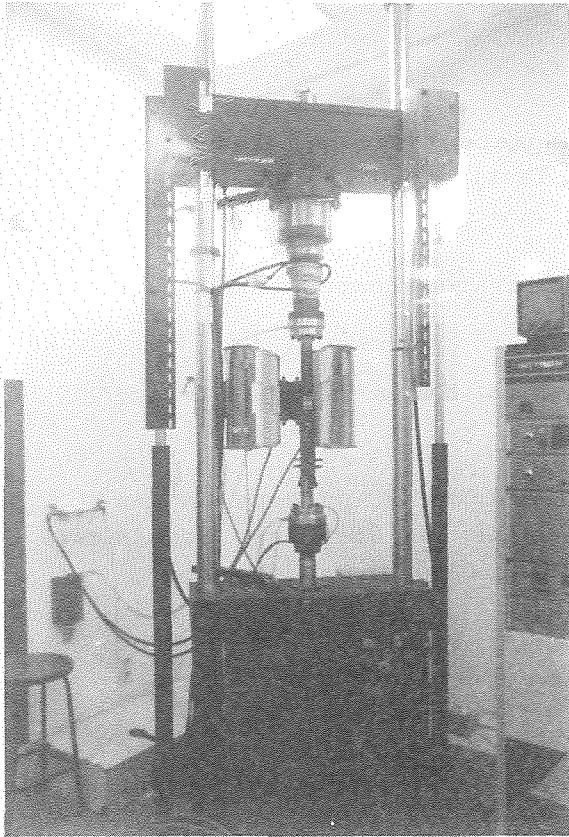


Fig. 1 - Conjunto de ensayos de fatiga, marca Instron.

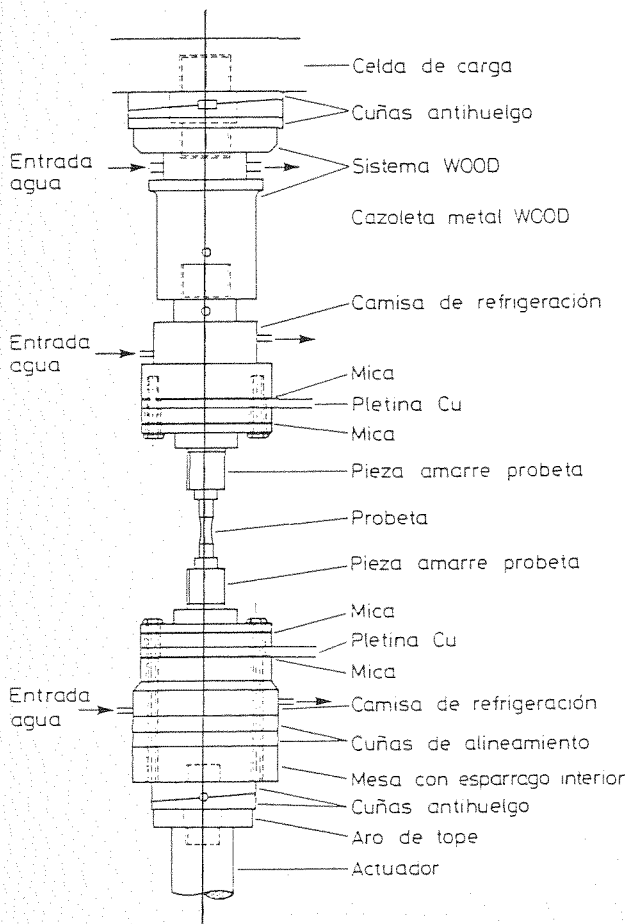


Fig. 2 - Esquema del montaje para fijación de la probeta.

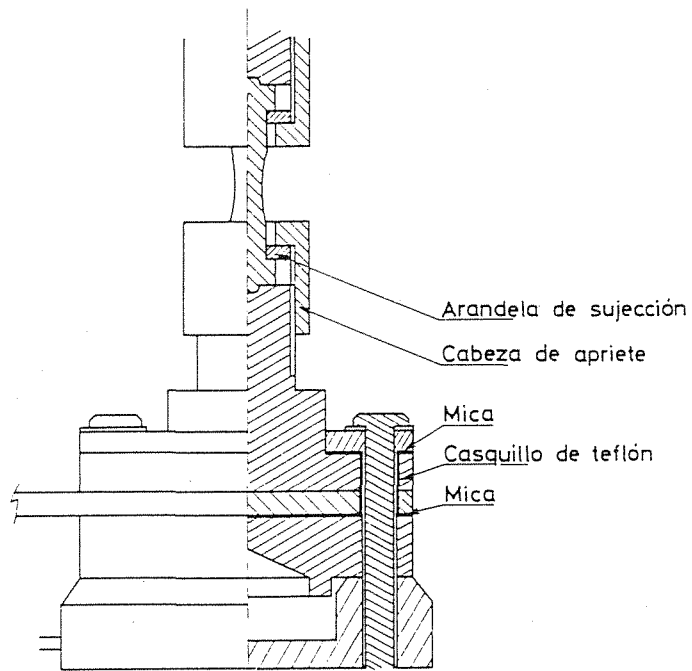


Fig. 3 - Esquema del sistema de amarre de la probeta

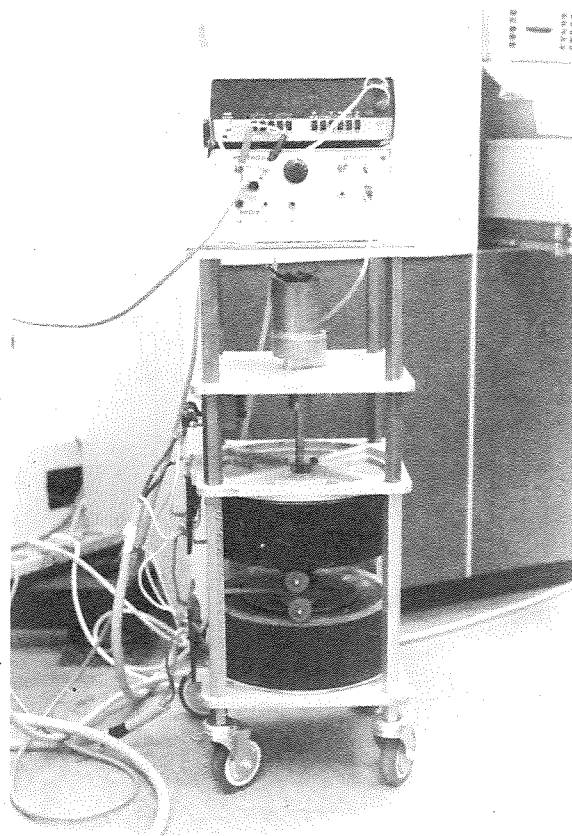


Fig. 4 - Conjunto formado por dos autotransformadores, el motor de C.C. y la etapa de control.

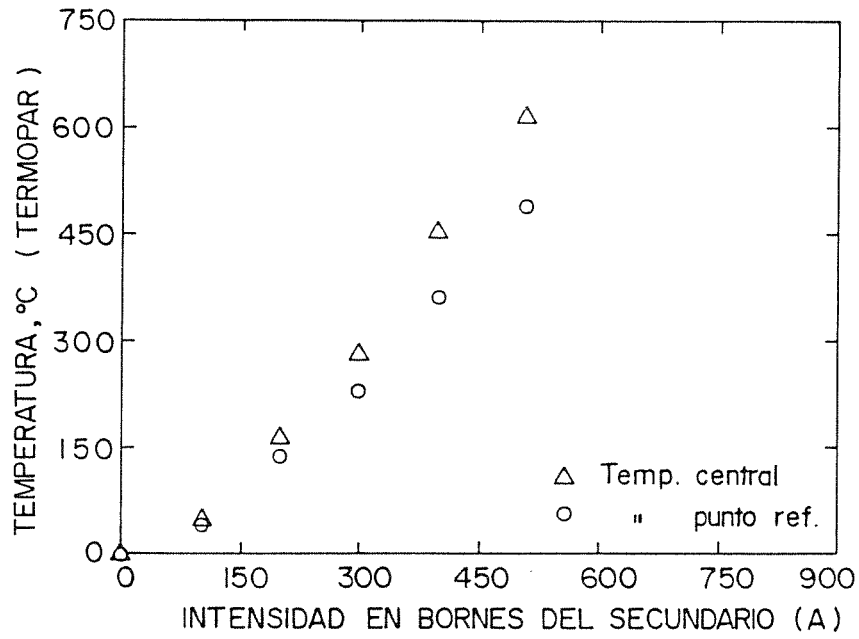


Fig. 5 - Curva de calibrado de la temperatura en el centro de la probeta y en el hombro de la misma.

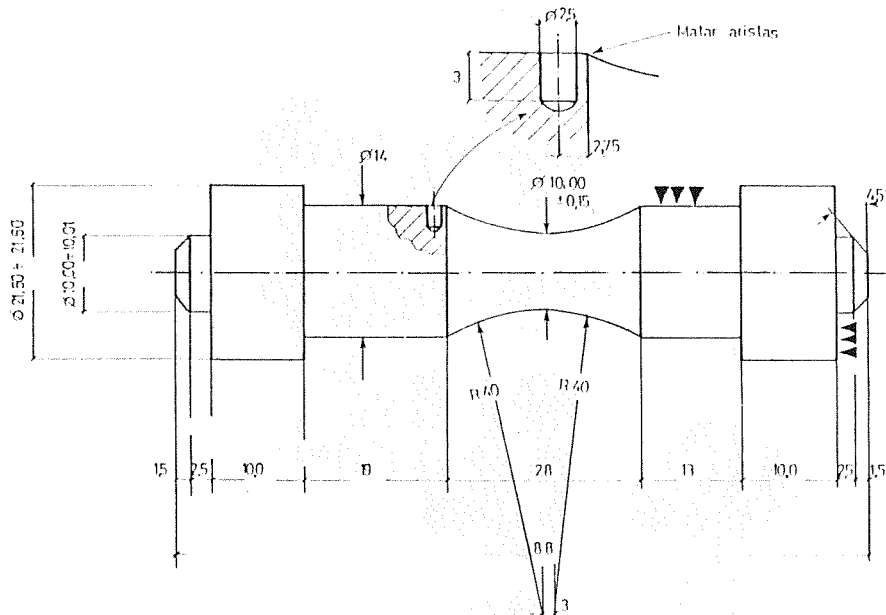


Fig. 6 - Geometría de la probeta.

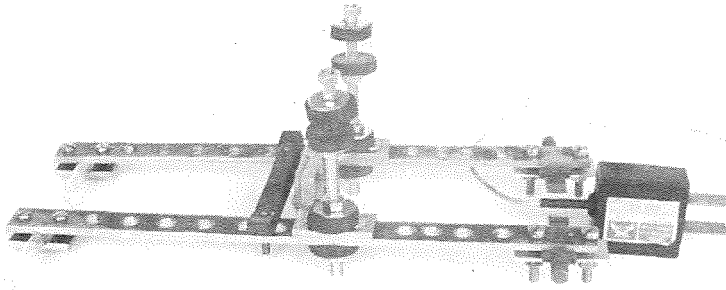


Fig. 7 - Diseño final del extensómetro.

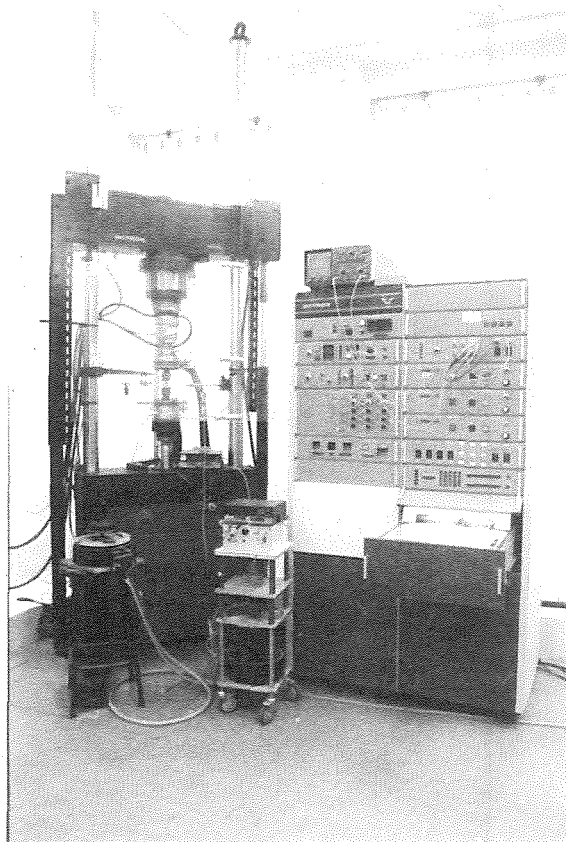


Fig. 8 - Sistema de ensayos de fatiga de gran amplitud con control de deformación diametral.

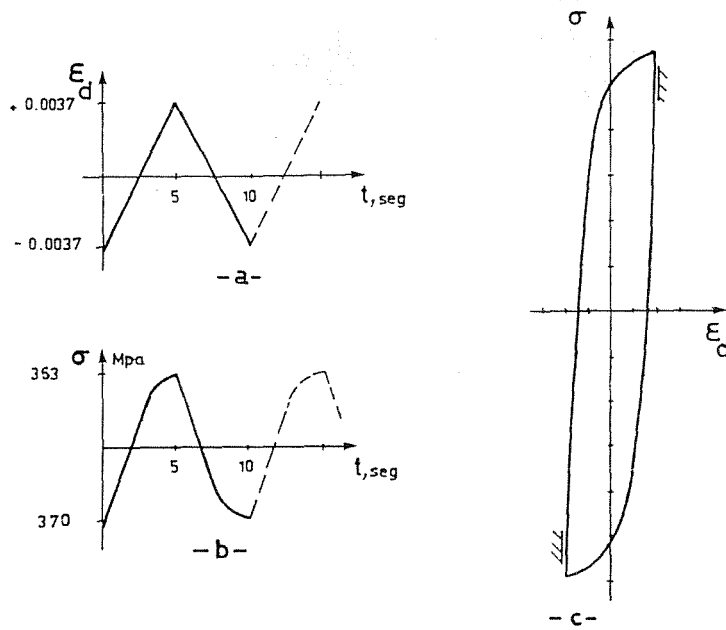


Fig. 9 - Ciclo de histéresis resultante para un ensayo de Fatiga de bajo número de ciclos, a 600°C , $\Delta\epsilon_d = 0.74\%$ y $f = 0.1$ ciclos/min.

PAPEL CRITICO DE LAS JUNTAS ENTRE PAQUETES DE LAJAS
COVARIANTES EN LA FRACTURA FRAGIL DE UNA
ESTRUCTURA BAINITICA

A. Martín Meizoso, J.M. Rodriguez Ibabe,
J.L. Viviente Solé y J. Gil Sevillano

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa.
CEIT, Apartado 1555 - 20080 SAN SEBASTIAN.

RESUMEN

La determinación inequívoca del elemento estructural determinante de la tenacidad de un material es un paso muy importante para la prevención de sus fallos frágiles. En el caso de los aceros con estructura bainítica, es un tema sujeto actualmente a debate.

En un trabajo previo, en base a la interpretación de la dependencia de la tenacidad respecto a la temperatura mediante un análisis del proceso local de fractura al frente de una grieta estacionaria (con ayuda de medidas de la tensión de fractura, las propiedades plásticas y la distancia de nucleación), se concluyó que el tamaño de los paquetes bainíticos es probablemente el factor decisivo de la tenacidad del acero A 533B. En esta comunicación, esa conclusión se corrobora demostrándose que el tamaño de las facetas asociadas a los núcleos de fractura (identificadas con secciones de paquetes bainíticos) se puede compatibilizar con la tensión normal local -función de la distancia de nucleación- a través de una única energía superficial aparente para un amplio intervalo de temperatura.

ABSTRACT

*Cleavage origins ahead of the fatigue crack were detected in CT fracture specimens of A 533B bainitic steel broken at three different temperatures in the brittle fracture region. This allowed to measure the average "critical fracture distance", \bar{X}_c , whose representativeness was checked by comparing experimental KIC values with calculated ones derived from the RKR model using \bar{X}_c and the experimentally measured critical fracture stress σ^*_f and plastic properties of the steel. The agreement was very good. The critical stress and distance were compatible with a control of cleavage by the propagation of cracked bainite packets acting as cleavage nuclei. This conclusion is unequivocally confirmed by the observations described in this paper, where the local stress at the cleavage origins is related with the size of the facets associated to them through a Griffith-type equation assuming a unique apparent surface energy, temperature independent in the range considered (the correspondence facets-packets was already established).*

1. INTRODUCCION

La fractura frágil ocurre por descohesión ("cleavage"), al superarse localmente una tensión normal crítica, σ_f^* , necesaria para propagar microdefectos presentes en ese instante en la estructura del material. Esos defectos pueden preexistir (caso de los materiales intrínsecamente frágiles: vidrios, cerámicas) y entonces la tensión crítica de fractura no es más que la necesaria para propagarlos estáticamente,

$$\sigma_f^* = \beta^* [2E\gamma_s / \pi(1-\nu^2)a]^{1/2} \quad (1)$$

donde a es el semitamaño de la microgrieta, γ_s la energía superficial, β^* un coeficiente geométrico y E y ν tienen sus significados habituales.

En materiales potencialmente dúctiles -caso de los aceros y de los metales en general- durante la aplicación de cargas estáticas las microgrietas preexistentes son anuladas por activación local de la deformación plástica (la emisión de dislocaciones desde la punta es más fácil que la descohesión) y la fractura frágil sólo puede ocurrir si una microgrieta, generada bajo la acción de la carga en un punto débil de la estructura -una inclusión no metálica, un carburo, una junta de grano- y propagándose dinámicamente desde su inicio frágil, no puede ser detenida por las sucesivas barreras estructurales que encuentre. La tensión crítica de fractura responde a una ecuación formalmente similar a la ec. (1), pero la energía específica no es la energía superficial del material, sino la de detención ("arrest") de grietas correspondiente a la frontera crítica y es ahora el semitamaño de la grieta en ese instante:

$$G_a^B = 2(\gamma_s)_{ap} \quad (2)$$

En términos de un factor crítico local de detención de las microgrietas ("crack arrest toughness"), característico de la frontera:

$$K_{Ia}^B = [2E (\gamma_s)_{ap} / (1-\nu^2)]^{1/2} \quad (3)$$

$$\sigma_f^* = \beta K_{Ia}^B / \sqrt{t_c} \quad (4)$$

donde t_c es el tamaño característico de los núcleos y el factor geométrico β varía entre 1,25 para microgrietas circulares de diámetro t_c y 0,798 para grietas alargadas de anchura t_c .

Por otra parte, la iniciación exige habitualmente tensiones locales que sólo se consiguen mediante los campos asociados a grupos de dislocaciones promovidos por la deformación plástica.

En los materiales en que la deformación plástica es condición necesaria para la rotura frágil, la fractura está controlada por la iniciación cuando el límite elástico, σ_y , supera el valor de σ_f^* y la tensión de fallo coincide con aquél. Pero en muchos casos, la propagación in-

estable de núcleos de descohesión ocurre por superación de σ_f^* en condiciones simultáneas de deformación plástica. Este es el caso de los aceros con estructura ferrítica (ferrita poligonal, ferrita-perlita, bainita, martensita).

El conocimiento detallado del proceso de fallo frágil y, en particular, la determinación inequívoca del elemento estructural crítico, es imprescindible para mejorar la tenacidad de un material mediante un proceso dirigido de modificación estructural. Esto no es fácil: se puede disponer del dato macroscópico σ_f^* del material, de sus datos estructurales y de la información fractográfica post-mortem. Esta última es rara vez concluyente; aún en los casos en que se detecten orígenes de descohesión asociados a un elemento estructural particular -inclusiones de un cierto tipo, por ejemplo -no puede asegurarse que 2a coincida con el tamaño de la inclusión, pues la barrera crítica de propagación puede ser una frontera circundante -la del grano que la embebe- distinta de la intercara inclusión matriz. No se dispone de valores teóricos fiables $(\gamma_s)_{ap}$ para los distintos constituyentes o fronteras presentes y, al coexistir varios sistemas de núcleos potenciales, la determinación empírica de $(\gamma_s)_{ap}$ es sólo condicional. La situación está agravada porque cada sistema de núcleos potenciales no es de tamaño uniforme, sino que presenta una distribución de tamaños amplia y salvo experimentos muy concretos (y muy poco abundantes) $(\gamma_s)_{ap}$ se obtiene ligando σ_f^* con el tamaño medio del presunto núcleo.

A pesar de todo, por inferencia, a partir de un gran número de trabajos complementarios se ha alcanzado un consenso en el caso de estructuras recristalizadas de ferrita con cementita intergranular: el espesor de las placas de carburo parece ser determinante del valor de σ_f^* y la discusión sobre la influencia del tamaño de grano ferrítico se originó por la relación aproximada que guardan esos dos elementos estructurales [1-3]. Sin que exista total acuerdo, 14 Jm^{-2} es el valor de la energía superficial aparente atribuido comúnmente a la intercara cementita-ferrita ligando σ_f^* con el espesor medio de los carburos. Es el valor que, por extensión, se asigna también en la bibliografía a la intercara de cualquier inclusión no metálica con la ferrita y las pocas medidas disponibles también parecen confirmarlo, dentro de la imprecisión existente sobre el valor de esta propiedad [4-6].

Dado que la dimensión media de los granos de ferrita es habitualmente al menos un orden de magnitud mayor que la de los carburos, la atribución de la responsabilidad del valor de σ_f^* al tamaño medio de grano ferrítico conduce a valores de energía superficial aparente muy altos. Hahn [2] selecciona un valor de 56 Jm^{-2} como más representativo tras una revisión de los publicados, aunque los valores consignados son habitualmente más altos: 90 a 190 Jm^{-2} para la ferrita poligonal en una estructura ferrítico-perlítica [9], 80 a 120 Jm^{-2} para los paquetes (granos) de una estructura bainítica [10]. Estos valores son tan altos frente a la energía superficial de la ferrita ($\sim 2 \text{ Jm}^{-2}$, estimada a partir de las fuerzas de cohesión interatómicas o mediante experimentos de fluen-

cia lenta [11]) que muchos autores los han considerado inverosímiles, fruto de una atribución errónea de influencia intrínseca del tamaño de grano sobre la tenacidad a la fractura frágil. El debate es particularmente actual en el caso de estructuras bainíticas, martensíticas y perlíticas, en que tanto los bloques cristalinos de ferrita como los tamaños de carburo son generalmente muy pequeños -con las consiguientes dificultades de observación detallada- y para las que se han publicado resultados aparentemente contradictorios.

2. EXPERIMENTOS CRITICOS PUBLICADOS

La disensión sobre el papel de los distintos núcleos potenciales en la fractura podría zanjarse si se dispusiera de experimentos críticos para aislar la influencia de cada constituyente. Pueden diseñarse idealmente tales experimentos pero pocos se han realizado.

2.1 Capacidad de detención de intercarras entre carburos o inclusiones y la matriz ferrítica

La energía específica asociada a la intercarras puede obtenerse de la tensión de fractura de un monocristal nucleada por una inclusión. Gerberich y col. [12] reportan un valor de 23 Jm^{-2} para la intercarras de un carbonitruro de $6 \mu\text{m}$ cuya fractura desencadenó el fallo de un monocristal de Fe-4%Si. Este valor individual avala el valor de 14 Jm^{-2} correspondiente al tamaño medio de los carburos; en el caso de una población de carburos de tamaños variados, la fractura la provocan los de máximo tamaño de la distribución. En el caso de crecimiento de precipitados por difusión, la relación teórica entre los tamaños medio y máximo de la distribución es aproximadamente 2 [13]. Por otra parte, no es esperable la obtención de un único valor de la energía aparente individual, dado que la desorientación entre los planos más favorables de descohesión de la inclusión y la matriz puede variar.

Hiraoka y col. [14] han publicado experimentos equivalentes para el molibdeno. La fractura de monocristales fue provocada por la de microgranos embebidos en la matriz monocristalina. Aunque la frontera crítica es aquí una junta de grano, la situación es afín a la de la inclusión, pues en un grano embebido en una matriz policristalina el frente de la microgrieta se enfrenta a una variedad de cambios de orientación y no a una única desorientación. El valor medio de la energía superficial aparente obtenido fue de 68 Jm^{-2} , aproximadamente 5,6 veces el valor estimado de la energía superficial del plano (110), que fue el plano de descohesión observado.

2.2 Capacidad de detención de las fronteras de un grano

Para determinar la energía superficial aparente asociada al cruce de una junta en la descohesión de un policristal nucleada por la mi-

crofractura de un grano, hay que eliminar el posible protagonismo de cualquier inclusión o segunda fase y ésto no es fácil. Aunque existen modelos teóricos de descohesión provocada en una matriz BCC por interacción de apilamientos o bandas de deslizamiento entre sí o con juntas de grano, en la mayoría de los casos se encuentra que la fractura se ha originado con el auxilio de la fractura de una partícula extraña. Distinguir si esa fractura ha jugado un mero papel de detonante del verdadero núcleo (el grano fracturado adyacente) o constituye el momento crítico del proceso es crucial para no atribuir un valor irreal a la energía superficial aparente asociada al cruce de las juntas de grano.

La reinterpretación de unas observaciones de Bowen y col. [8] permite obtener una estimación local de la energía buscada. Observan gérmenes de descohesión que no han prosperado, aislados en la superficie de rotura por fatiga de una soldadura de un acero Cr-Mo cuando aplican niveles altos del rango del factor crítico de intensidad de tensiones, ΔK . Las islas de exfoliación se han originado por fractura de inclusiones no metálicas y los autores citados recalcan el papel crítico jugado por las inclusiones en la fractura frágil de esta estructura. Sin embargo, tales islas están constituidas por una faceta ferrítica con un patrón radiante de exfoliación desde una inclusión fracturada, pero, evidentemente, la descohesión generalizada ha sido detenida no por la intercara inclusión-matriz, sino, dentro de ésta, por juntas de grano de ferrita. En el mismo trabajo, se describe la fractura de una probeta entallada con un único origen de descohesión, una inclusión; la propagación de su fractura a la matriz se considera el instante crítico por Bowen y col. pudiendo deducirse una energía de intercara, de acuerdo con la ec. (1), de 12 Jm^{-2} . Sin embargo, siendo coherentes con las observaciones anteriores de gérmenes aislados de descohesión durante fatiga detenidos por fronteras de grano, utilizando el valor de la tensión local de fractura y el tamaño de la faceta donde la fractura se nuclea en esta probeta, se calcula una energía superficial aparente de 150 Jm^{-2} . Este valor concuerda aceptablemente con los citados en la introducción .

3. RESULTADOS OBTENIDOS EN ESTA INVESTIGACION

En un trabajo previo [15], la tenacidad (K_{Ic}) en función de la temperatura de un acero A 533B con estructura de bainita revenida se relacionó con su tensión crítica de fractura por descohesión, σ_F^* , y con sus propiedades plásticas, mediante el modelo de Ritchie, Knott y Rice (RKR) [16]. Este modelo, de general aceptación, supone que la condición crítica de propagación de una grieta macroscópica bajo carga estática, K_{Ic} , se alcanza cuando la condición local de fractura, ec. (4), se supera en el campo de tensiones asociado al borde de la grieta, dentro de su zona plástica, sobre una distancia característica, \bar{x}_c , que en primera aproximación puede asimilarse a la distancia media entre núcleos de descohesión. La novedad del trabajo mencionado fue que se logró un buen acuerdo entre los valores experimentales de K_{Ic} y los calculados según el modelo RKR utilizando una medida experimental de \bar{x}_c y no, como es habitual [16,17],

mediante ajuste, tratando \bar{x}_c como parámetro de valor desconocido. La validez del dato -y del modelo- se confirma por el excelente acuerdo logrado entre valores experimentales y calculados de K_{Ic} tras "warm prestressing", presentados en otra comunicación de esta misma conferencia [18].

En el trabajo citado [15], considerando los valores medidos de σ_f^* y \bar{x}_c , las distribuciones de tamaños de paquetes bainíticos y de carburos del acero y los valores de $(\gamma_s)_{ap}$ -o sus correspondientes K_{Ia}^B - sugeridos por Hahn [3], se llegó a la conclusión de que el tamaño de los paquetes bainíticos controla probablemente la tenacidad de este acero. La validez de esta conclusión está sujeta a la credibilidad de los valores de $(\gamma_s)_{ap}$ o K_{Ia}^B empleados.

La medida de \bar{x}_c fue posible porque, al frente de la grieta previa de fatiga (o en su caso, al frente de la propagación dúctil) de las probetas CT utilizadas para medir K_{Ic} , sobre la superficie de rotura frágil era posible distinguir frecuentes orígenes de descohesión, con su patrón de marcas radiales en la faceta circundante o adyacente señalando el foco de propagación de la microgrieta. Se identificaron 130 de estos núcleos en la proximidad del borde de la grieta en probetas rotas a -196°C (rotura totalmente frágil) y a -112°C y -40°C (zona de transición dúctil-frágil). Ningún origen de descohesión se halló asociado a inclusiones no metálicas; ésto permitió excluirlas como elementos estructurales determinantes de la tenacidad de este acero en la orientación ensayada (T-S). De los orígenes de la fractura, 88% estaban sobre fronteras entre facetas y sólo 12% en el interior. La identificación de las facetas como secciones de paquetes bainíticos se realizó demostrando la coincidencia de sus distribuciones de tamaño y forma. Los orígenes de exfoliación están situados mayoritariamente, por tanto, en las juntas de grano de la ferrita, donde a su vez se encuentran los carburos de mayor tamaño.

Si la frontera crítica determinante de la nucleación de la descohesión fuera la intercara de posibles carburos situados en los orígenes de descohesión observados, el tamaño de la faceta asociada no tendría ninguna relevancia en el proceso de rotura (si se excluye la poco probable existencia de una correlación punto a punto entre el tamaño de los carburos y el tamaño de los granos de ferrita adyacentes). Por el contrario, si el tamaño de las facetas asociadas a los inicios de descohesión fuera relacionable con la condición de fractura, se debe adjudicar un papel crítico a las juntas de grano de ferrita y a su capacidad de detención de grietas.

En la zona plástica que se desarrolla al borde de una grieta en el momento de alcanzarse la carga crítica de propagación (fig. 1), se habrá iniciado una descohesión desde núcleos cuya tensión particular de fractura sea superada por la tensión normal en su localización:

$$\sigma(K_{Ic}, x) \geq (\sigma_f^*)_{local} = \beta K_{Ia}^B / \sqrt{t} \quad (5)$$

donde x es la distancia proyectada al frente de la grieta y t es el tamaño del núcleo en cuestión. No todos los núcleos que cumplan esa condición se habrán activado (concepto de "elegibilidad" [3]), pero ninguno que la inclumpla se manifestará activo.

La relevancia de los tamaños de los paquetes bainíticos se ha juzgado de acuerdo con la desigualdad anterior. En la fig. 2 se ha representado, para los datos correspondientes a las tres temperaturas mencionadas, $\beta/\sigma_y\sqrt{t}$ frente a la distancia adimensionalizada, $x/(K_{Ic}/\sigma_y)^2$, donde t es el diámetro medio de cada faceta asociada a un núcleo y $\beta = 1,25$; σ_y es el límite elástico a la temperatura correspondiente. De acuerdo con la desigualdad (5), si los paquetes bainíticos son relevantes en la nucleación de descohesión, la envolvente de $\beta/\sigma_y\sqrt{t}$ debe reproducir la tensión normal al frente de la grieta en el momento de la fractura (K_{Ic}), con un factor de escala inversamente proporcional al factor crítico local de detención de grietas por las juntas de grano:

$$\beta/\sigma_y \sqrt{t} = (\sigma_f^*)_{\text{local}} / \sigma_y K_{Ia}^B \leq \sigma(K_{Ic}, x) / \sigma_y K_{Ia}^B \quad (6)$$

Si el tamaño de las facetas asociadas a los orígenes de la fractura fuera irrelevante, se obtendría para cada temperatura un límite superior independiente de la distancia al borde de la grieta, correspondiente al mínimo de la distribución de tamaños de paquetes.

Como puede apreciarse, la envolvente de los datos reproduce un perfil decreciente y de pendiente también decreciente, que recuerda cualitativamente el perfil de tensión normal al borde de una grieta. En la fig. 3 esa posibilidad se estudia cuantitativamente. Sobre los datos anteriores se han superpuesto tensiones normales correspondientes a la solución asintótica elastoplástica de Hutchison-Rice-Rosegren [19,20], a los cálculos elastoplásticos de elementos finitos de Tracey [21] o la solución elástica trasladada (válida para la frontera elastoplástica), suponiendo un factor crítico local de detención de grietas $K_{Ia}^B \approx 8,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. El acuerdo entre la envolvente de los datos experimentales y esas tensiones, suponiendo un único valor de K_{Ia}^B para las tres temperaturas, es aceptable. Ello permite concluir que, en el acero A 533B estudiado, es el tamaño de los paquetes bainíticos quien controla la tenacidad de la fractura frágil.

El valor $K_{Ia}^B = 8,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ corresponde a un energía superficial aparente,

$$(\gamma_s)_{\text{ap}} \approx 160 \text{ Jm}^{-2} \quad (7)$$

en consonancia con los valores atribuidos a esta propiedad y ya mencionados anteriormente.

REFERENCIAS

- [1] Curry, D.A. y Knott, J.F., Metal Sci., 10, 1 (1976).

- [2] Curry, D.A. y Knott, J.F., *Metal Sci.*, 12, 511 (1978).
- [3] Hahn, G.T., *Metall Trans. A*, 15A, 947 (1984).
- [4] Tweed, J.H. and Knott, J.F., "Fracture and the Role of Microstructure", (Proc. 4th E.C.F. Conference), p. 127. K.L. Maurer y F.E. Matzer, eds., EMAS (UK), 1982.
- [5] Tweed, J.H. y Knott, J.F., *Metal Sci.*, 17, 45 (1983).
- [6] Mac Robie, D.E. y Knott, J.F., *Mater Sci. Technol.*, 1, 357 (1985).
- [7] Baker, T.J., Kavishe, F.P.L. y Wilson, J., *Mater Sci. Technol.*, 2, 576 (1986).
- [8] Bowen, P., Ellis, M.B.D., Strangwood, M. y Knott, J.F., "Fracture Control of Engineering Structures " (ECF6 Proceedings), vol.III, p. 1751. H.C. Van Elst and A. Bakker, eds., EMAS (UK), 1986.
- [9] Hahn, G.T., Averbach, B.L., Owen, W.S. y Cohen, M., "Fracture", p. 91, B.L. Averbach et al., eds., John Wiley and Sons, New York, 1959.
- [10] Brozzo, P., Buzzichelli, G., Mascanzoni, A. y Mirabile, M., *Metal Sci.*, 11, 123 (1977).
- [11] Price, A.T., Holl, H.A. y Greenough, A.P., *Acta Metall.*, 12, 49 (1964).
- [12] Gerberich, W.W., Wrigth, A.G., Kurman, E. y Paterson, K.A., "Fracture: Measurement of Localized Deformation by Novel Techniques", p. 59. W.W. Gerberich y D.L. Davidson, Eds., AIME, Warrendale, Pennsylvania, (USA), 1985.
- [13] Exner, H.E. y Lukas, H.L., *Metallography*, 4, 325 (1971).
- [14] Hiraoka, Y., Fujii, T., Okada, M. y Watanabe, R., *Trans. Japan Inst. Met.*, 26, 814 (1985).
- [15] Martín Meizoso, A., Rodríguez Ibabe, J.M., Viviente Solé, J.L. y Gil Sevillano, J., "Fracture Control of Engineering Structures" (ECF6 Proceedings), vol. III, p. 1763. H.C. Van Elst y A. Bakker, eds., EMAS (UK), 1986.
- [16] Ritchie, R.O., Knott, J.F. y Rice, J.R., *J. Mech. Phys. Solids.*, 21, 395, (1973).
- [17] Ritchie, R.O., Server, W.C. y Wullaert, R.A., *Metall. Trans. A*, 10A, 1557 (1979).

- [18] Martín Meizoso, A. y Gil Sevillano, J., Primeras Jornadas Ibéricas de Fractura (JIF 1), Braga (Portugal), 1987.
- [19] Hutchinson, J.W., J.Mech.Phys. Solids, 16, 13 (1968).
- [20] Rice, J.R. y Rosengren, G.F., J. Mech. Phys. Solids, 16, 1 (1986).
- [21] Tracey, D.M., J. Eng. Mater Technol., 98, 146 y 187 (1976).

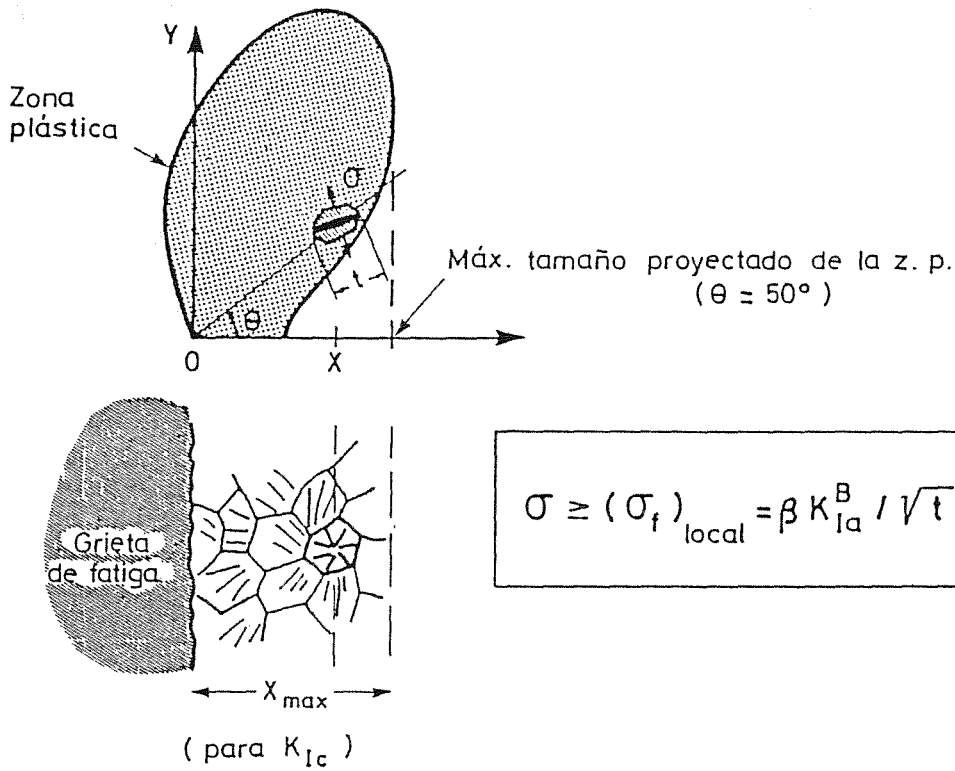


Fig. 1. Nucleación de la descohesión a partir de microgrietas de tamaño t generadas por deformación plástica.

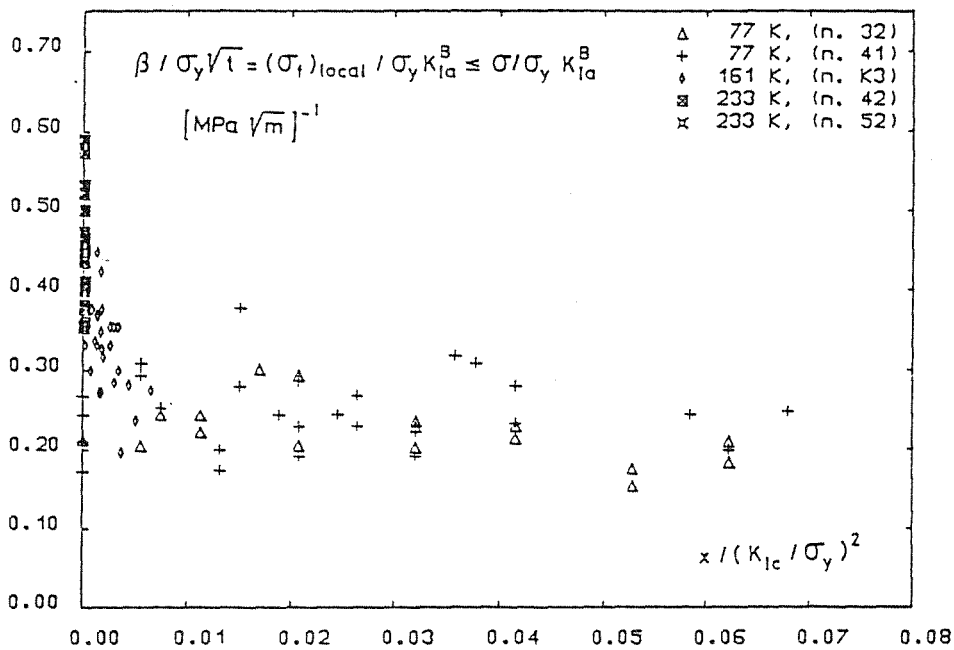


Fig. 2. Tensión local de fractura calculada para las facetas asociadas a los inicios de descohesión observados en probetas CT ($\propto t^{-1/2}$) frente a la distancia desde el borde de la grieta previa.

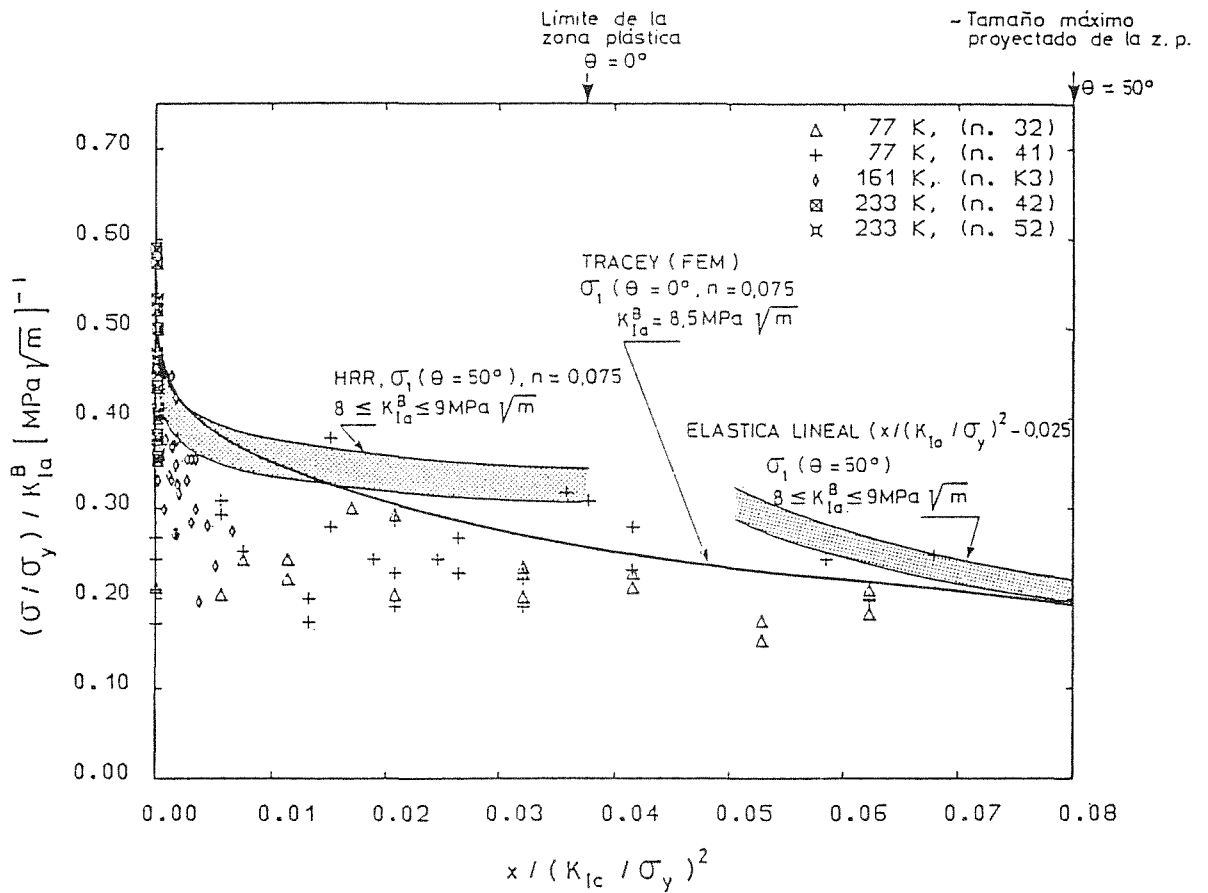


Fig. 3 Id. fig. anterior con superposición de las tensiones principales máximas al borde de una grieta a 0° y 50° (en este último caso, la solución HRR es sólo válida para $x \rightarrow 0$ y la elástica lineal para la proximidad de la frontera elastoplástica).

UN CRITERIO DE FRACTURA PARA ALAMBRES ENTALLADOS

J. TORIBIO Y M. ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

En este artículo se propone un criterio de fractura para aceros de alta resistencia sometidos a estados tensionales multiaxiales provocados por entallas.

La investigación comprende la realización de ensayos de fractura sobre los alambres y el estudio fractográfico de las superficies de rotura al microscopio electrónico. También se ha analizado numéricamente la tracción en cada alambre, mediante el método de los elementos finitos en régimen elasto-plástico, con el fin de conocer en todos los casos el estado tenso-deformacional en rotura.

Los resultados muestran la validez de un criterio formulado a partir de la tensión efectiva o equivalente de Von Mises, unívocamente ligada a la densidad de energía de distorsión. El criterio resulta equivalente al basado en el factor de intensidad de tensiones ($K_I = K_{IC}$).

SUMMARY

In this paper a fracture criterion is proposed for high strength steels subjected to multiaxial stress states produced by notches.

The investigation includes a fractographic study of the fracture surfaces with the electronic microscope. The load process over each wire has been analyzed using the finite element method, in order to obtain the stress and strain state in all cases.

The results show the validity of a criterion based on Von Mises effective or equivalent stress, univocally related to the distortional strain energy density. This criterion is also equivalent to the one based on stress intensity factor ($K_I = K_{IC}$)

1. INTRODUCCION

El objetivo de este artículo consiste en la formulación de un criterio de fractura para aceros de alta resistencia sometidos a estados multiaxiales de tensión provocados por entallas.

Los factores esenciales que determinan la rotura se pueden clasificar en dos tipos: los que dependen de las *condiciones de sollicitación* (estado tensional, temperatura, velocidad de sollicitación, ...), y los que dependen de la *microestructura del material* (colonia de perlita, faceta de cuasiclivaje, ...). Estos factores están relacionados, de forma que ambos deben incluirse en el criterio de fractura. La formulación del criterio exige examinar la dependencia entre las *variables externas* (carga y desplazamiento), medibles en un ensayo, y las *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía), calculables en la situación de rotura mediante un análisis numérico de la tracción sobre un alambre entallado.

La cuestión reviste gran interés tanto en investigación como en proyecto. En investigación, para completar el estudio de la fractura de alambres de alta resistencia, ya realizado sobre alambres fisurados en el Departamento de Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos [1], [2] y aún sin llevar a cabo sobre materiales entallados [3]. En proyecto, porque el criterio de fractura proporciona al proyectista un criterio de diseño.

2. DEFINICION DEL PROBLEMA

2.1 Material

La investigación se centra en un alambrón metálico obtenido por laminación en tren continuo. Se trata de un material de gran interés ingenieril, porque a partir de él se obtiene, tras un proceso de patentado, acero de pretensado mediante trefilado en frío. El alambrón se presenta en barras de 12 mm de diámetro, y posee las siguientes características:

* Características mecánicas

- Material homogéneo
- Material isótropo
- Parámetros constitutivos:
 - . Módulo de elasticidad: $E = 199000 \pm 900$ MPa
 - . Deformación a la tensión máxima: $\epsilon (\sigma_{\max}) = 6.1 \pm 0.2\%$
 - . Tensión máxima: $\sigma_{\max} = 1151 \pm 6$ MPa
 - . Límite elástico: $\sigma_{0.2} = 600$ MPa

La curva tensión-deformación del acero se da en la Fig. 1, en la que también se ofrece la modelización por Ramberg-Osgood:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199000} + \left(\frac{\sigma}{2100}\right)^{4.9} ; \sigma \text{ en MPa} \quad (1)$$

El ajuste puede considerarse muy bueno, con leve error por exceso en tensiones en la zona correspondiente a deformaciones del 7%.

*** Composición Química**

Se trata de un acero eutectoide:

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mb	Al	Cu
.85%	.60%	.26%	<.010%	<.030%	.02%	.02%	.001%	.001%	.02%

*** Características microestructurales**

- *Primer nivel microestructural:* Colonias de perlita orientadas al azar. El tamaño medio de una colonia resulta ser $x_p = 15 \mu\text{m}$. La isotropía del alambrón es una consecuencia de la no orientación de las colonias. Es tras el proceso de trefilado cuando se orientan, originando una marcada anisotropía en el acero de pretensado [4].
- *Segundo nivel microestructural:* Facetas de cuasi-clivaje. Poseen un tamaño medio $x_{CL} = 75 \mu\text{m}$, que coincide con el del primitivo grano austenítico [5]. Están constituidas por varias colonias de perlita, y representan la unidad microestructural mínima de rotura con independencia del modo de fractura [6]. Su tamaño se utilizará para definir la longitud característica a la cual se aplicará el criterio de fractura.

2.2 Geometría y sollicitación

La geometría analizada consiste en un cilindro recto de base circular con una entalla coaxial (Fig. 2). El fondo de la entalla es circular y sus labios paralelos, pero los resultados serán aplicables a otros tipos con el mismo radio de curvatura en su fondo, porque los labios se encuentran prácticamente libres de tensiones e influyen poco en los resultados.

Debido a la simetría cilíndrica del problema únicamente es necesario analizar la sección contenida en un plano que pase por el eje del cilindro. Esta sección tiene, a su vez, dos ejes de simetría. Por ello basta estudiar una cuarta parte (Fig. 3). Se utilizará el sistema de coordenadas (r,z), particularización del sistema cilíndrico (r, θ , z) en el plano de simetría.

A fin de proporcionar universalidad a los resultados se han adoptado cuatro geometrías denominadas A, B, C y D que cubren todo el

espectro de formas (radios y profundidades de entalla máximos y mínimos combinados dos a dos). Las dimensiones de las probetas son:

Geometría	R/D	C/D
A	0.034	0.099
B	0.047	0.391
C	0.364	0.093
D	0.400	0.396

La sollicitación es de tracción, con desplazamientos impuestos en los extremos de la probeta. Al existir simetría de revolución no es posible la flexión, por lo que resultan análogas las condiciones de contorno en tensiones y en desplazamientos impuestos.

3. ENSAYOS DE FRACTURA

Con el fin de obtener el criterio de fractura se han realizado ensayos de fractura sobre probetas entalladas. En ellos se somete a las probetas a un proceso de carga monótona creciente hasta rotura, en control de desplazamientos. Los ensayos se han instrumentado colocando sobre la probeta tres extensómetros con bases de medida 12.5, 25 y 50 mm, situados simétricamente. Se han ensayado dos probetas por geometría.

En cada ensayo se ha obtenido un triple registro continuo carga-desplazamiento correspondiente al conjunto de los tres extensómetros. En la Fig. 4 se representan, en línea punteada, las curvas correspondientes al extensómetro de 50 mm. La geometría A presenta las roturas más frágiles, en plena rama ascendente de carga. Las probetas tipo B muestran un brevísimo descenso de carga. La C rompe de forma brusca a carga creciente (rotura frágil). Las probetas del tipo D son las únicas que tienen un apreciable desarrollo dúctil tras el máximo de carga. Aún así, el descenso es de pequeña magnitud.

4. ANÁLISIS FRACTOGRAFICO

En la Fig. 5 se ofrecen los *modos de fractura macroscópicos* (lugar de iniciación y forma de la rotura) y *microscópicos* (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada el microscopio electrónico) para las geometrías C y D. Las conclusiones del análisis son, para las 4 geometrías:

- *Geometría A*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje orientado. Las direcciones de orientación parten de un punto, que por tanto representa la iniciación de rotura. En este punto, así como en el

diametralmente opuesto, se localizan minúsculas zonas formadas por crecimiento y coalescencia de huecos.

- *Geometría B*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje con orientación al azar. Anillo exterior de unas 75 μm de espesor formado por crecimiento y coalescencia de huecos con algunas facetas de cuasi-clivaje. En consecuencia, la fractura se inicia en dicha corona.
- *Geometría C*: Rotura plana. Fractura del tipo cuasi-clivaje orientado a partir del punto de iniciación, de forma idéntica a la Geometría A.
- *Geometría D*: Rotura tipo *copa y cono*. Fractura iniciada en el interior de la probeta, por crecimiento y coalescencia de huecos. Labio dúctil en el exterior.

Cabe por consiguiente establecer una relación entre los *modos macroscópicos y microscópicos de fractura*. En el caso de rotura *periférica plana*, el mecanismo de fractura consiste en *cuasi-clivaje* (A, B y C). En el caso de rotura *central* del tipo *copa y cono* el mecanismo de fractura es del tipo crecimiento y coalescencia de huecos.

5. ANÁLISIS NUMÉRICO

El establecimiento de un criterio de fractura exige conocer las *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía de deformación) en la situación de rotura. Puesto que en un ensayo de fractura se miden las *variables externas* (carga y desplazamiento), se hace necesario relacionar ambas. A tal efecto, y dado que no existe solución analítica para la geometría en estudio, es preciso acudir a métodos numéricos. El método de cálculo utilizado ha sido el de los elementos finitos en régimen elasto-plástico.

Los elementos finitos utilizados son isoparamétricos de ocho nodos en forma de cuadriláteros, con interpolación de segundo grado y cuatro puntos de integración (puntos de Gauss) por elemento.

En la Fig. 4 se muestran los resultados de cálculo por elementos finitos comparados con los datos experimentales, en un gráfico fuerza-desplazamiento. El ajuste puede considerarse excelente, con errores en carga que en ningún caso superan el 4% con respecto al sector definido por la pareja de ensayos.

A continuación se analizan las *variables internas* en la situación crítica, para así establecer el criterio de fractura. Se considerarán las dos siguientes, con claro significado energético:

- *Tensión efectiva o equivalente* ($\bar{\sigma}$): Fig. 6. Se define a partir del tensor desviador de tensiones σ' mediante:

$$\bar{\sigma} = (3\sigma' \cdot \sigma'/2)^{1/2} \quad (2)$$

donde el símbolo \cdot significa producto interno. Las isolíneas de 600 MPa representan contornos de plastificación. La tensión efectiva o equivalente está unívocamente ligada a la densidad de energía de distorsión en procesos monótonos de carga.

- *Densidad de energía de deformación (ω):* Fig. 7. cuya expresión es:

$$\omega = \int_0^{\epsilon} \sigma \cdot d\epsilon \quad (3)$$

en la que σ y ϵ son los tensores de tensiones y deformaciones, respectivamente.

6. FORMULACION DEL CRITERIO DE FRACTURA

La formulación de un criterio de fractura debe tener en cuenta dos aspectos:

. **Condiciones de sollicitación**, que se traducen en unas determinadas distribuciones de *variables internas* (tensiones, deformaciones, densidad de energía ...)

. **Microestructura**. El criterio de fractura no puede ser puntual, sino que debe aplicarse a una determinada zona (*zona crítica o zona de fractura*, Fig. 8). El tamaño de esta zona (x_c), para el material en estudio, nunca será menor que el del segundo nivel microestructural o faceta de cuasi-clivaje ($x_{CL} = 75 \mu\text{m}$), unidad microestructural mínima de rotura con independencia del modo de fractura [6].

El criterio de fractura se enuncia previamente del modo siguiente: la fractura se producirá cuando una determinada variable interna alcance un valor crítico en una zona de fractura que depende de la microestructura del material. Se trata de buscar ahora la variable interna que gobierna la fractura.

De la observación visual de las isolíneas correspondientes al instante de rotura (Figs. 6 y 7) se extraen las siguientes conclusiones:

- La zona plástica en rotura (limitada por la isolínea $\bar{\sigma} = \sigma_{02} = 600 \text{ MPa}$) excede con creces el área de fractura, llegando incluso a extenderse a toda la probeta (geometrías A y C). Por consiguiente su tamaño no puede ser determinante en el proceso de rotura.
- El hecho de que la mayor parte de las roturas sean, en su aspecto mi-

croestructural, del tipo cuasi-clivaje, obliga a afirmar que el tipo de rotura (dúctil/frágil) no depende de la extensión de la región plastificada.

La fractura, entonces, estará gobernada por una variable con significado físico claro: la energía. Esta variable es la única que posee el mismo significado y el mismo rango tensorial en los tres niveles - macroscópico, microscópico y atómico-, ya que se trata de un escalar.

Se manejarán dos variables energéticas:

- La densidad de energía de distorsión (ω_D), asociada a cambios de forma y unívocamente ligada a la tensión efectiva, por lo que un criterio formulado en densidad de energía de distorsión es totalmente equivalente a otro formulado en tensión efectiva. Se manejará esta última por comodidad.
- La densidad de energía por deformación (ω). Ha sido utilizada por eminentes investigadores [7], [8] para estudiar la fractura de elementos fisurados tanto en los casos de plastificación contenida como generalizada.

Las isolíneas de $\bar{\sigma}$ y ω (Fig. 6 y 7) permiten ya afirmar que una de las dos puede gobernar la fractura, ya que sus valores máximos en rotura son aproximadamente constantes. Además los resultados son totalmente coherentes con el análisis fractográfico: rotura periférica (máximos en el fondo de la entalla) para las geometrías A, B y C, y rotura central (máximos en el centro de la probeta) para la geometría D.

Para establecer el criterio es necesario conocer los valores numéricos medios de $\bar{\sigma}(r,z)$ y $\omega(r,z)$ en la zona de fractura. Con ese fin se ha realizado una interpolación mediante un polinomio del tipo $C_1 r z + C_2 r + C_3 z + C_4$ en el elemento finito crítico (elemento en el que se inicia la rotura), a partir de los valores de las citadas variables en los cuatro puntos de integración o de Gauss de ese elemento. Puesto que la fractura se produce en el plano $z = 0$, basta conocer $\bar{\sigma}(r,0)$ y $\omega(r,0)$, que con la interpolación adoptada son líneas rectas $C_2 r + C_4$.

En la zona crítica o de fractura x_c (Fig. 8) se tiene una distribución anular como la dibujada en la Fig. 9. Para establecer el criterio de fractura se calculan los valores medios mediante integración. En el caso de la tensión equivalente:

$$(\bar{\sigma})_m = \frac{1}{\pi(a^2 - r_c^2)} \int_0^{2\pi} \int_{r_c}^a \bar{\sigma}(r,0) r dr d\theta \quad (4)$$

y análogamente en el caso de ω . Teniendo en cuenta que x_c será muy pequeño

es posible calcular el valor medio, con error inferior al 1%, mediante:

$$(\bar{\sigma})_m \approx \bar{\sigma} (a-x_c/2,0) \quad (5)$$

El valor de x_c será del orden del tamaño del segundo nivel microestructural o faceta de cuasi-clivaje x_{CL} (unidad microestructural mínima de rotura), pero nunca menor. Se han tanteado valores $x_c = x_{CL}$, $x_c = 2x_{CL}$, $x_c = 3x_{CL}$, con el fin de encontrar un ajuste óptimo del criterio, y además comprobar que los resultados varían poco en un entorno próximo a x_{CL} : el intervalo $(x_{CL}, 3x_{CL})$.

La Tabla 1 muestra los valores medios en fractura, para los tres tamaños adoptados. Se concluye que la tensión equivalente permite establecer un criterio de fractura (variaciones inferiores al 7%), pero no la densidad de energía de deformación (variaciones de hasta el 33%). La distancia óptima de aplicación resulta ser $x_c = 2x_{CL}$, valor que coincide exactamente con el obtenido por otros investigadores en el caso de fractura por clivaje puro [9], [10]. Los resultados varían poco al tomar x_{CL} ó $3x_{CL}$. Para los valores superiores a $3x_{CL}$ los errores se hacen mucho mayores, pues entones la faceta de cuasi-clivaje pierde su sentido físico como unidad microestructural de fractura.

El criterio de fractura se enuncia del siguiente modo: *La rotura se producirá cuando la tensión efectiva alcance un valor crítico sobre una distancia característica de la microestructura del material.* Matemáticamente:

$$(\bar{\sigma})_m = \bar{\sigma}_c \quad \text{sobre } x_c \quad (6)$$

Para el acero en estudio los parámetros de fractura resultan ser:

$$\begin{aligned} \sigma_c &= 1260 \pm 10 \text{ MPa} \\ x_c &= 2x_{CL} = 150 \text{ } \mu\text{m} \end{aligned}$$

que se obtienen siguiendo el procedimiento aquí empleado: realización de ensayos de fractura sobre probetas entalladas y obtención numérica de la tensión equivalente en la zona crítica para el instante de fractura.

7. CONCLUSIONES

Se ha conseguido una **relación entre los modos de fractura macroscópicos** (lugar de iniciación y forma de rotura) y **microscópicos** (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada al microscopio electrónico). Como se aprecia en la Fig. 5, en el caso de rotura *periférica plana* el mecanismo de fractura consiste en *cuasi-clivaje*. En el caso de rotura *central en copa y cono*, el mecanismo de fractura es del tipo crecimiento y coalescencia de *huecos*.

Se ha formulado un **criterio de fractura en ambiente inerte para alambres entallados de acero de alta resistencia**: *la rotura se producirá cuando la tensión efectiva alcance un valor crítico sobre una distancia crítica, característica de la microestructura del material*. La distancia crítica resulta igual al doble de la faceta de cuasi-clivaje, unidad microestructural mínima de rotura.

El criterio posee gran significado físico, pues equivale al basado en la densidad de energía de distorsión, asociada a los cambios de forma en el material. Por otra parte, goza de carácter universal, al ser también equivalente al criterio del factor de intensidad de tensiones ($K_I = K_{IC}$) para el alambre fisurado en régimen elástico lineal [11].

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica por la subvención 0-511/84 concedida para la realización de la investigación.

REFERENCIAS

- [1] ASTIZ, M.A. "Estudio de la estabilidad de una fisura superficial en un alambre de acero de alta resistencia". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1976).
- [2] VALIENTE, A. "Criterios de fractura para alambres". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1980).
- [3] ELICES, M. "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete. Fracture Mechanics of concrete. (Edited by G.C. Sih). Martinus Nijhoff Publishers, pp. 226-271 (1985).
- [4] LANCHÁ, A.M., ELICES, M. "Influencia en corrosión bajo tensión de la orientación de las colonias de perlita en un acero eutectoide". 6ª Asamblea del C.E.N.I.M. Madrid (1985).
- [5] PARK, Y.J., BERNSTEIN, I.M. "The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel". Met Trans., Vol. 10A, pp. 1653-1664 (1979).
- [6] LEWANDOWSKI, J.J., THOMPSON, A.W. "Effects of the prior austenite grain size on the ductility of fully pearlitic eutectoid steel. Met. Trans., Vol. 17A, pp. 461-472 (1986).
- [7] GUILLEMONT, L.F. "Criterion of crack initiation and spreading". Eng Fract. Mech., Vol. 8, pp. 239-253 (1976).

- [8] SIH, G.C. "Mechanics and Physics of Energy Density Theory". Theor. Appl. Fract. Mech. Vol. 4, pp. 157-173 (1985).
- [9] KNOTT, J.F. "Fundamentals of Fracture Mechanics". Butterwoths, p. 153 (1973).
- [10] EWALDS, H.L., WANHILL, R.J. "Fracture Mechanics". Edward Arnold Publishers (1984).
- [11] TORIBIO, J. "Fractura elastoplástica de alambres entallados". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1987).

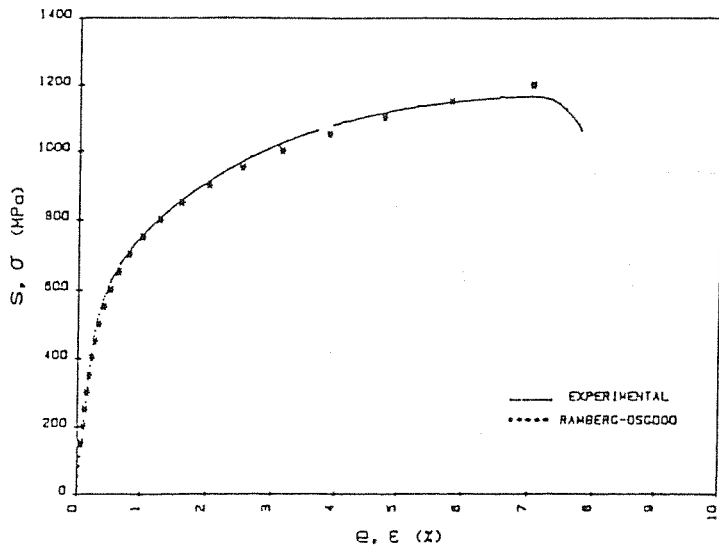


Fig.1. Curva tensión-deformación del material

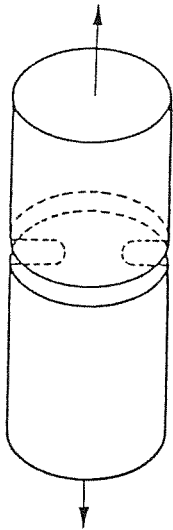


Fig.2. Geometría

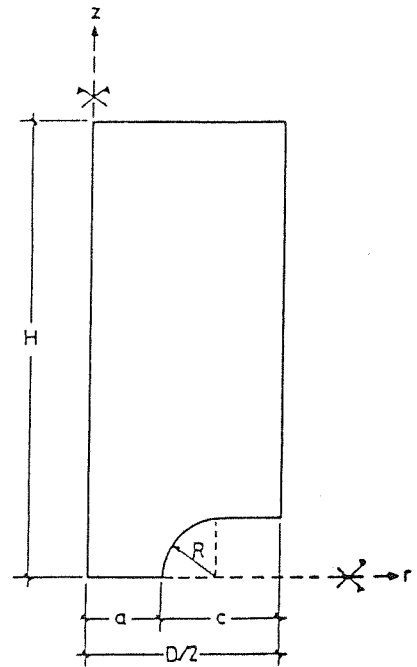


Fig.3. Dimensiones

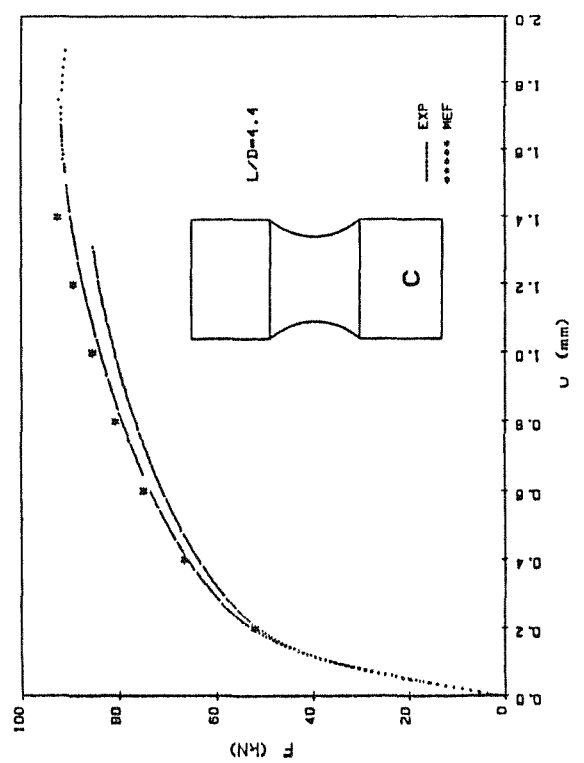
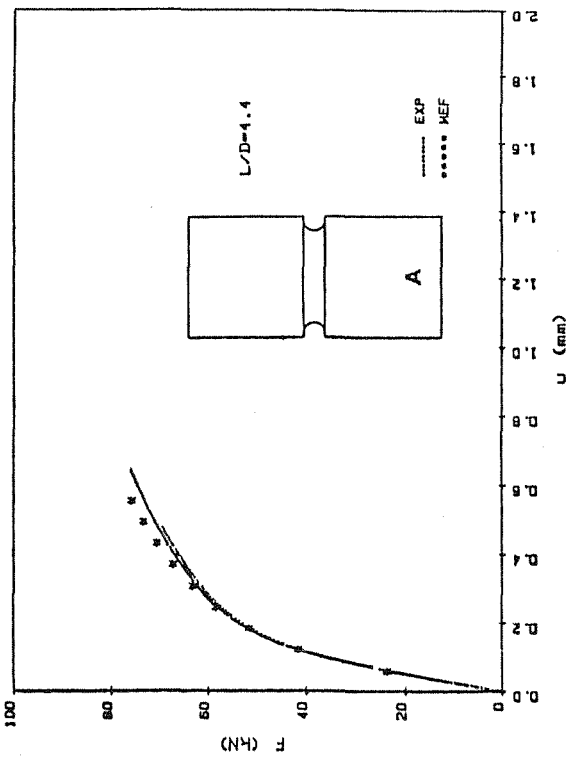
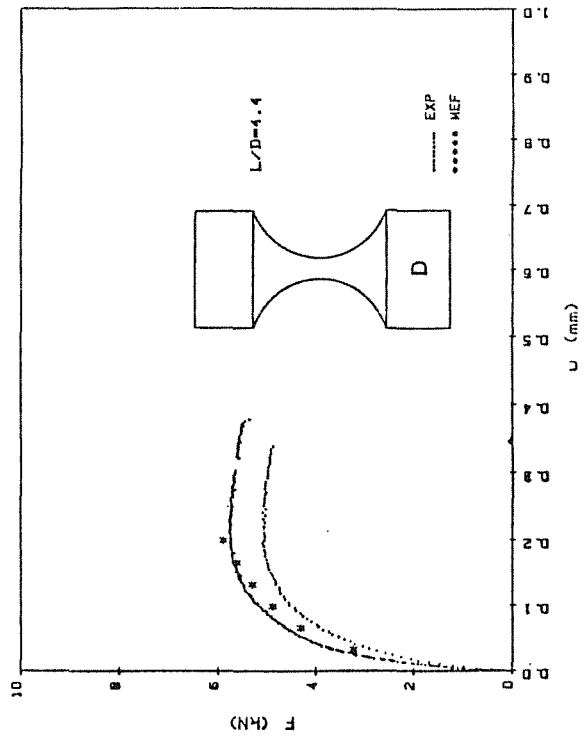
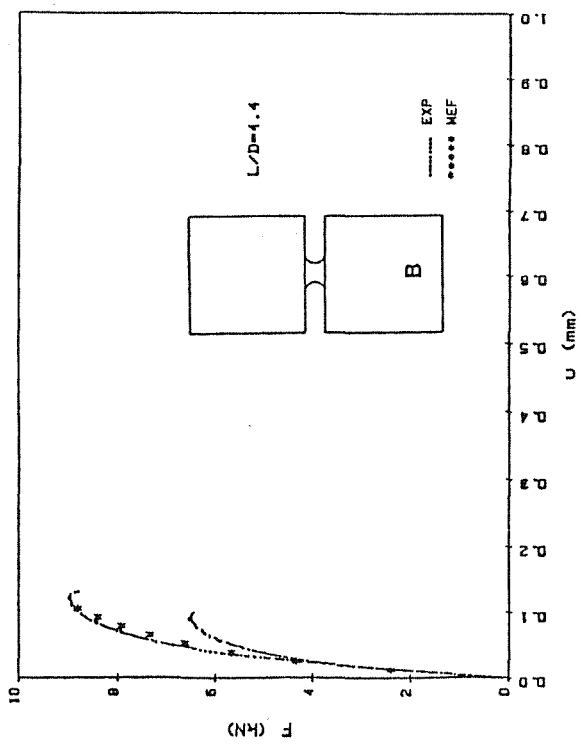
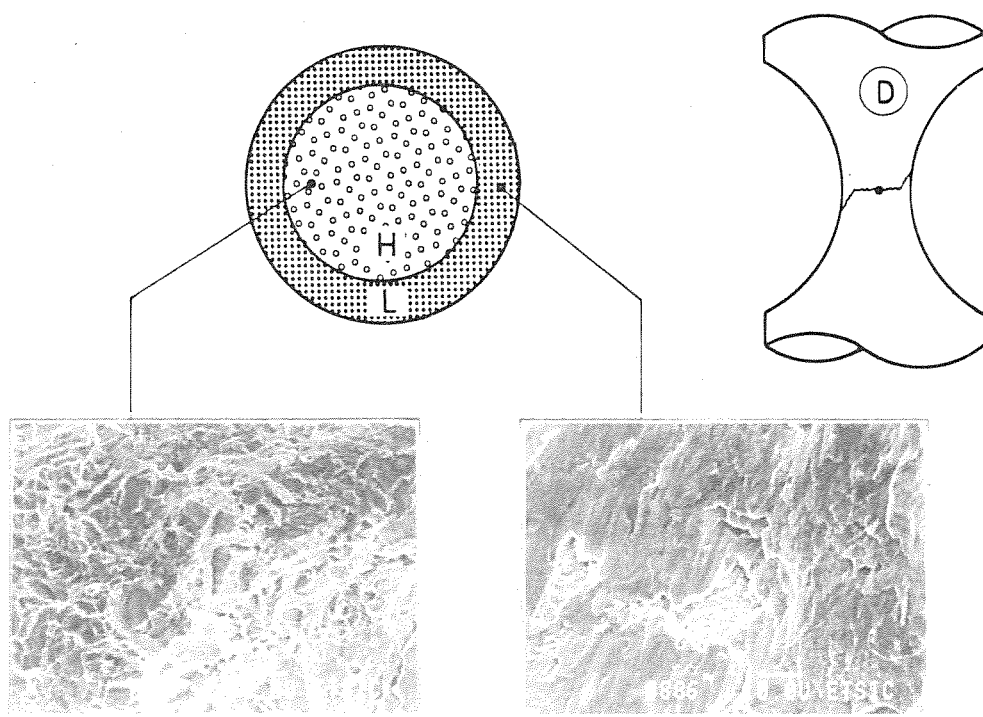
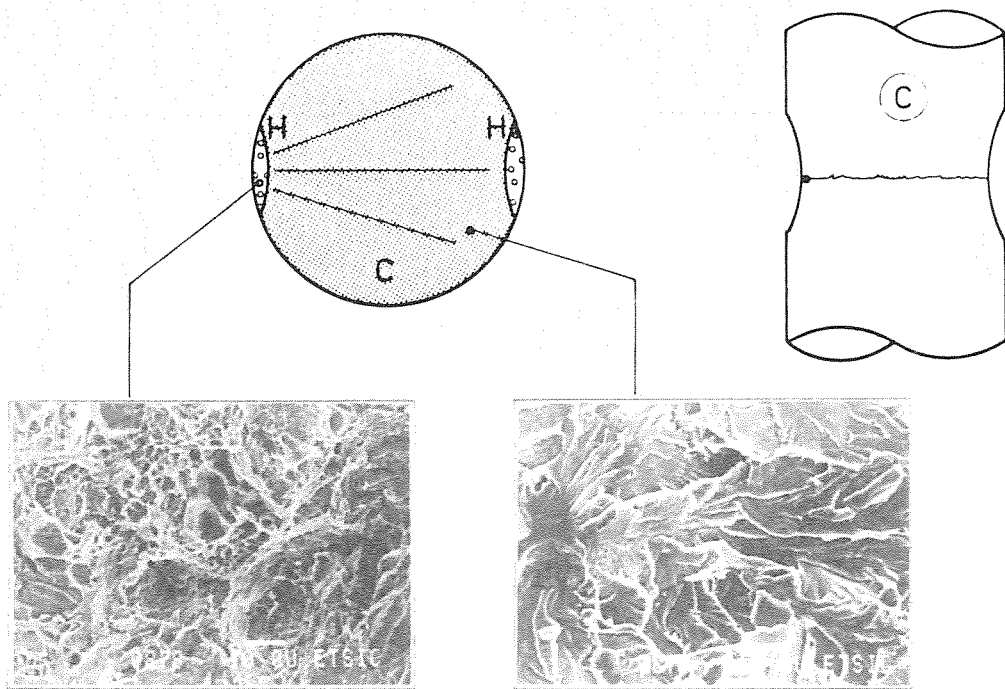


Fig. 4. Curvas carga-desplazamiento



C ≡ Cuasi-clivaje ; H ≡ Huecos ; L ≡ Labio dúctil

Fig. 5. Superficies de fractura

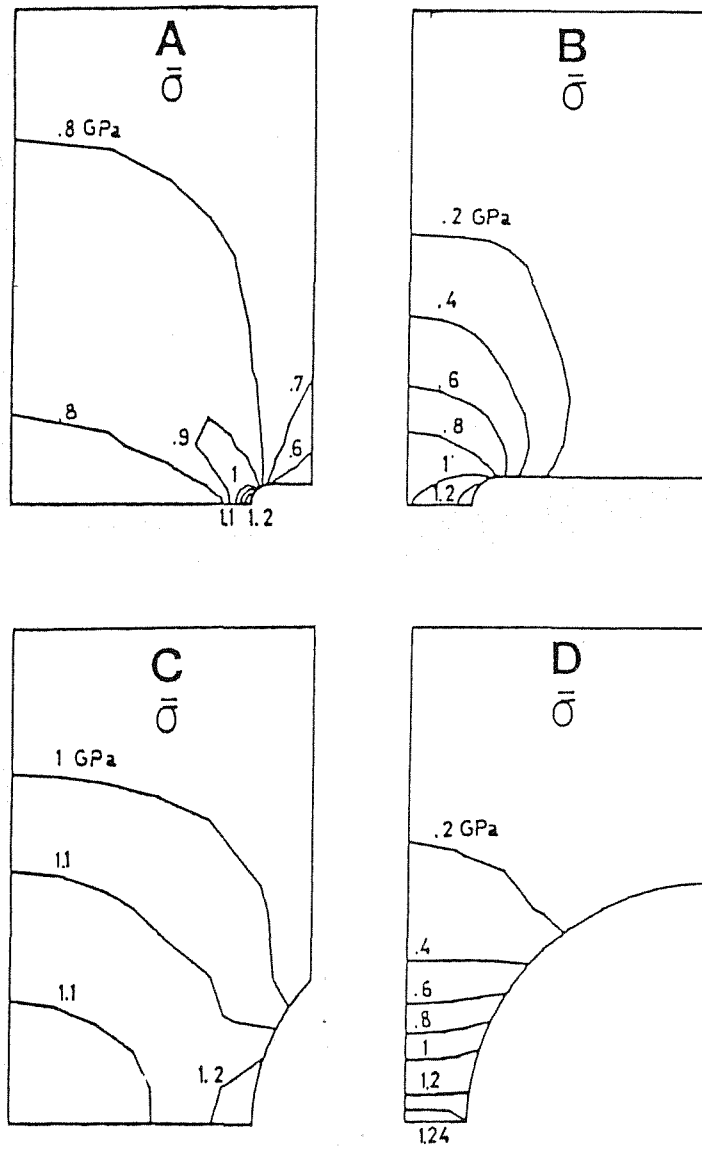


Fig. 6. Distribución de tensión equivalente

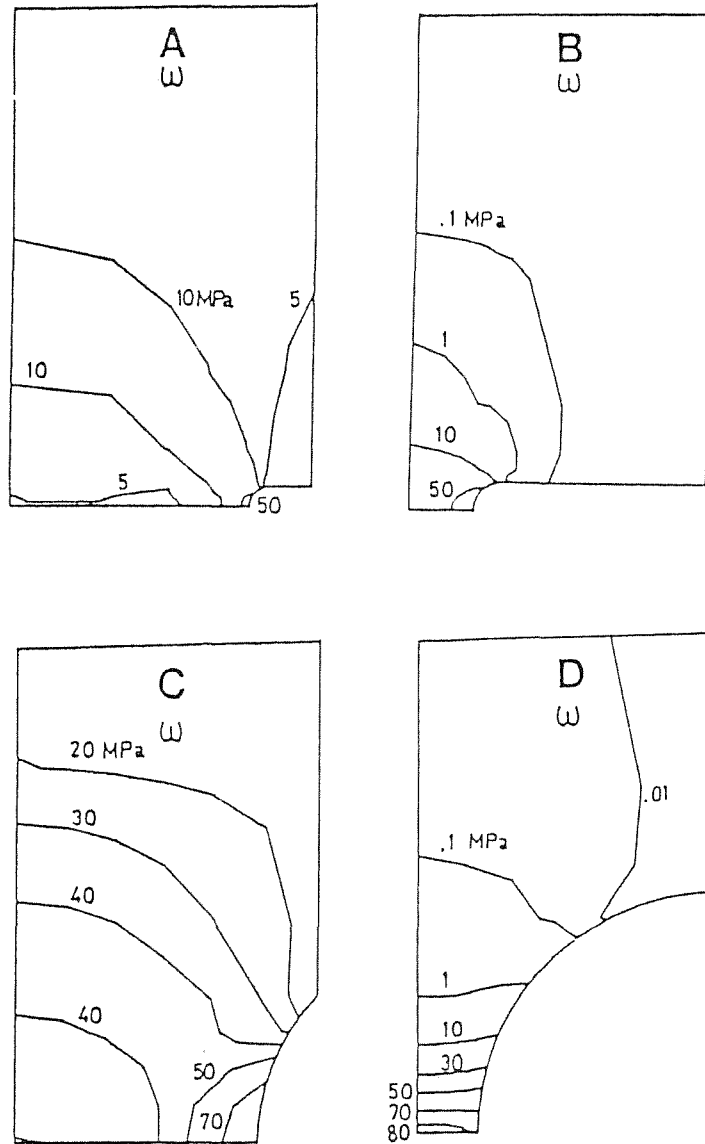


Fig. 7. Distribución de densidad de energía de deformación

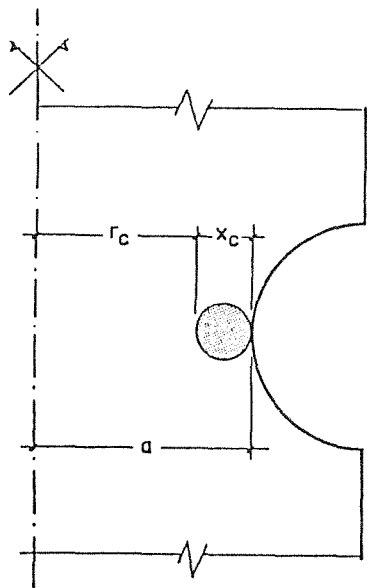


Fig. 8. Zona crítica

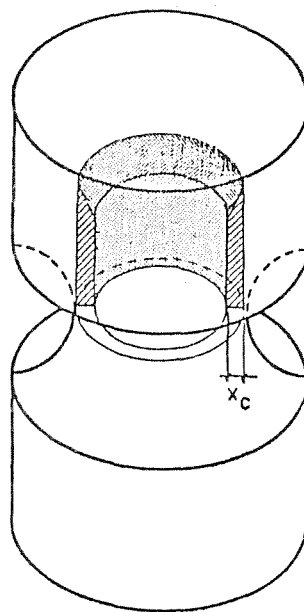


Fig. 9. Cálculo del valor medio

CRITERIO FRACTURA AMBIENTE INERTE

	$x_c = x_{cL}$		$x_c = 2x_{cL}$		$x_c = 3x_{cL}$	
	$\bar{\sigma}$	ω	$\bar{\sigma}$	ω	$\bar{\sigma}$	ω
A	1299	104.9	1243	84.0	1188	63.2
B	1324	115.3	1299	103.5	1281	95.0
C	1287	96.6	1283	94.9	1278	93.2
D	1251	83.0	1251	82.8	1251	83.0
	1290 ± 15	100 ± 7	1260 ± 10	91 ± 5	1250 ± 20	84 ± 7
	6%	28%	4%	23%	7%	33%

Tabla 1. Establecimiento del criterio de fractura

CALCULO DE LA TENSION DE FLUENCIA Y DEL ENDURECIMIENTO
POR DEFORMACION EN METALES FCC

F. Hernández Olivares* y J. Gil Sevillano**

(**) Departamento de Ciencia de Materiales de la E.T.S.I. Caminos,
Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. 28040 MADRID

(*) E.T.S.I. Industriales de San Sebastián. Universidad de
Navarra. Urdaneta, 7.- 20006 SAN SEBASTIAN

RESUMEN. -

Se presenta un modelo para calcular la tensión de fluencia plástica y el endurecimiento por deformación de metales FCC a temperaturas bajas e intermedias ($T < 0.3 T_p$). El modelo aplica la técnica de la simulación por computador del avance de una dislocación a través de distribuciones de obstáculos situados sobre su plano de deslizamiento para obtener la tensión necesaria para que las dislocaciones móviles superen la resistencia que ofrecen las dislocaciones que atraviesan sus planos de deslizamiento, organizadas en agrupaciones geométricas características de los diversos estadios de deformación en el interior de los granos de un policristal.

Asimismo se calcula por primera vez el incremento de longitud de dislocación que acompaña a la deformación plástica como consecuencia de la interacción entre dislocaciones fijas y móviles. A partir de estos datos se obtiene la contribución del "bosque" de dislocaciones al endurecimiento por deformación y se compara con medidas experimentales en varios metales FCC, poniéndose de manifiesto un buen acuerdo. Se discute el efecto de la microestructura.

ABSTRACT. -

A model is presented to assess the Flow Stress and Work Hardening of FCC polycrystals at low temperature large strain. The model is founded on computer simulation technics of dislocation glide through randomly distributed obstacles over its glide plane to obtaine the necessary minimum stress for the mobile dislocation freely slips overcoming the forest dislocation strength to be cut for it. The forest dislocations are supposed arranged resembling closely the microstructure observed into the grains of the polycrystals.

At the same time it is calculated the dislocation length increment due to plastic strain and to pinned and mobile dislocation interactions. From this data it is obtained the forest dislocation contribution to Work Hardening and it is compared with equivalent experimental measurements on several FCC polycrystals showing an excellent agreement. It is disussed the microstructure influence.

1.- INTRODUCCION

La deformación plástica de los materiales cristalinos se produce por generación y movimiento de dislocaciones y por maclaje. El primer mecanismo es característico de los cristales FCC y su enorme complejidad justifica el que aunque fue el primer problema que abordó la teoría de dislocaciones, puede que sea el último en ser resuelto [1].

La microestructura de un policristal sometido a grandes deformaciones presenta características singulares que permiten caracterizarla en función de la distribución geométrica tridimensional del entramado de dislocaciones en el interior de cada grano. Para temperaturas bajas e intermedias no se produce trepado de dislocaciones y su acumulación en torno a las zonas impenetrables da lugar a una primera microestructura que puede denominarse abierta: regiones de una gran densidad de dislocaciones rodeadas de zonas limpias.

Esta microestructura abierta desaparece con el progreso de la deformación para dar lugar a una organización celular, con la aparición de microbandas, en la que las regiones densamente pobladas se encuentran sometidas a fuertes campos de tensiones internas de largo alcance. Los mecanismos de aniquilación entre dislocaciones de signo contrario y el deslizamiento cruzado comienzan a ser operativos y si la deformación plástica progresa hacia deformaciones muy grandes la microestructura que se observa experimentalmente muestra un predominio de paredes bidimensionales (subjuntas de grano) frente a la estructura celular anterior. La energía de defectos de apilamiento (SFE) influye notablemente en la geometría de la microestructura [2].

El único modelo teórico que predice este tipo de organización microestructural se debe a Holt [3]. Las hipótesis fenomenológicas de Kuhlmann-Wilsdorf basadas en el principio de semejanza y que proponen configuraciones de mínima energía han recibido mucha atención y alguna crítica por las fuertes tensiones internas que existen en el interior de estos elementos microestructurales [4].

El objetivo de este trabajo es calcular la tensión de fluencia y el endurecimiento por deformación de un policristal FCC sometido a grandes deformaciones a temperaturas bajas e intermedias, cuando los únicos obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones móviles son las demás dislocaciones del cristal organizadas en configuraciones geométricas cuyas características son las comentadas anteriormente, el "bosque de dislocaciones". Para ello se ha supuesto que cualquier dislocación móvil encuentra una distribución similar de obstáculos a su deslizamiento, tipificada geoméricamente, y que la tensión de fluencia plástica es la necesaria para que esa dislocación representativa delice grandes distancias (superiores al tamaño medio de la unidad microestructural: el subgrano o la unidad celular). El endurecimiento viene determinado por la longitud de dislocación móvil que se incorpora al bosque debido a la impenetrabilidad de las zonas duras que encuentra en su recorrido.

Estos cálculos se comparan con medidas experimentales en Cu, Al y acero austenítico.

2.- TECNICA

Se ha aplicado a este problema la técnica de la simulación por computador del deslizamiento de una dislocación a través de una distribución de obstáculos que se encuentran distribuidos sobre su plano de deslizamiento [5]. En nuestro caso estos obstáculos son las demás dislocaciones del bosque que atraviesan ese plano, formando distribuciones geométricas características de cada estadio de deformación. Se han identificado las siguientes configuraciones geométricas:

- Uniforme aleatoria (UR). Fig. 1,(a)
- Abierta (CH). Fig. 1,(b): Similar a la aleatoria pero con canales libres de obstáculos.
- Celular (C10, C5). Fig. 1,(c): Regiones libres de obstáculos rodeadas por paredes de un grosor determinado.
- Subgrano (SI, SII). Fig. 1,(d): Retículo formado por obstáculos alineados distribuidos aleatoriamente, rodeando zonas libres de obstáculos.

Estas estructuras planas representan cortes del entramado tridimensional de dislocaciones del cristal realizados sobre el plano de deslizamiento de una dislocación móvil.

La tensión tangencial crítica de fluencia plástica de un policristal, τ_c , verifica la relación

$$\tau_c = \alpha Gb \sqrt{\rho} \quad (1)$$

donde G es el módulo de cizalladura, b el vector de Burgers, ρ la densidad volumétrica de dislocaciones y α un parámetro adimensional que depende de la estructura. Si ρ_s es el número de dislocaciones que atraviesan el área unidad del plano de deslizamiento de una móvil, se tiene $\rho_s = \rho/2$; teniendo en cuenta que -en promedio- sólo el 20% de las dislocaciones del bosque reaccionan con la que desliza [6-8], $\rho_s = \rho/10$. La separación media entre los obstáculos reales situados sobre el plano de deslizamiento de la dislocación móvil es $L = \sqrt{10/\rho}$, luego

$$\tau_c = \alpha Gb \sqrt{\rho} = \alpha \frac{Gb}{L} \sqrt{10} \quad (2)$$

Es decir,

$$\tau^* = \frac{\tau_c}{Gb/L} = \alpha \sqrt{10} \quad (3)$$

donde τ^* es la tensión crítica adimensional (en unidades de Gb/L, la tensión de Orowan).

Se ha obtenido el valor de τ^* para las geometrías descritas en la Fig. 1 realizando una serie de tres simulaciones por computador para cada configuración de obstáculos empleando la técnica del círculo rodante [5] y asignando a los obstáculos el espectro de resistencias calculado por Saada [6-7] y Shoeck, Frydman [8] para las interacciones atractivas entre dislocaciones en cristales FCC. A partir de estos resultados se ha determinado $\alpha = \tau^*/\sqrt{10}$ para cada configuración de la distribución de obstáculos.

El endurecimiento puede calcularse a partir de (1), pues si $d\Gamma$ es un incremento infinitesimal de cizalladura plástica

$$\theta_f = \frac{d\tau}{d\Gamma} = \frac{\alpha G b}{2\sqrt{\rho}} \frac{d\rho}{d\Gamma} \quad (4)$$

la dislocación móvil deja tras de sí una longitud Δl incorporada al área A del cuadrado de la simulación, formando lazos cóncavos rodeando regiones impenetrables, luego por unidad de volumen

$$d\rho = \frac{\Delta l}{h \cdot A} \quad (5)$$

siendo h la distancia media entre planos de deslizamiento activos. La cizalladura correspondiente es

$$d\Gamma = \frac{b}{h} \quad (6)$$

Luego,

$$\theta_f = \frac{\alpha}{2\sqrt{10}} \frac{\Delta l}{A} \quad (7)$$

Se ha medido Δl para cada simulación y se ha hecho la hipótesis de que está siendo barrido todo plano de deslizamiento de cada sistema activo [9].

La activación térmica se ha simulado utilizando la técnica del grupo de Berkeley [10], calculando los tiempos de residencia de la dislocación en cada configuración estable [11].

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

En la Fig.2 se han representado los valores medios del parámetro α y del endurecimiento atérmico correspondiente para cada configuración de la distribución de obstáculos. Las estructuras abiertas, que son las menos resistentes, muestran un endurecimiento elevado, mientras que las de tipo subgrano que son las que predominan en los estadios finales de la deformación exhiben un endurecimiento muy pequeño. Los valores experimentales medidos del parámetro α varían entre 0.2 y 0.4 para metales y aleaciones FCC de SFE media y alta; los calculados con nuestro

programa se sitúan entre 0.15 y 0.37 [11].

La influencia de la temperatura se pone de manifiesto en la Fig. 3, donde se representan los cálculos de las simulaciones de la velocidad de la dislocación en función de la tensión aplicada para cuatro temperaturas distintas. La velocidad aumenta con la tensión y con la temperatura de modo casi exponencial [9].

A partir de estas relaciones se han calculado los valores de la sensibilidad isoestructural m del bosque de dislocaciones para cada configuración geométrica

$$m = \left. \frac{\partial \ln \Gamma}{\partial \ln \tau} \right|_{T, S} \quad (10)$$

En la Fig. 4 se han representado en función de la temperatura adimensional. Superpuestos a ellos se han incluido medidas experimentales de m realizadas en probetas de Cu y Al a grandes deformaciones para las temperaturas indicadas [12]. El acuerdo es excelente, como lo era el obtenido entre las medidas y cálculo del parámetro α .

En cambio, los valores calculados del endurecimiento son inferiores a los medidos experimentalmente, lo que pone de manifiesto la contribución real de otros mecanismos no incluidos en las simulaciones, particularmente el deslizamiento cruzado en recorridos del orden de las dimensiones lineales de las unidades microestructurales.

4.- CONCLUSIONES

Utilizando la técnica de la simulación por computador del deslizamiento de una dislocación a través de una distribución de obstáculos se ha calculado la contribución del bosque de dislocaciones a la resistencia del material a la deformación plástica. Se pone de manifiesto la importancia de la organización geométrica de las dislocaciones del bosque. Por otra parte, los valores correctos de la resistencia a la deformación plástica sólo se obtienen cuando se asigna a los obstáculos la distribución de resistencias real de las dislocaciones en los cristales FCC -los simulados en este trabajo. Los valores calculados para el endurecimiento son también los que corresponden a materiales reales, aunque son un límite inferior lo cual pone en evidencia la operatividad del deslizamiento cruzado como mecanismo que contribuye al endurecimiento del material. La sensibilidad isoestructural del material corresponde a la del bosque de dislocaciones en cristales FCC.

5.- REFERENCIAS

- [1] A.H. Cottrell. "Dislocations and Plastic Flow in Crystals". Ed. Clarendon Press. Oxford (1953).
- [2] J. Gil Sevillano, P. Van Houtte and E. Aernoudt. "Large Strain Work Hardening and Textures". Prog. Mater. Sci. 25 (1980) 69.
- [3] D.L. Holt. J. Appl. Phys. 41 (1970) 3197.
- [4] "Proceedings of the International Conference on Low Energy Dislocation Structures". Mat. Sic. Eng. 81 (1986).
- [5] A.J.E. Foreman and M.J. Makin. Philos. Mag. 14 (1966) 911.
- [6] G. Saaada. Acta Metall. 8 (1960) 841.
- [7] G. Saaada. Acta Metall. 9 (1961) 166.
- [8] G. Schoeck and R. Frydman. Physica Status Solidi (b) 53 (1972) 661.
- [9] F. Hernández Olivares y J. Gil Sevillano. Acta Metall. 35 (1987) 631.
- [10] S. Altinkas, Ph.D. Thesis. Berkeley (1978).
- [11] F. Hernández Olivares, Ph. D. Thesis. Universidad de Navarra (1985).
- [12] J.M. Alberdi, Ph.D. Thesis. Universidad de Navarra (1984).

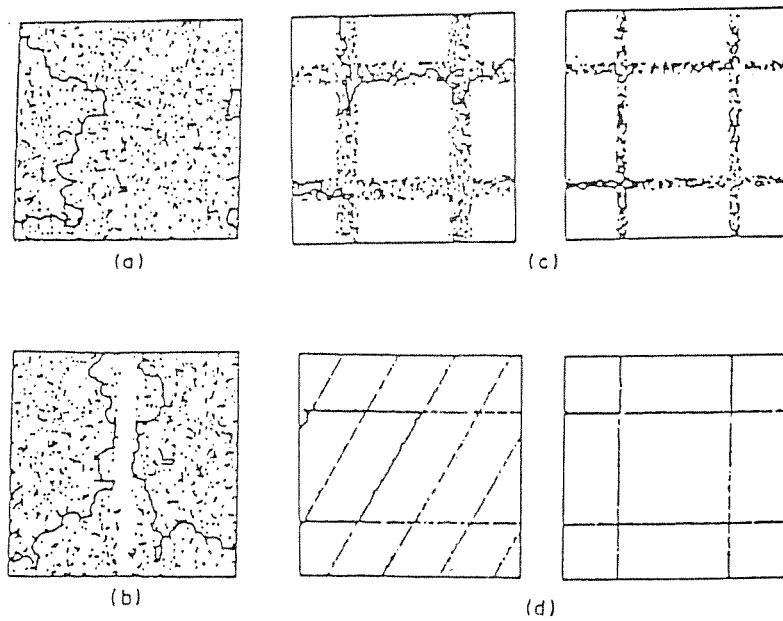


Fig.1.- Configuraciones geométricas de las distribuciones de obstáculos utilizadas en las simulaciones

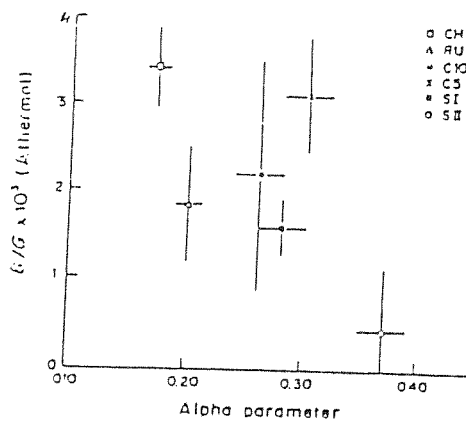


Fig.2.- Representación gráfica de los valores calculados del endurecimiento atermico en función del parámetro α para las seis configuraciones de obstáculos simulados.

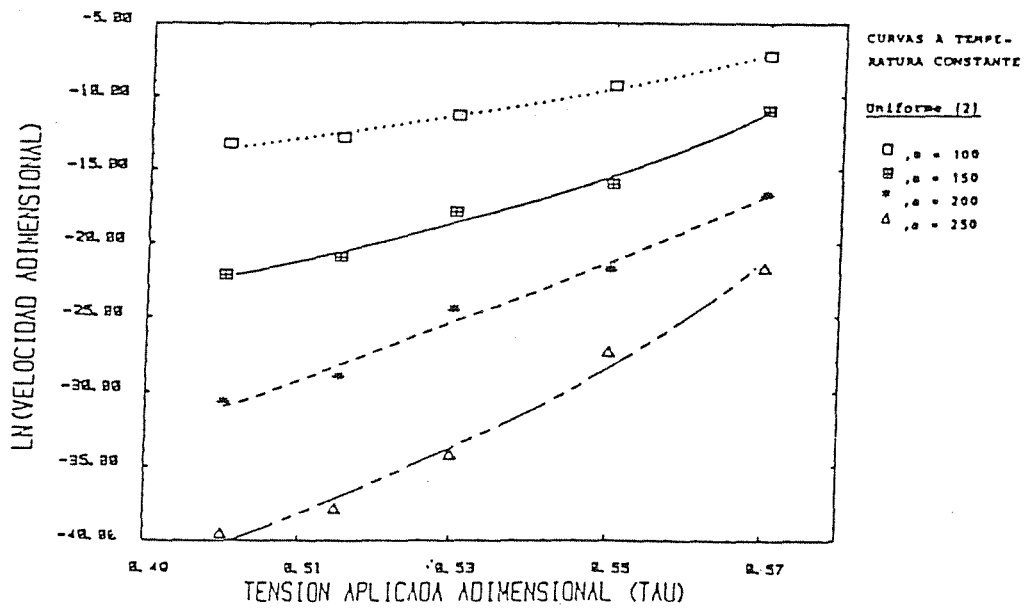


Fig.3.- Velocidad de la dislocación en función de la tensión para cuatro valores de la temperatura recíproca adimensional α^* .

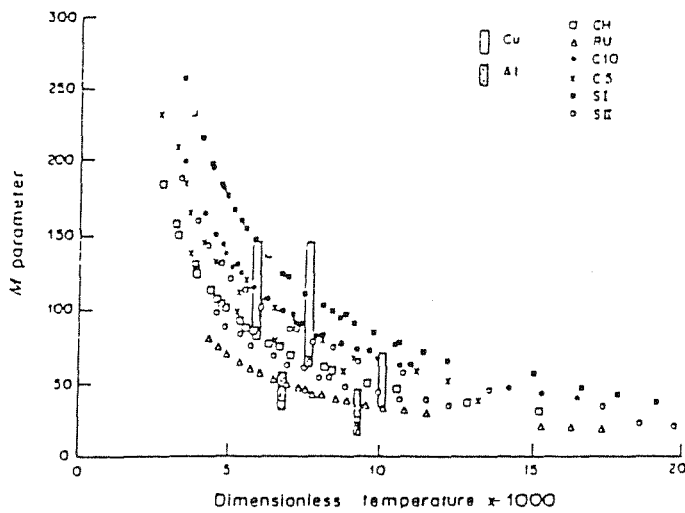


Fig.4.- Sensibilidad isoestructural (m) en función de la temperatura adimensional T^* .

TENSIONES RESIDUALES INTERNAS EN ALAMBRES TREFILADOS

JOSE MANUEL CAMPOS Y MANUEL ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

En el presente trabajo se caracterizan las tensiones residuales internas en alambres trefilados de acero eutectoide de alta resistencia tras distintos tratamientos finales de fabricación, así como su modificación mediante laminado superficial bajo diferentes presiones. La técnica utilizada para la medida de estas tensiones residuales es la difracción de rayos X.

Se estudia la influencia de las tensiones residuales en la resistencia de estos aceros a la fragilización por hidrógeno en ensayos normalizados de tiocianato amónico.

SUMMARY

Surface residual stresses in eutectoid steel wires have been measured using X-ray diffraction techniques. Residual stresses have also been measured in depth, up to 500 μm for three commercial steel wires (as drawn, stress relieved and stabilized) and cold drawn wires plus surface residual stresses induced by rolling. In addition, these samples have been tested to check their susceptibility to hydrogen embrittlement, using the NH_4SCN test, aiming to correlate this behaviour with measured residual stress profiles.

1. INTRODUCCION

En el presente trabajo se caracterizan las tensiones residuales internas en varios alambres de acero eutectoide trefilado causadas por los diferentes tratamientos termomecánicos a los que se somete el material en sus etapas finales de fabricación.

Los intentos de establecer una ley que relacione el acero utilizado con el tiempo de rotura en ensayos de fragilización por hidrógeno no han sido satisfactorios debido, entre otras causas, a la gran dispersión de los resultados. Diversos autores [1] han justificado algunos aspectos de esta dispersión por las diferentes tensiones residuales superficiales [2] e internas [3] presentes en un mismo acero, según el tipo de acabado.

La utilización de estos aceros en cables de minas, ascensores, hormigón pretensado, etc..., junto con la producción anual (alrededor de un millón de toneladas), justifica el interés por caracterizar lo mejor posible este fenómeno.

La técnica utilizada para la medida de las tensiones residuales es la difracción de rayos X. La cuantificación de estas tensiones se realiza automáticamente para direcciones elegidas previamente por el operario. Un tratamiento matemático posterior nos proporciona el tensor de tensiones. Se accede a los puntos interiores mediante pulido electrolítico. La elección de esta técnica de eliminación de material debe a que por este procedimiento no se introducen tensiones residuales pudiendo alcanzar una profundidad de 500 μm .

Las tensiones residuales en los alambres responden siempre al estado biaxial de tensiones por ser puntos en la superficie libre. El tensor completo de tensiones en puntos interiores se obtiene a partir de los valores de tensión medidos, cuando dichos puntos alcanzan la superficie libre, afectados de sus correspondientes correcciones debidas a la capa de material eliminada.

Se ha estudiado la modificación de las tensiones residuales longitudinales cuando se lamina superficialmente a los alambres y se han realizado ensayos de fragilización por hidrógeno midiendo los tiempos de rotura para cada alambre sometido a diferentes cargas de tracción, lo que ha proporcionado un índice de la susceptibilidad de este material a la fragilización por hidrógeno.

2. DESARROLLO TEORICO

Debido a la mínima profundidad de material alcanzada por los rayos X en su difracción (inferior a 16 μm), puede considerarse que las tensiones medidas son las verdaderas tensiones residuales superficiales en el acero [4].

Para la obtención del tensor de tensiones se miden las tensiones residuales según tres direcciones prefijadas (ϕ) en un sistema de referencia situado en el alambre. Se eligen las direcciones a 0° , 45° y 90° con respecto al eje longitudinal del alambre (Fig. 1). En este sistema de medida:

$$\begin{aligned}\sigma_{zz}^m &= \sigma_0 \\ \sigma_{\theta\theta}^m &= \sigma_{90} \\ \sigma_{\theta z}^m &= \sigma_{45} - \frac{\sigma_{zz}^m + \sigma_{\theta\theta}^m}{2} \\ \sigma_{rr}^m &= \sigma_{rz}^m = \sigma_{r\theta}^m = 0\end{aligned}\tag{1}$$

Cuando después de un pulido electrolítico un punto interior (P_i) (Fig. 2a) alcanza la superficie (P_{is}) (Fig. 2b) su estado tensional puede conocerse siguiendo el procedimiento anterior. Ahora bien, cuando se elimina una capa anular de espesor (d), las tensiones residuales medidas deben corregirse considerando la redistribución tensional necesaria para satisfacer las nuevas condiciones de equilibrio y por la ausencia de tensiones σ_{rr} , σ_{rz} y $\sigma_{r\theta}$

Para calcular las verdaderas tensiones residuales internas a partir de las medidas es necesario suponer:

- a) Geometría perfectamente cilíndrica
- b) Las tensiones sólo son funciones del radio (r).
- c) Descarga elástica de las tensiones residuales cuando se elimina una capa de material concéntrica de espesor constante.

La teoría de la elasticidad proporciona nueve ecuaciones diferenciales: tres para el equilibrio mecánico y las seis ecuaciones de compatibilidad. Las únicas soluciones posibles bajo estas condiciones son [5]:

$$\begin{aligned}\sigma_{rr}(r_1) &= \int_R^{r_1} (\sigma_{\theta\theta}^m(r))/r \, dr \\ \sigma_{zz}(r_1) &= \sigma_{zz}^m(r_1) + 2 \int_R^{r_1} (\sigma_{zz}^m(r))/r \, dr \\ \sigma_{\theta\theta}(r_1) &= \sigma_{\theta\theta}^m(r_1) + \sigma_{rr}^m(r_1)\end{aligned}\tag{2}$$

donde (R) es el radio inicial, (r_1) es el radio a la profundidad de in-

terés, (σ_{ij}^m) es la tensión medida superficial en el punto considerado y (σ_{ij}) es la tensión verdadera interna en el punto considerado.

La tensión cortante $(\sigma_{\theta z}(r_i))$ se calcula considerando que las tensiones normales y cortantes son independientes entre sí [6]:

$$\sigma_{\theta z}(r_1) = \sigma_{\theta z}^m(r_1) + (4/r_1^3) \int_R^{r_1} \sigma_{\theta z}^m(r) r^2 dr \quad (3)$$

Por otra parte, las tensiones σ_{rz} y $r_{r\theta}$ en el tipo de problema que estamos considerando pueden despreciarse frente a σ_{zz} , $\sigma_{\theta\theta}$ y $\sigma_{\theta z}$ [7].

En resumen, a partir de las medidas de σ_{zz} , $\sigma_{\theta\theta}^m$ y $\sigma_{\theta z}^m$ en un punto de la superficie se pueden deducir, de forma aproximada, las componentes σ_{zz} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{\theta z}$ y σ_{rr} del tensor de tensiones correspondiente a un punto situado a una profundidad d .

3. TECNICAS EXPERIMENTALES

3.1 Medida de Tensiones Residuales

El análisis de las tensiones residuales se ha realizado utilizando la difracción de rayos X por la red cristalina del material. Actualmente es el único método que proporciona información sobre las tensiones a nivel macroscópico y microscópico.

El principio del método se basa en la variación de la distancia interreticular d_{hkl} de una familia de planos cristalinos (hkl) (Fig. 3). La medida de la deformación $\epsilon = \Delta d/d_0$ está relacionada mediante la diferenciación de la ley de Bragg con el desplazamiento $\Delta 2\theta$ de un rayo difractado por la familia de planos (hkl) [8] y [9].

$$\epsilon = \Delta d/d_0 = - \frac{1}{2} \cotg \theta_0 \cdot \Delta 2\theta \quad (4)$$

Este método de medida es no-destructivo, aplicable a materiales cristalinos y la profundidad de la capa superficial afectada por la radiación es inferior a $16 \mu m$ para la radiación del $CrK\alpha$ en el acero [4] y [9].

La determinación de las tensiones a nivel macroscópico se obtiene mediante cálculo, aplicando las leyes de la mecánica de medios continuos, a partir de las medidas de las deformaciones del material [8]. Las hipótesis realizadas sobre el material para este procedimiento de medida son [9]:

- a) A nivel macroscópico, material continuo y homogéneo.
- b) Estado homogéneo de tensiones y deformaciones.
- c) Comportamiento elástico lineal.

- d) Tamaño de los granos en posición de difractar suficientemente pequeño y de orientación aleatoria para considerar al material como isótropo.

Con las hipótesis anteriores, para cada dirección ϕ la tensión σ_ϕ se obtiene a partir de la medida de las deformaciones $\epsilon_{\phi\psi}$ para cada valor ψ (Fig. 1) mediante la "ley del $\text{sen}^2\psi$ " [8]:

$$\epsilon_{\phi\psi} = \sigma_\phi \text{sen}^2\psi + W/E (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (5)$$

siendo σ_1 y σ_2 las tensiones principales y W y E valores característicos del material.

El equipo utilizado para la medida de las tensiones residuales proporciona directamente el valor de la tensión σ_ϕ para los valores de ϕ y ψ previamente seleccionados.

Para una dirección determinada por ϕ y ψ , la deformación macroscópica $\epsilon_{\phi\psi}$ está relacionada con el desplazamiento del pico de difracción $\Delta 2\theta$ mediante la ecuación (4). En la escala macroscópica la deformación $\epsilon_{\phi\psi}^m$ puede considerarse uniforme, produciendo solamente un desplazamiento del pico de difracción $\Delta 2\theta$ (Fig. 4a). En la escala microscópica la deformación $\epsilon_{\phi\psi}^m$ puede considerarse no uniforme, produciendo una mayor anchura del pico de difracción a mitad de altura Δb [4] (Fig. 4b). La deformación ocasionada en un material produce estos dos efectos: desplazamiento y ensanchamiento del pico de difracción 2θ , quedando esquematizado en la Fig. 4 donde la deformación microscópica no uniforme se representa como una red cristalina curvada.

Del estudio de la variación de la anchura del pico de difracción Δb puede describirse cualitativa y cuantitativamente el estado de la microdeformación plástica del material [9].

3.2 Accesibilidad a Puntos Interiores

Para acceder a los puntos internos del material deben mecanizarse las probetas con un procedimiento que cumpla los siguientes criterios principales:

- No introduzca tensiones suplementarias en el material.
- Conserve la simetría cilíndrica del estado tensional.
- No deteriore la superficie a fin de que las condiciones de difracción de la nueva superficie sean satisfactorias.

El único mecanizado que responde a estos criterios es el de pulido electrolítico de superficies cilíndricas. Se ha desarrollado un dispositivo experimental (Fig. 5) en el que el baño electrolítico está compuesto por fracciones volumétricas del 70%, 20% y 10% de etanol, ácido perclórico y butilglicol respectivamente. Para asegurar el mecanizado con la mejor simetría axial posible se dota a la probeta de rotación a bajas

revoluciones (20 rpm) y se agita el baño electrolítico para homogeneizar el proceso de pulido. Se hace necesaria la refrigeración del baño para asegurar que la temperatura sea inferior a 30°C dado el carácter explosivo de la mezcla. La probeta se recubre por completo excepto en la zona de pulido y la del contacto eléctrico.

3.3 Laminado Superficial

Para modificar el estado tensional residual en el acero se somete a los alambres a un proceso de laminado superficial. Este laminado se consigue haciendo pasar el alambre entre tres rodillos (Fig. 6). Dos de estos rodillos son de arrastre y proporcionan al alambre un avance de 0,2 mm/vuelta. El tercer rodillo es de presión y su eje está conectado a un resorte de $K = 12,5 \text{ Kg/mm}$ a través del cual se puede ejercer una fuerza en dirección radial (P) conocida. Este laminador se utiliza habitualmente en ensayos de fatiga para evitar roturas en mordazas.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Material de Ensayo

El material que se estudia es alambre de acero eutectoide trefilado de 7 mm de diámetro nominal utilizado para el pretensado de hormigón. De este tipo de acero se eligen dos familias que han sufrido diferentes tratamientos finales en su proceso de fabricación. Una ha sido la denominada (C) que tras el enderezado se somete a un tratamiento de envejecido con enfriamiento en aceite. La segunda familia elegida se denomina (P) y corresponde a una misma tanda de fabricación de modo que parte de este alambre tras el proceso de enderezado (P3) ha sido envejecido y enfriado en agua (P4R5) y parte ha sido estabilizado (P4R2).

TABLA 1. Características Mecánicas de los Aceros.

	$\sigma_{0,1}$ (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	$\epsilon_{\sigma\text{máx}}$ (%)	Estricción (η) (%)
C	1415	1439	1687	5,6	27,2
P3	1196	1284	1656	5,5	45
P4R5	1588	1627	1784	5	40
P4R2	1529	1558	1803	6	36

Las características mecánicas para cada una de las cuatro series de acero se obtienen a partir de ensayos de tracción simple y se indican en la Tabla 1. Los valores reflejados responden a un promedio de

tres ensayos de tracción simple para cada una de las series.

4.2 Probetas Utilizadas

Las probetas utilizadas para la caracterización del estado tensional interno y en superficie son alambres de 7 mm de diámetro y 250 mm de longitud (Fig. 7). Las probetas utilizadas para la fragilización por hidrógeno tienen una longitud de 370 mm.

Las claves para la designación de las probetas del acero P han sido:

- P3 : Acero trefilado y enderezado.
- P4R5 : Acero P3 sometido además a un proceso de envejecido con enfriamiento en agua.
- P4R2 : Acero P3 sometido además a un proceso de estabilizado.

Las claves para la designación de las probetas del acero C han sido:

- CH0 : Acero C sin laminar superficialmente.
- CH8 : Acero C laminado horizontalmente bajo una presión P = 8 Kg.
- CV26 : Acero C laminado verticalmente bajo una presión P = 26 Kg.

4.3 Caracterización del Estado Tensional

Las tensiones residuales se miden con la técnica de la difracción de rayos X con un equipo comercial automático modelo Strainflex de la marca RIGAKU.

Se mide la tensión a $\phi = 0^\circ$, 45° y 90° en un punto de una determinada generatriz elegida aleatoriamente para cada probeta. La ubicación exacta del punto de medida para cada probeta se representa en la Figura 7 con respecto al sistema de referencia fijo en la probeta (Fig. 1).

Las condiciones de difracción utilizadas han sido:

- Radiación del anticátodo de $\text{CrK}\alpha$ con longitud de onda $\lambda_{\text{CrK}\alpha} = 2,291 \text{ \AA}$, con filtro de Vanadio y fuentes de Soller.
- La tensión de radiación ha sido: 30 kV y la intensidad: 8 mA.
- Los planos de difracción han sido la familia (2, 1, 1) de la fase α del acero con $2\theta_0 = 156^\circ$.
- La zona irradiada en el punto de medida ha sido una superficie circular de 5 mm de diámetro.
- Las tensiones se han obtenido utilizando el método ordinario

y montaje Ω .

El equipo de difracción utilizado proporciona el valor de la tensión para cada dirección ϕ automáticamente utilizando el programa interno basado en la "ley del $\text{sen}^2\psi$ " (ecuación 5). La fiabilidad de sus resultados es buena, si se verifica previamente que los puntos experimentales de la curva 2θ vs. $\text{sen}^2\psi$ se ajustan a una recta. Para todas las medidas se ha realizado esta comprobación. El estado tensional superficial e interno para las probetas utilizadas se ha obtenido siguiendo el modelo de cálculo desarrollado en el apartado 2.

4.4 Ensayos de fragilización por hidrógeno

Una vez determinados los perfiles reales de las tensiones residuales en profundidad para el acero P, se somete a una serie de probetas a ensayos de fragilización por hidrógeno.

Estos ensayos consisten en someter las probetas a una carga constante del $80\% \pm 2\%$ de la carga de rotura bajo una disolución acuosa de tiocianato amónico (NH_4SCN) al 20% en peso a temperatura controlada de $50^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ siguiendo la propuesta de la FIP /10/ y del primer anteproyecto de la norma UNE 36-464 de Abril de 1985.

5. RESULTADOS

Las componentes $\sigma_{\theta\theta}$, del tensor de tensiones hasta una profundidad de 500 micras para los aceros P3, P4R5 y P4R2 se muestran en la Figura 8.

La Figura 9 muestra la evolución de las tensiones longitudinales σ_{zz} en función de la profundidad para todos los aceros estudiados, así como la variación de la anchura del pico de difracción a mitad de altura con la profundidad se muestra en la Figura 10.

Tabla 2. Ensayos de fragilización por hidrógeno.

Tipo de acero	P3	P4R2	P4R5	CHO	CH8	CV26
Carga del ensayo (kN)	52.0	51.0	52.5	51.8	51.8	51.8
Tiempo hasta rotura (h)	35	14	15	15	139	1103

Los tiempos de rotura y las condiciones de los ensayos de fragilización por hidrógeno aparecen en la tabla 2.

6. CONCLUSIONES

De los resultados anteriores podemos obtener las siguientes conclusiones:

1. El tratamiento de envejecido, para los alambres estudiados, elimina ligeramente las tensiones residuales de compresión y no parece afectar a las tensiones residuales longitudinales a profundidades mayores de 0,1 mm. También se produce una disminución de la anchura del pico de difracción.
2. El tratamiento de estabilizado introducen en estos alambres, tensiones internas longitudinales por lo menos hasta una profundidad de 500 μm . La anchura del pico de difracción aumenta considerablemente.
3. El laminado superficial sobre el acero C, que presenta un estado tensional macro y microscópico semejante al P3, introduce siempre tensiones de compresión. La presión de laminado afecta tanto al valor de la tensión de compresión en superficie como al espesor de la zona del alambre sometida a compresiones. A nivel microscópico se observa el aumento del nivel de plastificación y de la profundidad plastificada al aumentar la presión de contacto en el laminado.
4. Los tiempos de rotura en los ensayos de fragilización por hidrógeno disminuyen al disminuir las tensiones superficiales de compresión. Cuando se aumenta la presión de laminado estos tiempos a rotura aumentan considerablemente. Este hecho se debe al aumento de la tensión superficial de compresión y al incremento del espesor de la película superficial comprimida.

Estos resultados ponen de manifiesto, una vez más, la importancia de las tensiones residuales en la superficie del alambre, cuando se quieren interpretar los fenómenos de fisuración por fatiga [11], corrosión bajo tensión, [1], [2] y [3] y corrosión-fatiga.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado contando con la financiación de la CAICYT, proyecto nº 1459/82.

REFERENCIAS

- [1] Elices, M. et al, British Corrosion J., Vol. 18, pp. 80-84, 1983.
- [2] Sánchez, S., Elices, M., Rev. Iberoam. Corros. y Protec., Vol. XVII, nº 1, pp. 35-42, 1986.

- [3] Campos, J.M., Elices, M., Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 3, pp. 251-256, 1986.
- [4] Maeder, G., Chemica Scripta, Vol. 26A, pp. 23-31, 1986.
- [5] "Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction. SAE J784a", Report of Iron and Steel Technical Committee approved September 1960 and last revised by Fatigue Design and Evaluation Committee, August, 1971.
- [6] Lemaitre, R., Tesis Doctoral, ENSAM, París, 1982.
- [7] Maeder, G., Comunicación Privada, Ecole National Superieure d'Arts et Metiers (ENSAM), París
- [8] Castex, L. et al, "Determination des Contraintes Résiduelles par Diffraction des Rayons X", ENSAM, Publications Scientifiques et Techniques, núm. 22, París, 1981.
- [9] Maeder, G., Ann. Chim. Fr., Vol. 11, pp. 159-175, 1986.
- [10] FIP-78 (Stress Corrosion Test), "Stress Corrosion Cracking Resistance Test for Prestressing Tendons", Technical Report, Núm. 5, FIP, Wexham Spring, Slough, U.K.
- [11] Llorca, J., Tesis Doctoral, E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de Madrid, Diciembre 1986.

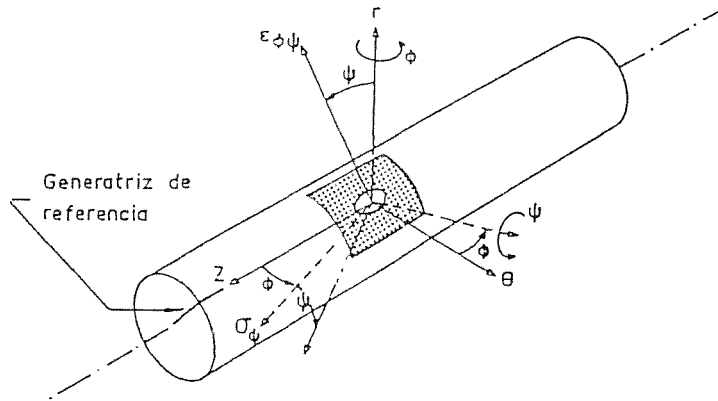


Fig. 1 : Sistemas de referencia en las probetas.

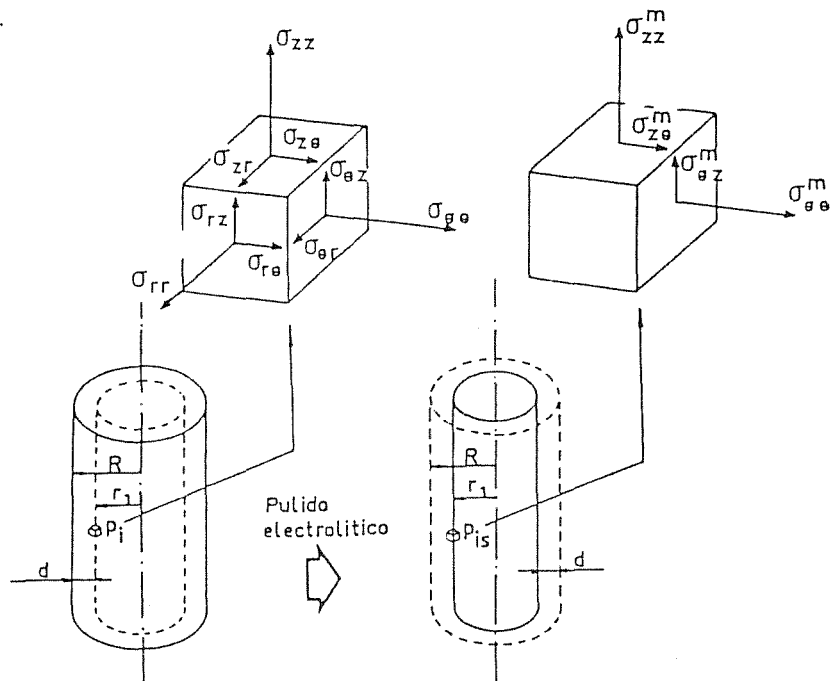


Fig. 2 : Estado tensional en los puntos de estudio. a) Cuando el punto es interior. b) Cuando el punto alcanza la superficie.

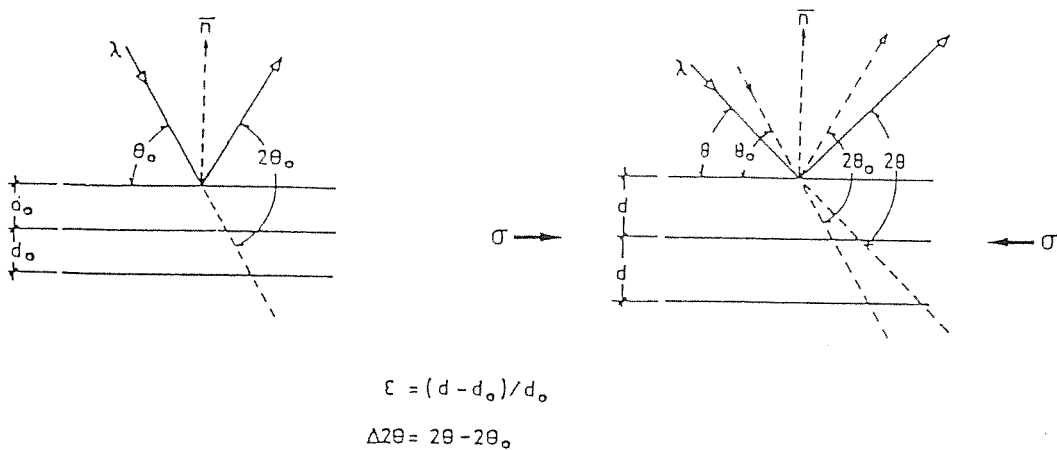


Fig. 3 : Principio de medida de la deformación por difracción de rayos X.

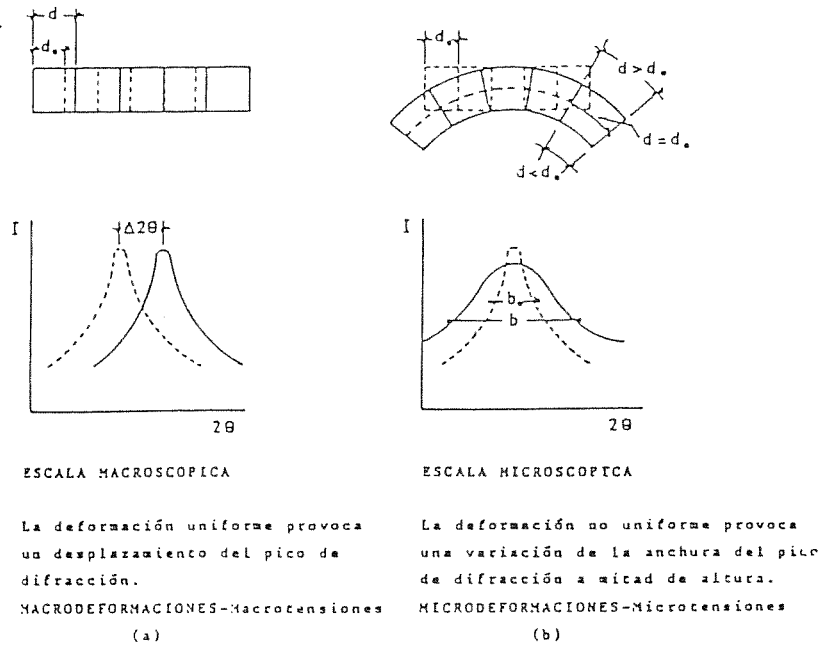


Fig. 4 : Desplazamiento (a) y ensanchamiento (b) del pico de difracción por rayos X.

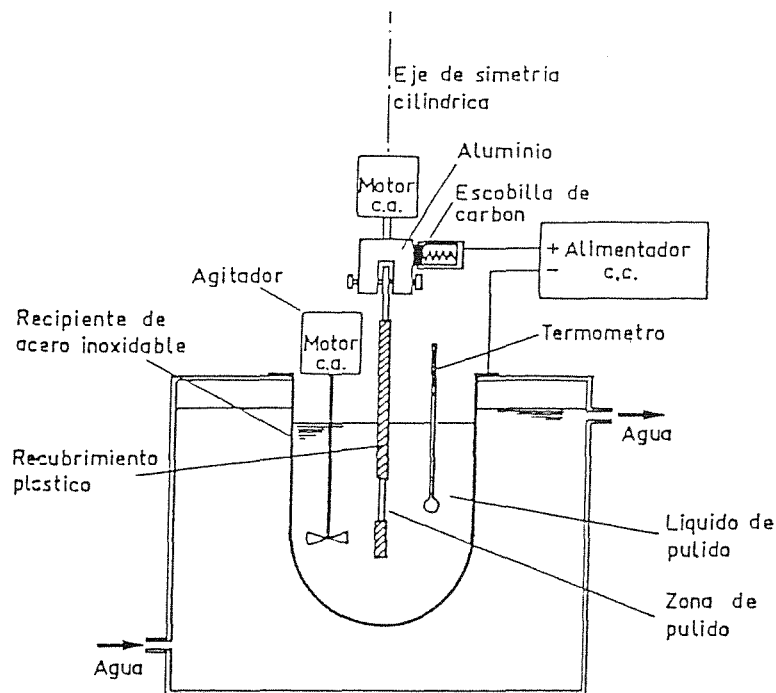


Fig. 5 : Dispositivo experimental de pulido electrolítico.

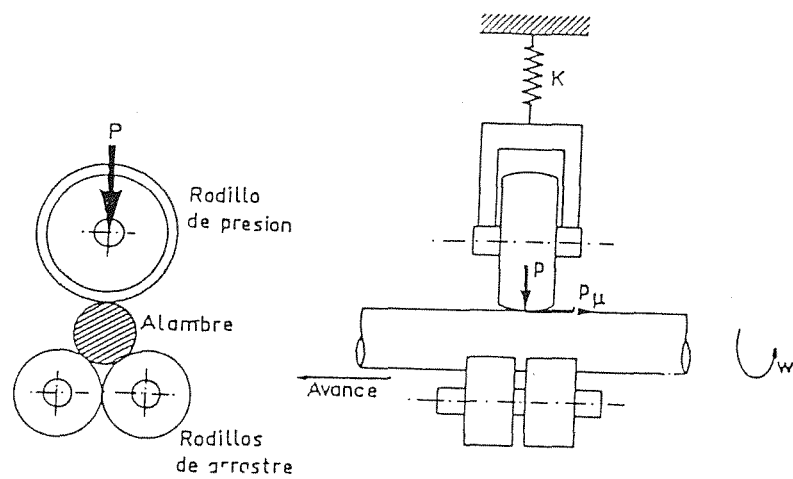


Fig. 6 : Dispositivo de laminación superficial.

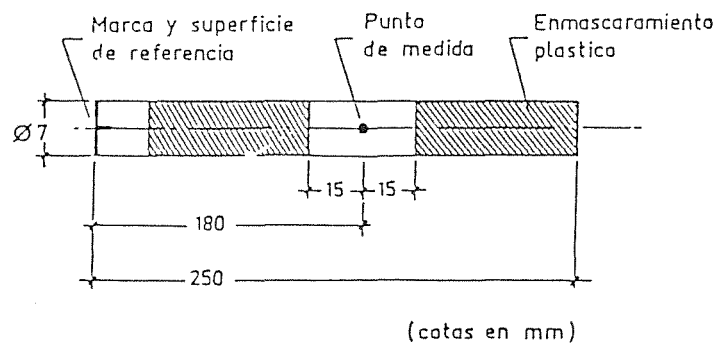


Fig. 7 : Probetas utilizadas para la caracterización del estado tensional interno.

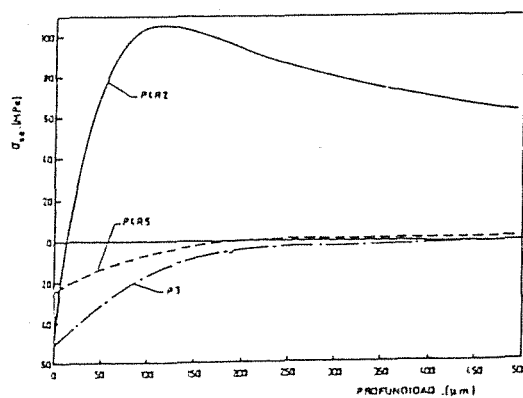


Fig. 8 : Tensión $\sigma_{\theta\theta}$ en función de la profundidad para los aceros P3, P4R5 y P4R2.

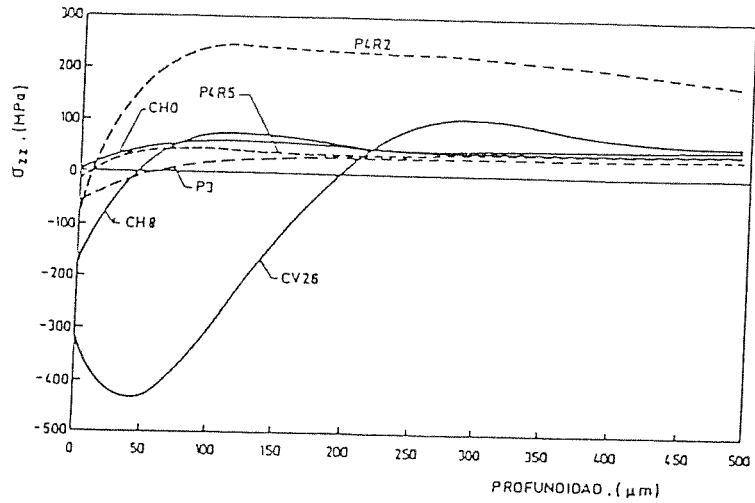


Fig. 9 : Tensión σ_{zz} en función de la profundidad para todos los aceros estudiados.

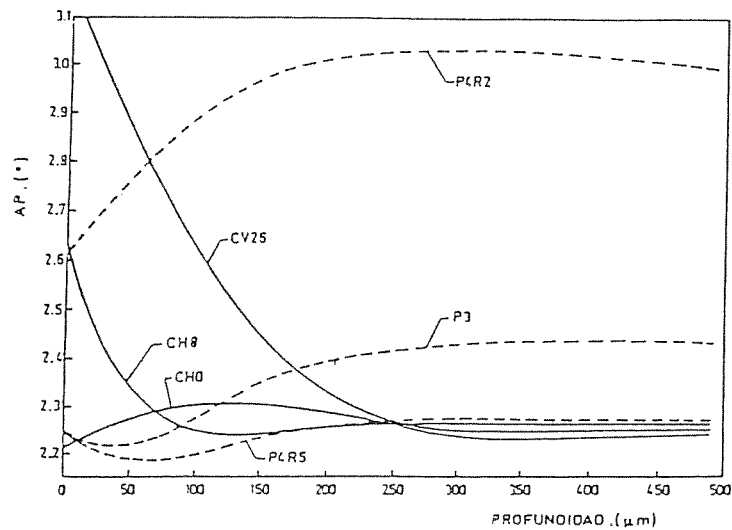


Fig. 10 : Evolución de la anchura del pico de difracción con la profundidad para todos los aceros estudiados.

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION
EN LA DUCTILIDAD DE UN ACERO AL CARBONO CON 0,14% C

L.E. Cepeda, J.M. Rodriguez Ibabe, J.J. Urcola Galarza, M. Fuentes Pérez.

CEIT (CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TECNICAS DE GUIPUZCOA)
B° de Ibaeta, s/n,
20009 - SAN SEBASTIAN

RESUMEN

Se ha analizado en un acero al carbono con 0,14% C el efecto que sobre la ductilidad ejercen la temperatura y la velocidad de deformación, realizando ensayos de torsión en un rango de temperaturas comprendido entre 850 y 1100°C y utilizando tres velocidades de deformación: $\dot{\epsilon} \approx 10^{-3}$, 10^{-1} y 1 s^{-1} .

Los resultados muestran que existe una zona de baja ductilidad entre 850 y 1000-1050°C. Este comportamiento está relacionado con la presencia de precipitados de AlN que al impedir la recristalización dinámica ocasionan la formación de grietas intergranulares. A partir de 1050°C los precipitados comienzan a disolverse o a engrosar rápidamente con lo cual el daño intergranular se reduce notablemente, originando un fuerte aumento de la ductilidad.

SUMMARY

The ductility of an 0,14% C carbon steel has been studied by hot torsion testing at temperatures ranging from 850 to 1100°C and at different equivalent strain rates: $\dot{\epsilon} \approx 10^{-3}$, 10^{-1} y 1 s^{-1} .

Results show that there is a low ductility trough between 850 and 1000 ÷ 1050°C. This is related to the precipitation of AlN particles which inhibiting the dynamic recrystallization promote intergranular cracks. At 1050°C the precipitates either dissolve or coarsen, reducing the intergranular damage and improving the hot ductility of the material.

1. INTRODUCCION

Los aceros calmados con Al y los aceros microaleados con Nb son materiales que con frecuencia presentan problemas industriales de agrietamiento, tanto en el proceso de obtención mediante colada continua como posteriormente durante el conformado, caracterizándose por su baja ductilidad en caliente [1,2]. Este problema de falta de ductilidad resulta más manifiesto cuando los procesos se realizan a velocidades de deformación bajas [3].

Se han propuesto diversos modelos con objeto de explicar los mecanismos que intervienen en la falta de ductilidad de estos materiales. En primer lugar, se consideró que era una consecuencia de deformar el material en la zona bifásica ferrita-austenita [4]: la deformación se concentraría en la fase blanda originando una descohesión intergranular. Sin embargo, dicha apreciación queda invalidada al constatar experimentalmente que el problema de la fragilidad persiste cuando la deformación tiene lugar a temperaturas correspondientes a la zona austenítica.

Más recientemente, la falta de ductilidad en caliente se ha explicado como una consecuencia del efecto que ejercen los precipitados de nitruros y carburos de Al y Nb que presentan estos materiales [3,5,6]. Dichos precipitados actúan como inhibidores de la movilidad de las juntas de grano, creando unas fuertes concentraciones de tensiones en las mismas y dificultando los procesos de recristalización. Como consecuencia, a medida que aumenta la deformación se forman grietas intergranulares que conducen a una fuerte caída en la ductilidad del material.

Uno de los procedimientos propuestos para mejorar la ductilidad es la adición de Ti a la colada [5]. Este elemento posee mayor tendencia que el Al y el Nb a formar nitruros y carburos. Si bien los mecanismos que actúan no son totalmente conocidos, los TiN parecen presentar o bien un menor efecto de anclaje de las juntas de grano que los AlN, o bien parte de ellos precipitados a partir de la fase líquida con un tamaño exageradamente grande contribuyen a mejorar la ductilidad del material.

En este trabajo se presenta un estudio de la influencia de los nitruros de Al en la ductilidad en caliente de un acero al carbono, analizándose el efecto del tamaño de los precipitados, así como las condiciones de deformación (temperatura y velocidad de deformación). Finalmente se considera la mejora que puede suponer la adición de Ti en la colada.

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El trabajo se ha llevado a cabo con dos aceros al carbono cuya composición química se señala en la Tabla 1. La diferencia entre los dos aceros estriba en que a uno de ellos se le ha adicionado Ti.

Tabla 1 : Composición química (%)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
.14	.73	.35	.014	.004	.10	.12	.04	.22	.027
.13	.68	.25	.021	.004	.10	.12	.04	.28	.026

Sn	Ti	Ca	O ₂	N ₂
.017	--	.0028	.0028	.010
.022	.027	.0003	.0030	.011

Las probetas de torsión para el estudio de la ductilidad se extrajeron longitudinalmente de dedales de 165 mm ϕ y 27 mm de espesor de pared. La geometría de las probetas utilizadas es de 17 mm de longitud de zona central de deformación con una sección circular uniforme de 7 mm de diámetro.

Los ensayos en caliente se realizaron en un banco de torsión diseñado y construido en el Centro [7], en atmósfera inerte de argón en un intervalo de temperaturas comprendido entre 850 y 1100°C, utilizando unas velocidades de deformación equivalente en la superficie de 10^{-3} , $1,6 \cdot 10^{-1}$ y 1 s^{-1} . El calentamiento de la probeta se realizó en un horno de resistencia. Una vez concluido el ensayo, la probeta era extraída del horno accionando un pistón neumático y se templaba mediante un chorro de agua con objeto de congelar la estructura del material.

Conocido el ángulo de giro a fractura de la probeta, se determinó la ductilidad convirtiendo dicho ángulo en deformación superficial equivalente a la fractura, $\bar{\epsilon}_f$, a través de la expresión

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{r \cdot \theta_f}{1 \cdot \sqrt{3}}$$

donde r , l y θ_f son el radio de la probeta, la longitud de la zona deformada y el ángulo de giro a la fractura respectivamente.

Con objeto de analizar la influencia que los precipitados de AlN ejercen en la ductilidad, se han realizado tres tipos de tratamientos térmicos previos al ensayo con la colada sin Ti:

- a) calentar directamente a la temperatura de ensayo, permanecer 1/2 hora y ensayar,
- b) calentar la probeta a 1200°C, permanecer 1/2 hora, enfriar en el interior del horno hasta la temperatura de ensayo y ensayar después de un mantenimiento de 1/2 hora a dicha temperatura,
- c) calentar a 1200°C (permanecer 1/2 hora), enfriar a 700°C (permanecer 1/2 hora), calentar a la temperatura de ensayo, permanecer 1/2 hora y ensayar.

Con el segundo tratamiento al calentar la probeta a 1200°C se logra solubilizar la mayor parte de los precipitados de AlN, mientras que con el tercer tratamiento al enfriar a 700°C, por debajo de la temperatura crítica, se consigue la precipitación de unas finas partículas de AlN.

A partir de las probetas templadas se realizó un análisis metalográfico de los hombros de las mismas para determinar el tamaño de grano inicial de austenita, llevándose a cabo un ataque químico con una solución acuosa saturada de ácido pícrico con unas gotas de detergente a la temperatura de 85 ÷ 90°C y durante periodos de tiempo que oscilaron entre 1 y 10 minutos.

El análisis del daño microestructural del material se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido, modelo Philips 501 B, operando a 15 y 30 Kv. El estudio del tamaño y distribución de los precipitados se realizó por medio de réplicas de extracción en un microscopio STEM, modelo Philips CM12.

3. RESULTADOS

El tamaño de grano de la austenita resultante del tratamiento térmico previo al ensayo de torsión se muestra en la Fig. 1 en función de la temperatura para las probetas con calentamiento directo, señalándose los límites de confianza del 95%. Hasta 1050°C el aumento que experimenta el grano es limitado; sin embargo, en la probeta calentada a 1100°C el crecimiento es espectacular. De forma similar, en la misma figura se muestra la variación del tamaño de grano para el caso de la colada con Ti.

Las mediciones realizadas en probetas calentadas a 1200°C (permanencia de 1/2 h), enfriadas a la temperatura de ensayo, muestran que el tamaño es muy grande, $\approx 330 \mu\text{m}$, constatándose que los posteriores enfriamientos después de permanecer 1/2 h a 1200°C prácticamente no influyen en nada en el tamaño de grano final.

3.1 Curvas de ductilidad

Los resultados de ductilidad obtenidos en las probetas ensayadas con calentamiento directo se muestran en la Fig. 2 para diferentes velocidades de deformación. Tal como se aprecia, existe una zona de baja ductilidad prácticamente uniforme hasta los 1000°C, para posteriormente aumentar notablemente a 1050 y 1100°C. Por otra parte, en todo el rango de temperaturas la velocidad de deformación afecta notablemente a $\bar{\epsilon}_f$.

Las curvas de ductilidad correspondientes a las probetas calentadas a 1200°C (1/2 h) y posteriormente enfriadas a la temperatura de ensayo se señalan en la Fig. 3. Si bien la forma de las curvas es la misma que la observada en el caso anterior, queda claramente de manifiesto que el tratamiento térmico conduce a un notable aumento de la ductilidad (del orden de 2 a 3 veces mayor).

En la Fig. 4 se muestran los valores de la ductilidad correspondientes a las probetas calentadas a 1200°C (1/2 h), enfriadas a 700°C (1/2 h) y posteriormente calentadas hasta la temperatura de ensayo. Al igual que puede verse con los otros dos tratamientos realizados, la ductilidad depende de la velocidad de deformación, aumentando al hacerlo esta última. Comparando estos resultados con los anteriores, se constata que el enfriamiento a 700°C anula todas las ventajas introducidas por el calentamiento a 1200°C, comportándose como si no se hubiera realizado el mismo.

Los resultados de ductilidad correspondientes a las probetas con Ti se indican en la Fig. 5. De dicha gráfica se deduce que la adición de Ti conduce a una fuerte mejora en la ductilidad del material. Para velocidades de deformación $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, el valor de $\bar{\epsilon}_f$ se ha duplicado y en algunos casos triplicado en el rango de temperaturas comprendido entre 900 y 1050°C. De forma similar, en el caso de $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ y 1 s^{-1} la mejora ha sido apreciable.

La presencia de Ti tiende a uniformizar la ductilidad con las temperaturas, no alcanzándose para $T > 1050^\circ\text{C}$ valores tan elevados de $\bar{\epsilon}_f$. Con objeto de comprobar si dicho comportamiento se mantiene a temperaturas más elevadas, se realizaron ensayos de torsión a 1150 y 1200°C. Si bien se aprecia un aumento de $\bar{\epsilon}_f$ con T, no llegan a alcanzarse valores de la ductilidad tan elevados como los obtenidos con la colada sin Ti.

En la Fig. 6 se han agrupado las curvas de ductilidad correspondientes a todos los ensayos realizados.

3.2 Microscopía electrónica de barrido

La Fig. 7 corresponde a una micrografía de una probeta ensayada tras calentamiento directo ($T = 950^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) que presentó una ductilidad muy baja ($\bar{\epsilon}_f \approx 0,79$). El material se halla fuertemente

dañado, pudiendo distinguirse que la mayor parte de las grietas existentes están situadas en las juntas de grano de austenita.

Dentro del grupo de probetas que han presentado una elevada ductilidad, se constata que el material se halla estructuralmente menos dañado, apreciándose un número de grietas muy inferior. Un ejemplo de dicho comportamiento se muestra en la Fig.8 ($T = 1100^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f \approx 29$). En estas condiciones, el número de grietas es muy reducido, siendo algunas de ellas de tipo transgranular.

El análisis de las probetas correspondientes a la colada con Ti muestra unos resultados muy similares a los descritos anteriormente. Cuando se trata de una probeta que ha sido ensayada en condiciones de baja ductilidad ($T = 900^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f = 1,7$), el material aparece fuertemente dañado en la zona deformada, con gran cantidad de grietas intergranulares. Sin embargo, cuando la probeta posee una buena ductilidad ($T = 1200^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f = 8,4$), el número de grietas es muy reducido.

3.3 Microscopía electrónica de transmisión

El análisis en el microscopio electrónico de transmisión se ha realizado sobre probetas que han presentado diferente comportamiento dúctil. La distribución de las partículas de AlN es en todos los casos uniforme en la muestra, pero el tamaño de las mismas varía según el tratamiento térmico.

La Fig. 9 corresponde a una probeta de alta ductilidad ($T = 1000^{\circ}\text{C}$ (calentamiento previo a 1200°C), $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f = 17$). La gran mayoría de los precipitados de AlN observados son de gran tamaño: $> 0,1 \mu\text{m}$. En el caso de tratarse de una probeta con ductilidad intermedia (por ejemplo, $T = 850^{\circ}\text{C}$ (calentamiento previo a 1200°C y posterior enfriamiento a 700°C), $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ y $\bar{\epsilon}_f = 7,8$), los tamaños de los precipitados de AlN son variados, siendo la mayoría inferiores a $0,1 \mu\text{m}$, aunque también aparece un reducido número de partículas mayores. La tercera muestra analizada es una probeta con baja ductilidad ($T = 1050^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f = 1,6$). El número de partículas de AlN es mayor que el observado en las otras dos probetas, siendo más elevado el correspondiente a las más pequeña que alcanzan tamaños inferiores a $0,02 \mu\text{m}$.

Con relación a la colada con Ti, se analizaron dos muestras. En la primera de ellas, ensayada a 900°C , $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ con $\bar{\epsilon}_f = 1,7$, se identificaron nitruros de Al y nitruros de Ti cuyos tamaños oscilaban entre $0,02$ y $0,1 \mu\text{m}$. A temperaturas más elevadas ($T=1200^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\bar{\epsilon}_f = 8,4$), sólo aparecieron en la muestra nitruros de Ti con dimensiones comprendidas entre $0,02$ y $0,08 \mu\text{m}$.

4. DISCUSION

La variación del tamaño de grano de austenita en función de la temperatura (Fig. 1) es típica de los aceros calmados con Al [8]. A bajas temperaturas los precipitados de AlN impiden el crecimiento del grano de austenita al realizar un efecto de anclaje de las juntas de grano, siendo ésta la causa por la cual el calentamiento de 850 a 1050°C ejerce muy poca influencia. Sin embargo, a altas temperaturas ($\approx 1100^\circ\text{C}$), la cantidad de nitruros disueltos es elevada, permitiendo el crecimiento de los granos de forma muy rápida. Un fenómeno similar sucede en las probetas que previamente han sido calentadas a 1200°C (1/2 h).

La adición de Ti modifica el tamaño de grano de la austenita. En la colada analizada la relación entre las fracciones volumétricas de Ti y de N es de 2,5, inferior a la estequiométrica que es 3,4. Por lo tanto, parte del nitrógeno se halla combinado con el Al formando AlN. A bajas temperaturas, los precipitados de AlN y TiN realizan un efecto de anclaje, si bien la efectividad de estos últimos es inferior. A elevadas temperaturas, los nitruros de Al se hallarán disueltos, pero no así los de Ti (los nitruros de Ti comienzan a precipitar a temperaturas a las cuales el metal se halla en estado líquido [9]), con lo cual éstos ejercen un efecto de anclaje sobre las juntas y el crecimiento de grano es inferior al de la colada sin Ti.

La variación de la ductilidad con la temperatura (Figs. 2-4) es muy similar a la observada con el tamaño de grano. Ello conduce a suponer que el mecanismo que actúa sobre ambos factores es el mismo, es decir, los precipitados de AlN [5,6,10,11]. Dicha apreciación queda corroborada con los análisis de microscopía electrónica de barrido y de transmisión. En las probetas con poca ductilidad (baja temperatura), los nitruros que se encuentran situados en las juntas de grano de la austenita ocasionan la formación de grietas intergranulares [5,10] que van coalesciendo a medida que aumenta la deformación aplicada (Fig. 7). Además, la recristalización dinámica se ve impedida o bien retardada como consecuencia del efecto de anclaje de las juntas de grano por parte de los AlN.

A partir de 1050°C los precipitados comienzan a disolverse o a engrosar rápidamente (pueden suceder ambos fenómenos simultáneamente), tal como ha quedado confirmado por la microscopía electrónica de transmisión, con lo cual el daño intergranular se reduce notablemente (Fig. 8), permitiendo a su vez que tenga lugar la formación de nuevos granos a través de un proceso de recristalización dinámica [10]. Ambos fenómenos conducen a un fuerte aumento de la ductilidad.

Por otra parte, no sólo el número de precipitados es el parámetro controlador de la ductilidad, sino también el tamaño de los mismos [5,6]. Desde el punto de vista de la ductilidad resulta más adecuada una distribución de precipitados gruesos y poco numerosos (éste es el caso de las probetas calentadas a 1200°C durante 1/2 hora y posteriormente en-

friadas en horno hasta la temperatura de ensayo, Fig. 3) que una distribución muy fina y dispersa. Este fenómeno es el que ha tenido lugar en las probetas que han sido enfriadas por debajo de la temperatura de transición (700°C). Dicho enfriamiento promueve una copiosa y fina precipitación de AlN que anula el efecto beneficioso del calentamiento previo a 1200°C, con lo cual resulta que las curvas de ductilidad coinciden con las de las probetas ensayadas tras calentamiento directo (Fig. 2 y 4). El efecto del tamaño y distribución de los precipitados observado en el material estudiado coincide con resultados publicados en la bibliografía con materiales similares y aceros microaleados [5,6].

Comparando los resultados de las probetas con y sin Ti (Fig. 10), se observa que la adición de este elemento mejora notablemente la ductilidad del material en el intervalo de temperaturas comprendidas entre 850 y 1050°C. Sin embargo, a temperaturas superiores a 1050°C la ductilidad resulta más baja que en la colada sin Ti. A bajas temperaturas, tal como se ha indicado anteriormente, existe coexistencia de nitruros de Al y de Ti. Estos últimos también anclan y retardan la recristalización dinámica, pero no ejercen un efecto tan dominante como los AlN, con lo cual el material presenta una mejor ductilidad. A elevadas temperaturas, si bien los nitruros de Al están disueltos, no sucede lo mismo con los de Ti, motivando éstos últimos que el aumento de la ductilidad no sea tan espectacular como en las probetas sin Ti. Nuevamente en este caso el crecimiento del tamaño de grano y el aumento de la ductilidad van en paralelo, lo que indicaría que también en los aceros con Ti las causas que controlan el aumento del tamaño de grano son las mismas que actúan sobre la recristalización dinámica del material y por tanto deciden la ductilidad del mismo.

Finalmente, en todos los casos analizados se observa que la velocidad de deformación influye en la ductilidad. Al aumentar ésta la recristalización dinámica se desarrolla en el material con más facilidad [3] y, en consecuencia, la ductilidad mejora.

5. CONCLUSIONES

A partir del análisis realizado se pueden enumerar las siguientes conclusiones:

- En el acero estudiado existe una zona de baja ductilidad entre los 850 y 1000 ÷ 1050°C; a partir de dicha temperatura la ductilidad aumenta notablemente. Este comportamiento está relacionado con la presencia de precipitados de AlN que dificultando la movilidad de las juntas de grano ocasionan grietas intergranulares que van coalesciendo a medida que aumenta la deformación.
- Desde el punto de vista de la ductilidad, resulta más adecuada la distribución de precipitados gruesos y poco numerosos que una distribución muy fina y dispersa.

- Adiciones de pequeñas cantidades de Ti mejoran notablemente la ductilidad del material en el intervalo de temperaturas comprendido entre 850 y 1050°C.
- En todos los casos analizados y dentro del intervalo de velocidades de deformación estudiado ($10^{-3} \div 1 \text{ s}^{-1}$), el aumento de ésta conduce a una mejora de la ductilidad.

REFERENCIAS

- [1] L.A. Erasmus, J. Iron Steel Inst., 202, 1964, 32 - 41
- [2] B. Mintz, J.M. Arrowsmith, Met. Technol., 6, 1979, 24-32
- [3] Y. Maehara, Y. Ohmori, Mater. Sci. Eng., 62, 1984, 109-119.
- [4] C.A. Dubé, H.I. Aaronson, R.F. Mehl, Rev. Métall., 55, 1958, 201.
- [5] G.D. Funnell, R.J. Davies, Met. Technol., 1978, 150-153.
- [6] F. Vodopivec., Met. Technol., 1978, 118-121.
- [7] T. Ortega, J.C. Zubillaga, M. Fuentes, Revista de Metalurgia, 12, 308-315, 1976.
- [8] W.C. Leslie, "The Physical Metallurgy of Steels", McGraw-Hill, 1982, 169
- [9] S.R. Kedwn, W.G. Wilson, "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", AIME, 1982, 343-359.
- [10] J.R. Wilcox, R.W.K. Honeycombe, Met. Technol., 11, 1984, 217-225.
- [11] G. Bernard, Rev. Metall., 77, 1980, 307-318.

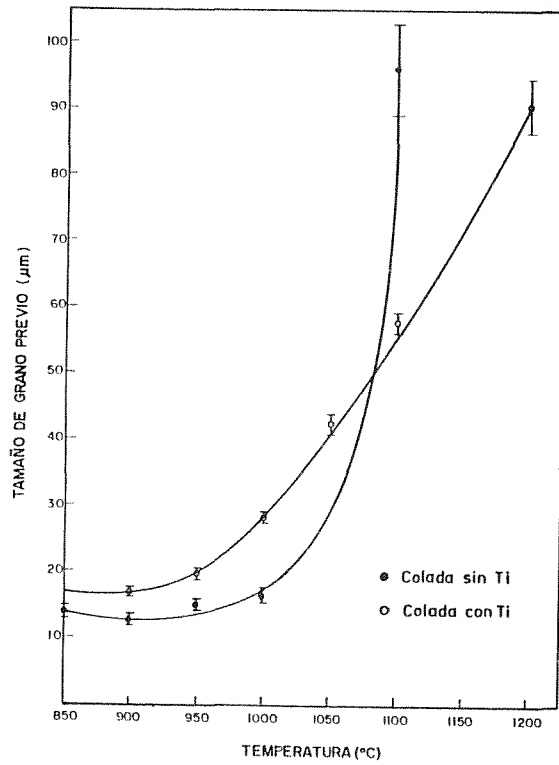


Fig. 1 - Variación del tamaño de grano de austenita inicial en función de la temperatura, señalándose los límites de confianza del 95%.

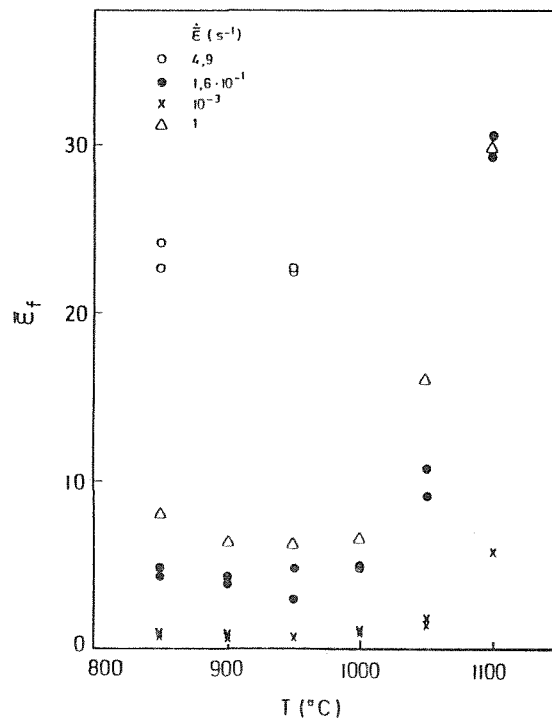


Fig. 2 - Resultados de ductilidad de las probetas ensayadas tras calentamiento directo.

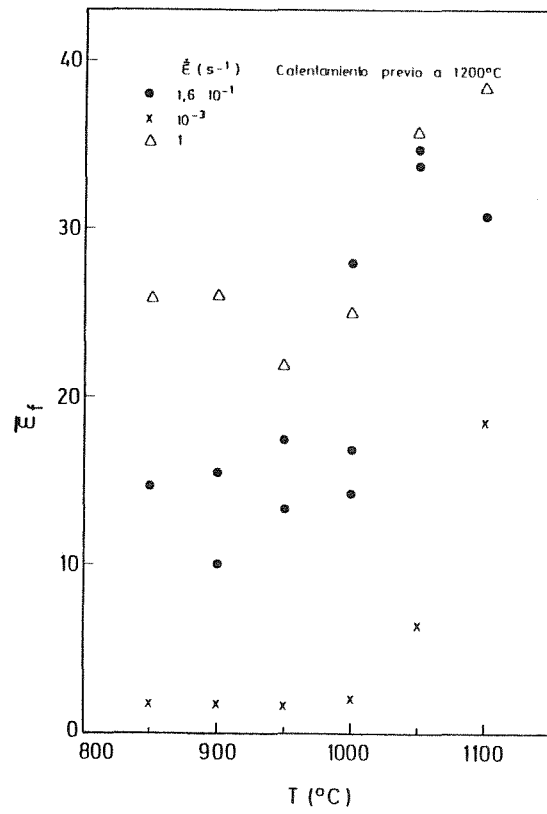


Fig. 3 - Resultados de ductilidad de las probetas calentadas a 1200°C (1/2 hora) y posteriormente enfriadas a la temperatura de ensayo.

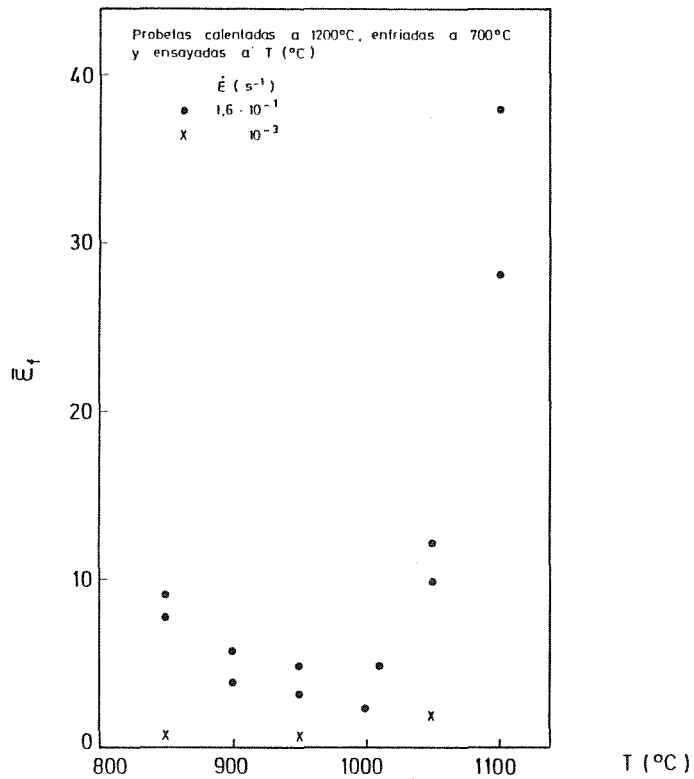


Fig. 4 - Ductilidades correspondientes a las probetas calentadas a 1200 °C (1/2 h), enfriadas a 700°C (1/2 h) y posteriormente calentadas hasta la temperatura de ensayo.

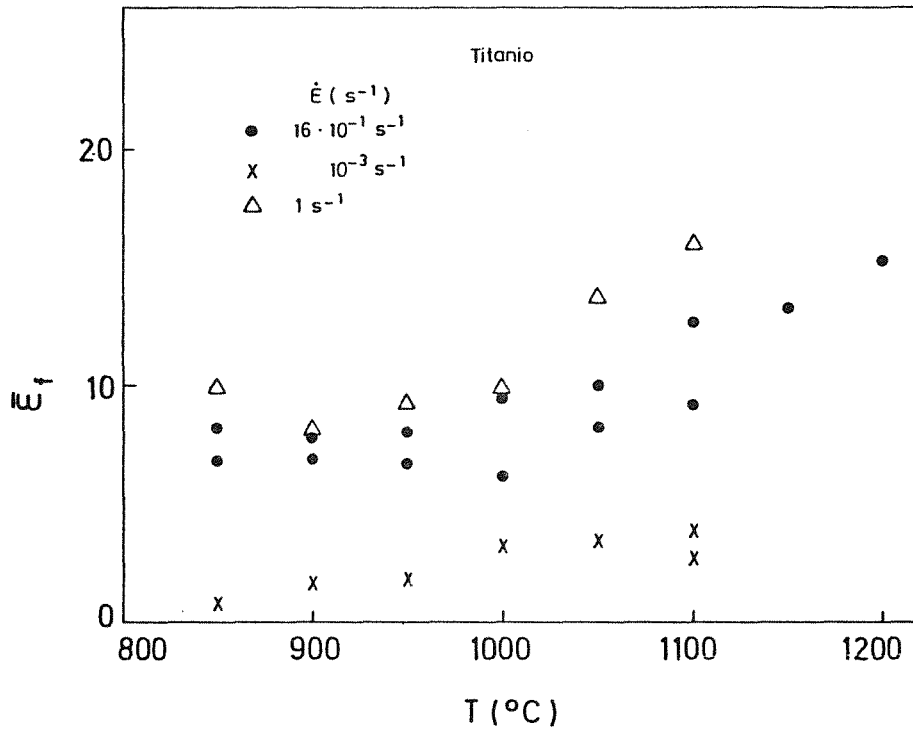


Fig. 5 - Resultados de ductilidad de la colada con Ti en probetas ensayadas tras calentamiento directo.

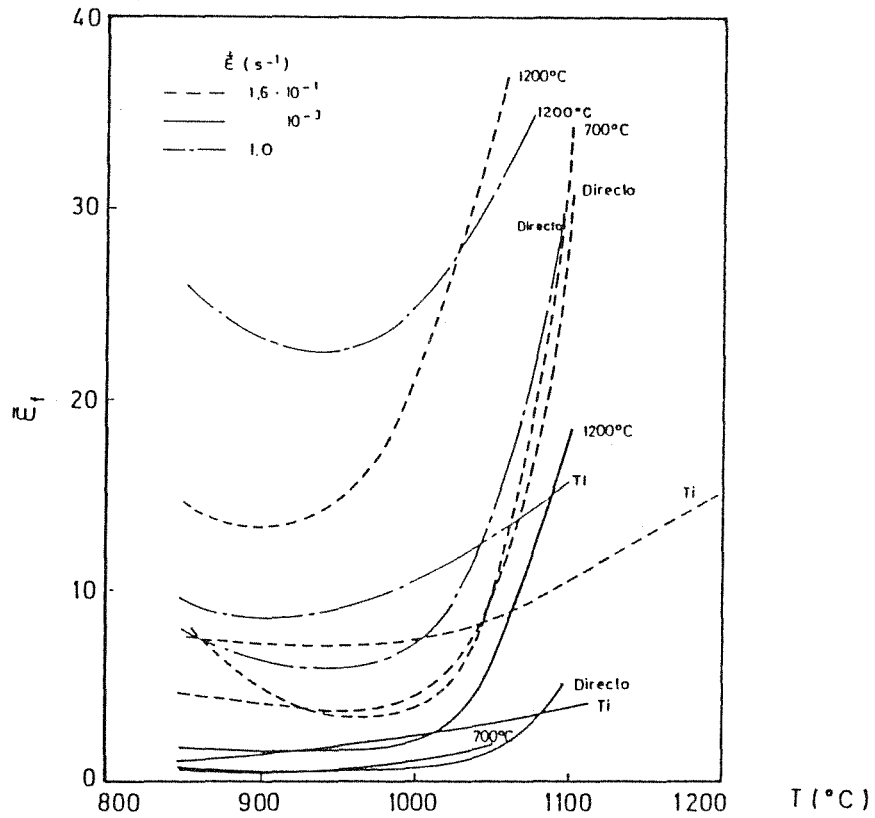


Fig. 6 - Curvas de ductilidad correspondientes a todos los ensayos realizados.

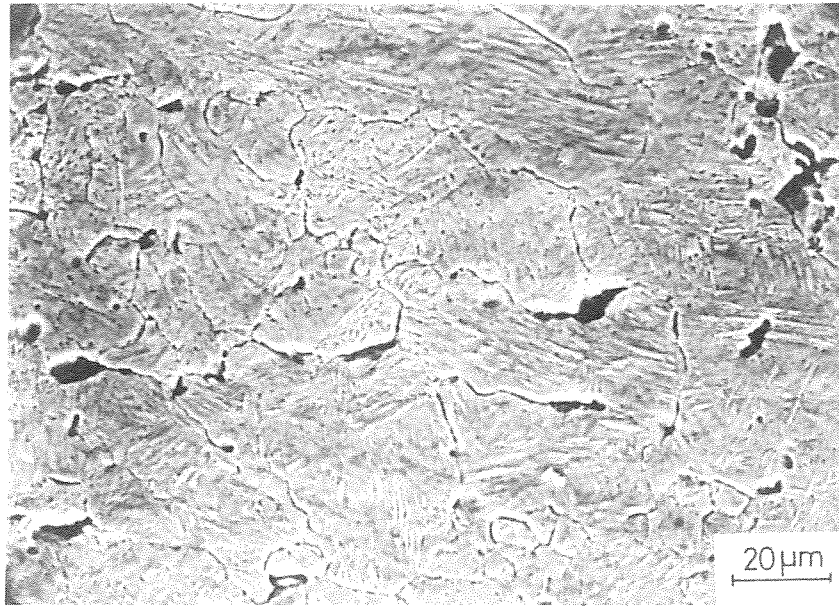


Fig. 7 - Probeta ensayada tras calentamiento directo ($T = 950^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) con baja ductilidad ($\bar{\epsilon}_f \approx 0,79$) mostrando gran cantidad de grietas intergranulares.

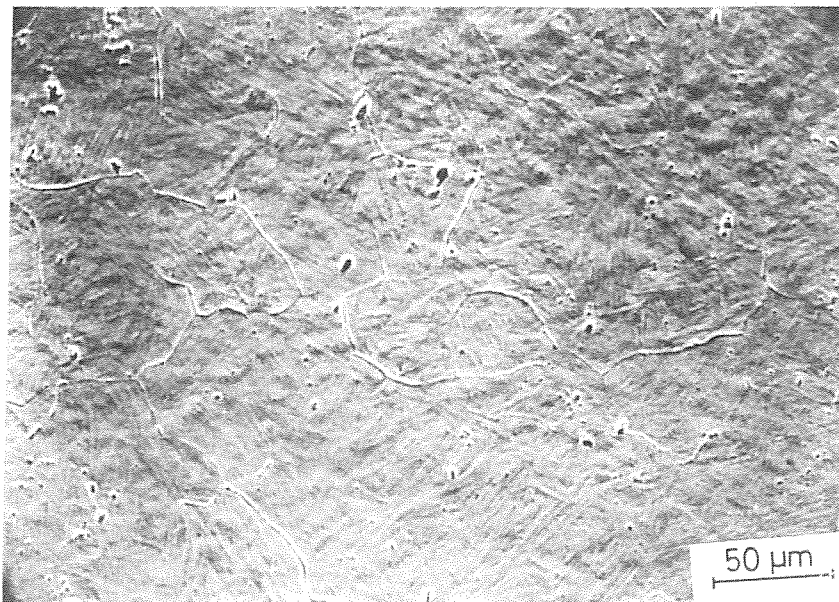


Fig. 8 - Probeta ensayada tras calentamiento directo ($T = 1100^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) con alta ductilidad ($\bar{\epsilon}_f \approx 29$) apreciándose la existencia de muy pocas grietas



Fig. 9 - Precipitados de AlN en una probeta de alta ductilidad ($\bar{\epsilon}_f = 17$), ensayada a 1000°C (calentamiento previo a 1200°C) y $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

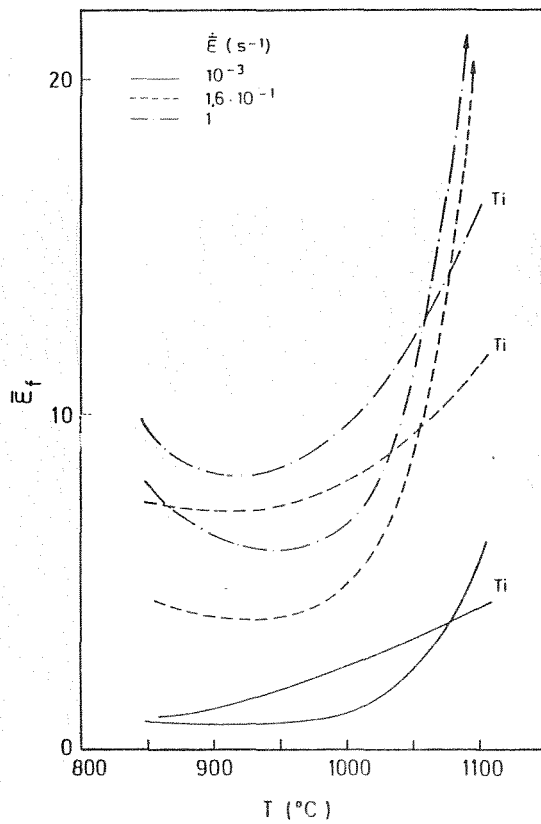


Fig. 10 - Comparación entre las ductilidades de las coladas sin Ti y con Ti.

EFFECTOS DE "WARM-PRESTRESSING" PARA UN ACERO A533-B1
EN LA ORIENTACION T-S

A. Martín Meizoso (*) y J. Gil Sevillano (**)

(*) E.S. Ingenieros Industriales, (Universidad de Navarra),
Urdaneta 7, 20006 San Sebastián.

(**) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
Barrio de Ibaeta s/n, 20009 San Sebastián.

RESUMEN

Este artículo discute los fenómenos involucrados en la fractura por descohesión de un acero A533-B1 tras un tratamiento de precarga en la zona dúctil (Warm Prestressing: WPS). Se emplea el modelo de Ritchie, Knott y Rice (R.K.R.) para la modelización de la fractura frágil y se obtienen previsiones para diferentes historias de carga. A la vista de los resultados, se discute el modelo presentado, concluyéndose que es el campo residual de tensiones el efecto preponderante con los niveles de cargas ensayados. Confirman esta conclusión los ensayos realizados con un tratamiento intermedio de relajación de tensiones. Por último se discute el efecto de la irradiación sobre el fenómeno WPS.

ABSTRACT

This paper deals with A533-B1 Warm Prestressing phenomena in a quantitative manner. The Ritchie, Knott and Rice's cleavage fracture model is used in order to foresee the effect of different loading histories and preloading levels. On the basis of the experimental results, it is concluded that the residual stresses are the main factor responsible for the usual WPS effects. This conclusion is also supported by tests with an intermediate stress release treatment, which show no significant toughness elevation. The role of irradiation on WPS effects is also discussed.

1. INTRODUCCION

Descripción fenomenológica del WPS

Cuando un sólido agrietado se precarga a una temperatura en la que presenta fractura dúctil sin llegar a romper, presenta luego una mayor resistencia a la fractura frágil (por descohesión).

Este mecanismo de aumento de la tenacidad se presenta únicamente para el mecanismo de fractura frágil. No se ha observado WPS en la zona dúctil [1]. Constituye, por tanto, una anomalía dentro de la fractura frágil del material original. Esta disparidad puede ser muy importante, llegando a obtenerse valores de tenacidad dobles e incluso triples de los originales [2]. Resulta evidente el interés tecnológico por profundizar en los mecanismos subyacentes a este aumento de la tenacidad.

2. MODIFICACIONES INTRODUCIDAS POR EL WPS

2.1. En cuanto a la Geometría del Sólido

- 1) La geometría del sólido sin fisura ("bulk") presenta una modificación mínima. Las condiciones de contorno, estado de tensión o deformación plana, forma, etc., permanecen invariantes.
- 2) Respecto a la geometría de la fisura:
 - a) La modificación de la longitud de la fisura (posible propagación) es mínima con los niveles habituales de WPS.
 - b) El radio de la punta de la fisura aumenta (enromamiento) . La diferencia es clara (éste es el tercer efecto Nichols [3]).
 - c) Puede ocurrir contacto entre los labios de la grieta (Crack closure).

2.2. En cuanto al Estado de Tensiones

- 1) Las tensiones remotas (condiciones de contorno) permanecen invariantes.
- 2) Tensiones residuales
 - a) En la punta de la grieta aparecen tensiones residuales compresivas (segundo efecto Nichols [3]).
 - b) En la estela de la grieta se generan tensiones debido al "crack closure"; parecen irrelevantes en cuanto a su magnitud y efecto posible. (Cuando se carga desaparece el contacto).

2.3 En cuanto al Material

El material, salvo en el entorno de la grieta, permanece invariable. Pero es ésta la zona determinante de su tenacidad.

Propiedades Plásticas - En cuanto el material se deforma plásticamente su

comportamiento futuro es función del ciclo previo de deformación. En una primera aproximación podemos señalar las siguientes características:

1. Igual módulo elástico (módulo de Young)
2. Un superior límite elástico ($\sigma_o \approx \sigma_1 + \sigma_2$)
3. El índice de endurecimiento (N) aumenta (*)
4. Una reducción del límite elástico a compresión (efecto Bauschinger).

Tenacidad del material - La fractura frágil para este tipo de aceros está controlada por una tensión crítica, σ_f , sobre una distancia característica [4,5], significativa microestructuralmente: x_c .

Se presume que ambos parámetros σ_f y x_c son parámetros característicos del material; por ende, función de su microestructura. Por tanto, no varían con la temperatura mientras no se den modificaciones microestructurales.

La única modificación microestructural, a las temperaturas de tratamiento WPS, son las debidas a la propia deformación plástica. Se tiene evidencia de que σ_f aumenta al hacerlo la deformación previa [6,7]. La variación de σ_f en función de la deformación admite para muchos materiales una representación del tipo $\exp(\bar{\epsilon}/2)$, compatible con la mera influencia de la deformación sobre la modificación geométrica del espaciado entre las barreras controlantes de la propagación: x_c .

Otro aspecto de la fractura frágil de la mayoría de los materiales tenaces, particularmente relevante en esta aplicación, es que la fractura frágil es inducida por deformación ("slip induced"). Esto es, sin una ulterior deformación plástica no es posible disparar el mecanismo de fractura [10,11].

Trataremos ahora de cuantificar cada uno de los aspectos reseñados como relevantes y concretaremos el material en estudio: acero A533-B1 muy empleado en la construcción de recipientes a presión y donde el efecto WPS es particularmente interesante.

3. EFEECTO DEL ENROMAMIENTO

En la Mecánica Lineal de la Fractura se supone habitualmente una grieta (teóricamente una discontinuidad infinitesimal) -grieta de Griffith- en el continuo. Cuando el sólido agrietado se carga, la punta de la grieta constituye una singularidad dentro de los campos de tensiones: la tensión en la punta es teóricamente infinita. Evidentemente, un material potencialmente dúctil fluye plásticamente en la zona próxima a la punta de la grieta, enromándola, alcanzando unos campos de tensiones soportables por el material.

El enromamiento de la punta depende del factor de intensidad de tensiones aplicado (que actúa en este caso como una condición de contorno) y de las propiedades elastoplásticas del material. La siguiente fórmula fue propuesta por McMeeking [12].

$$\delta = \frac{0,6 K^2}{\sigma_0 E} \left[\frac{2}{\sqrt{3}} (1+\nu) (1+N) \frac{\sigma_0}{NE} \right]^N$$

para un material con coeficiente de Poisson: $\nu = 0,3$, índice de endurecimiento: $N = 0,1$ y una relación límite elástico a módulo de Young: $\sigma_0/E = 0,0025$ queda como:

$$\delta = 0,436 \frac{K^2}{\sigma_0 E} = n^* \cdot \frac{K^2}{\sigma_0 E} = n^* \frac{J}{\sigma_0}$$

Se han propuesto muchas otras fórmulas; para las condiciones impuestas, se reducen a una formulación similar en la que varía la constante n^* [12-20].

Para el material seleccionado, el tratamiento más severo de WPS a temperatura ambiente ($K = 290 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) conduce a un enromamiento comprendido entre 0'21 y 0'63 mm, según el autor más optimista y pesimista de los citados. McMeeking, que será el empleado en adelante, predice: $\delta = 0'39 \text{ mm}$.

Los campos que se generan en la punta de una grieta enromada al ser cargada han sido calculados por Creager [21] para el régimen elástico lineal. Se observa que el enromamiento resulta beneficioso en cuanto disminuye las tensiones aplicadas a la punta de la grieta; siendo necesarias cargas mayores para alcanzar la tensión crítica de fractura frágil.

La figura 1 muestra la tensión normal al plano de fractura en función de la distancia al frente de la grieta.

- a) en el caso elástico lineal: grieta afilada (a puntos),
- b) a temperatura ambiente, con la máxima carga admisible ($R=0'00046$), (la diferencia es insignificante con la solución elástica, como prevén Dowling y Wilson /22/).
- c) a la temperatura habitual de ensayo 77 K: para el momento de fractura del material sin tratar ($R=0,009$),
- d) idem. para el máximo enromamiento posible ($R=0,328$).

Se observa, que salvo en el último caso, con un tratamiento muy severo, las soluciones prácticamente coinciden con la solución elástica.

La figura 2 muestra la tensión normal teniendo en cuenta la

plastificación en la punta de la grieta [21,22]. El caso lineal de la figura 1 se transforma en la figura 2 debido a la plastificación.

4. EFECTO DEL "CRACK CLOSURE"

Tras la precarga, al descargar se producen contactos entre los labios de la grieta [25] que transmiten parte de la descarga. Según los resultados de Newman [26] y McEvily [27], el factor de intensidad de tensiones necesario para volver a abrir completamente la grieta, K_{cl} , podemos estimarlo entorno a $21 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ para una precarga de $K_{\text{max}} = 83 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$

En la discusión volveremos sobre su efecto.

5. TENSIONES RESIDUALES EN LA PUNTA DE LA GRIETA

Al cargar, la zona próxima a la punta de la grieta entra en fluencia, sufriendo un alargamiento permanente. Al descargar, estas zonas deformadas plásticamente a tracción quedan sometidas a compresiones residuales.

Estas compresiones residuales suponen una carga adicional para alcanzar la tensión crítica de fractura. Además, localizada donde es más beneficiosa: en la punta de la grieta. La bibliografía parece unánime en asegurar que es éste -con precargas moderadas- el efecto más importante dentro del WPS [11,28-32].

5.1 Métodos de cálculo

La evaluación de las tensiones residuales se puede abordar mediante el empleo de la técnica de elementos finitos elasto-plásticos [28] con un mallado muy fino en el entorno de la punta de la grieta o elementos singulares.

Otra técnica de cálculo consiste en simplificar el problema considerando un sólido elasto-plástico perfecto (no endurecible). La deformación plástica asociada a las grietas agudas puede, en este caso, simularse utilizando la teoría del continuo para dislocaciones.

El mejor método conocido para simular una grieta y su zona plástica por este método es el de Bilby, Cottrell y Swinden (BCS) [33]. Empleando este método, Chell, Haigh y Vitek [2] demuestran que la distribución de tensiones en la punta de una grieta para un material elasto-plástico perfecto sometido a varias cargas y descargas (como es el caso del WPS) puede obtenerse por superposición de las apropiadas distribuciones de tensiones para cargas monotónicas (fig. 3). Estos resultados son consistentes con los obtenidos por Rice [34] para las distribuciones de tensiones en fatiga (donde también se realizan descargas).

Puesto que alguna simplificación es inevitable, y la dispersión experimental es considerable, la segunda vía de aproximación al problema es muy utilizada, por su extraordinaria sencillez [11, 31, 35].

La figura 4 muestra, a título de ejemplo, la evolución de las tensiones durante la descarga calculada por este método.

6.1 Secuencias de carga

Hasta el presente se ha supuesto siempre el ciclo más típico de WPS: Carga y descarga a la temperatura superior, enfriamiento y fractura a la temperatura inferior. Este ciclo se denomina LUCF por sus iniciales en inglés: Load, Unload, Cool, Fracture.

Otros ciclos de carga y temperatura [30] típicos del WPS son LCF (Load, Cool, Fracture) y LCUF (Load, Cool, Unload, Fracture).

Las figuras 5 y 6 muestran los resultados previstos para los diferentes ciclos en función de la temperatura.

6. ENSAYOS REALIZADOS

6.1. Muestras de ensayo

Se han realizado un total de 15 ensayos de WPS. Todos los ensayos se han realizado con probetas compactas de tracción del tipo empleado en los ensayos tipificados para la medida de la integral J (ASTM E-813), entalladas lateralmente en un 20% de la sección.

Al material de partida se le sometió a un tratamiento simulativo de una estabilización tras soldadura calentándolo durante 40 h a 610°C y enfriamiento dentro del horno.

6.2. Agrietamiento previo

El crecimiento por fatiga de la fisura previa se realizó en una máquina servohidráulica de ensayos dinámicos de 100 KN de capacidad Instron 1342, la misma en la que luego se ensayarán las probetas a fractura.

Todas las fisuraciones se realizaron a temperatura ambiente, con una onda sinusoidal de 30 Hz. La fisuración se realizó bajo control automático del factor de intensidad de tensiones (nominalmente, $\Delta K=14$ MPa \sqrt{m} para todas las fisuraciones).

6.3. Precarga en la zona dúctil

Todas las precargas se realizaron a temperatura ambiente y hasta un valor nominal del factor de intensidad de tensiones, K , de $83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Este nivel de precarga corresponde aproximadamente al utilizado por Lois, Gray y Hawthorne en sus ensayos [36]

La precarga se realiza bajo control de carga, aplicándose 345 N/s ; una velocidad lenta de carga con el objeto de aumentar la precisión, pues la rampa se detiene manualmente. Este nivel de carga se mantuvo aplicado durante un tiempo mínimo de un minuto antes de proceder a la descarga.

6.4. Enfriamiento

Todos los ensayos de fractura se realizaron a 77K tras permanecer la probeta sumergida en nitrógeno líquido un tiempo mínimo de diez minutos.

Se empleó un sistema extensométrico de varillajes coaxiales con un LVDT montado en el extremo superior para la medida de los desplazamientos sobre la línea de carga.

Todos los enfriamientos se realizaron bajo control de carga (para evitar introducir cargas espúreas por contracciones impedidas), aplicando una tracción de 500N cuando el enfriamiento se realiza sin carga, o la correspondiente a $K=83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando el enfriamiento se realiza bajo carga.

6.5. Descarga

En aquellos ciclos que requieren descarga, ésta se realizó bajo control de carga, a la misma velocidad empleada durante la precarga. Al final de la descarga se mantiene una carga residual de $\approx 500\text{N}$. Este nivel de carga se mantuvo al menos un minuto antes de proceder a la fractura.

6.6. Fractura en la zona frágil

Todas las fracturas se realizaron a 77K (-196°C). La carga hasta fractura se realiza bajo control de carga, y a la misma velocidad de aplicación de la carga que la empleada durante la precarga y descarga.

Todas las fracturas fueron 100% descohesión (cleavage) y, por tanto, válidas para la medida de K_{Ic} directamente a través de la norma ASTM E399, o a través de la norma ASTM E813, pues en ningún caso se produjo iniciación estable de la propagación de la grieta.

Para cada uno de los ciclos de carga en estudio se realizaron tres ensayos. Para el ciclo de carga LUCF, a la vista de la dispersión de los resultados y de la importancia práctica de esta secuencia de cargas, se realizaron otros tres ensayos adicionales.

Se añadió un cuarto ciclo de cargas: precarga, descarga, relajación de tensiones, enfriamiento y fractura, que designaremos como SR (stress release), con objeto de verificar la hipótesis de que a los niveles de precarga ensayados, el efecto del campo residual de tensiones es el preponderante. El tratamiento de relajación de tensiones consistió en calentar las probetas a 410°C durante 4 h. en atmósfera de argón (para evitar la oxidación) y enfriamiento en el horno.

7. DISCUSION Y CONCLUSIONES

7.1 Efecto del Crack Closure

Podemos admitir, siguiendo el principio de superposición en régimen elasto-plástico perfecto, que su efecto quedaría borrado en cuanto el tamaño de la bola plástica en la carga a fractura incluya la debida al "crack closure" (estimada en $K_{c1} \approx 21 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$).

Si la descarga es en caliente (20°C = 293 K) -ciclos LUCF-, su efecto desaparecería cuando $K_3 > 41 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Puesto que K_3 se prevé para estos ciclos en torno a $53 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, concluimos que el "crack closure" no juega un papel relevante.

Si la descarga es en frío (-196°C, 77 K) -ciclos LCUF-, bastará con que $K_3 > 21 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, exigencia que se cumple incluso para el material sin tratamiento: $K_{Ic} (77 \text{ K}) \approx 32 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$.

Concluimos por tanto, que al menos para el material y ciclos en estudio, el "crack closure" difícilmente puede jugar un papel relevante en el fenómeno del WPS.

7.2 Mapa de WPS

La figura 6 muestra las predicciones de fractura en función de K_1 (a 293 K) y ensayos a 77 K. Chell [6] y Curry [31] sostienen que este mapa de fractura es relativamente insensible a modificaciones sobre el límite elástico. Nuestra experiencia es contraria: las curvas son sensibles al diferente comportamiento plástico. La figura 7 muestra el efecto del WPS sobre el mismo material con un aumento del 25% en el límite elástico (material irradiado), compárese con la figura 6 que corresponde a un material sin irradiación.

7.3. Modelo matemático

La figura 8 muestra los valores de tenacidad obtenidos experimentalmente, frente a los previstos. El acuerdo entre el modelo y los ensayos es francamente bueno, máxime teniendo en cuenta la crudeza de las hipótesis empleadas. Las diferencias no son significativas desde el punto de vista estadístico en ningún caso. De todas formas, los valores proporcionados por el modelo tienden a ser conservativos, particularmente en los ciclos con descarga. Este resultado confirma la escasa relevancia del "crack closure", pues su efecto sería el contrario al observado.

Los resultados obtenidos para las probetas con un tratamiento de relajación de tensiones tras la precarga, confirman que hasta el nivel de precarga estudiado, es el campo residual de tensiones en la punta de la grieta el que ejerce el efecto predominante en el fenómeno de WPS.

REFERENCIAS

- [1] Nakamura, H., Kobayashi, H., Kodaira, T. y Nakazawa, H., VI ICF, Cannes, 1981.
- [2] Chell, G.G., Haigh, J.R. y Vitek, V., Int.Journ. of Fracture, 1981.
- [3] Nichols, R.W., British Welding Journal, 1968.
- [4] Ritchie, R.O., Knott, J.F. y Rice, J.R., Phys. Solids, 1973.
- [5] Knott, J.F., J. Iron Steel Inst., 1966.
- [6] Beremin, F.M., Met. Trans. A, 1983.
- [7] Groom, J.D.G. y Knott, J.F., Metal Sci., 1975.
- [8] Gil Sevillano, J., Acta Met., 1986.
- [9] Evans, A.G., Met Trans. A, 1983.
- [10] Hahn, G.T., Met. Trans. A, 1984.
- [11] Chell, G.G. y Curry, D.A., Developments in Fracture Mechanics -2, Applied Science Publishers, London, 1981.
- [12] McMeeking, R.M., J. Mech.Phys.Solids, 1977.
- [13] Bates, R.C. y Clark, W.G., Trans. Am. Soc. Metals, 1969.
- [14] Brothers, A.J., Hill, M., Parker, M.T., Spitzig, W.A., Wiebe, W. y Wolff, U.E., ASTM-STP 493, 1971, tomado de [12].
- [15] Rice, J.R., Proc. 3th ICF, Munich, vol. II, 1973, tomado de [12].
- [16] Broek, D., Engng. Fracture Mech., 1974.
- [17] Parks, D.M., "Some Problems in Elastic-Plastic Finite Element Analysis of Cracks", Ph.D. Dissertation, Brown University, 1975, tomado de [12].
- [18] Tracey, D.M., "On the Fracture Mechanics Analysis of Elastic-Plastic Materials using the Finite Element Method", Ph.D. Dissertation, Brown University, 1973, tomado de [12].
- [19] Rice, J.R. y Sorensen, E.P., J.Mech.Phys.Solids, 1978.
- [20] Saka, M., Shoji, T., Takahashi, H. y ABE, H., J. Mech. Phys. Solids, 1982.
- [21] Creager, M. y Paris, P.C., Int. J. of Fracture, 1967.
- [22] Dowling, N.E. y Wilson, W.K., Eng. Fract.Mechanics., 1984.
- [23] Tracey, D.M., J.Eng.Mater.Technol., 1976.

- [24] Schwalbe, K.M., Discusión de [23], J. Eng. Mater. Technol., 1977.
- [25] Elber W., Engng. Fracture Mech., 1970.
- [26] Newman, J.C. Jr., ASTM-STP 748, 1981.
- [27] McEvily, A.C., Metal Science, 1977.
- [28] Beremin, F.M., VI ICF, Cannes, 1981.
- [29] Harrison, T.C. y Fearnehough, G.D., Journ. of Basic. Engineering, 1972.
- [30] Andrews, W.R., Journ. of Engineering for Industry, 1970.
- [31] Curry, D.A., Int. Journ. of Fracture, 1981.
- [32] Pineau, A., V ICF, Cannes, 1981.
- [33] Bilby, B.A., Cottrell, A.H. y Swinden, K., Proc. Roy. Soc., 1963, tomado de [11].
- [34] Rice, J.R., ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1967.
- [35] Curry, D.A., Int. Journ. of Fracture, 1983.
- [36] Loss, F.J., Gray, R.A.Jr., Hawthorne, J.R., Trans. ASME J. Press. Vessel Techn., 1979.

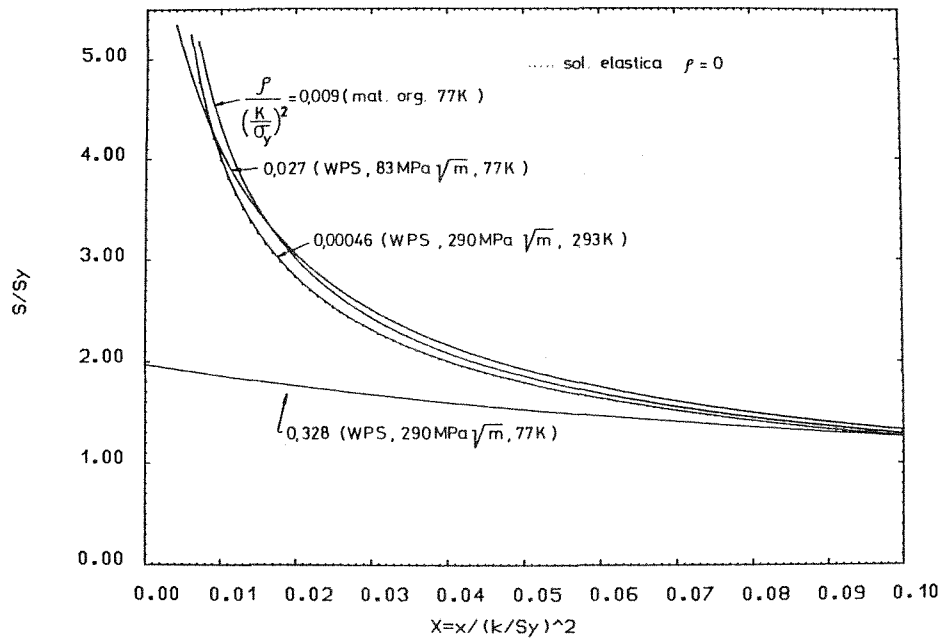


Fig. 1 - Diferentes campos de tensiones aplicables a un tratamiento de WPS.

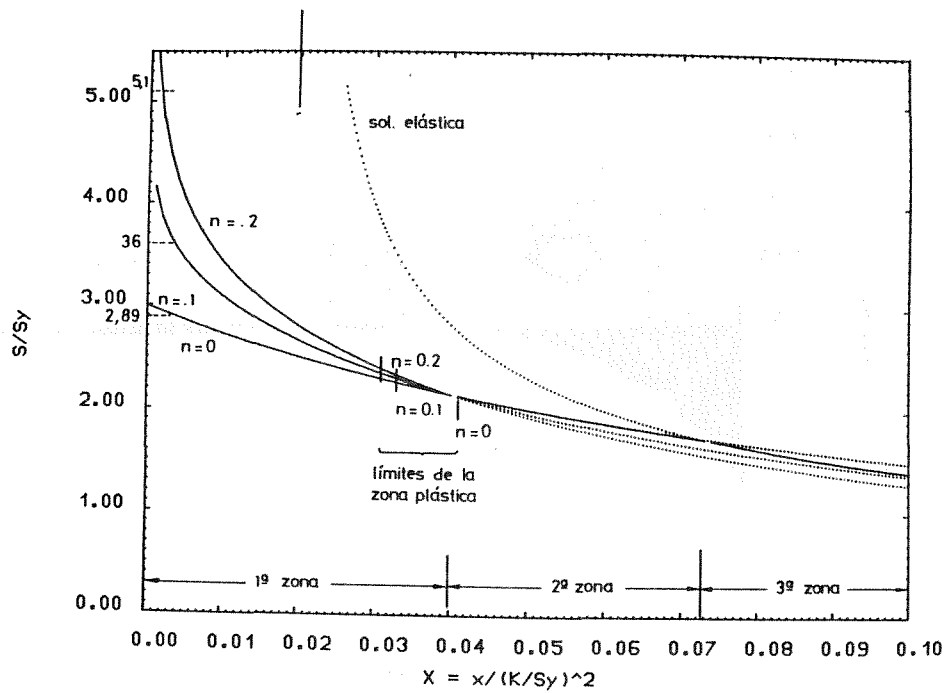


Fig. 2 - Campos de tensiones para una carga monótona.

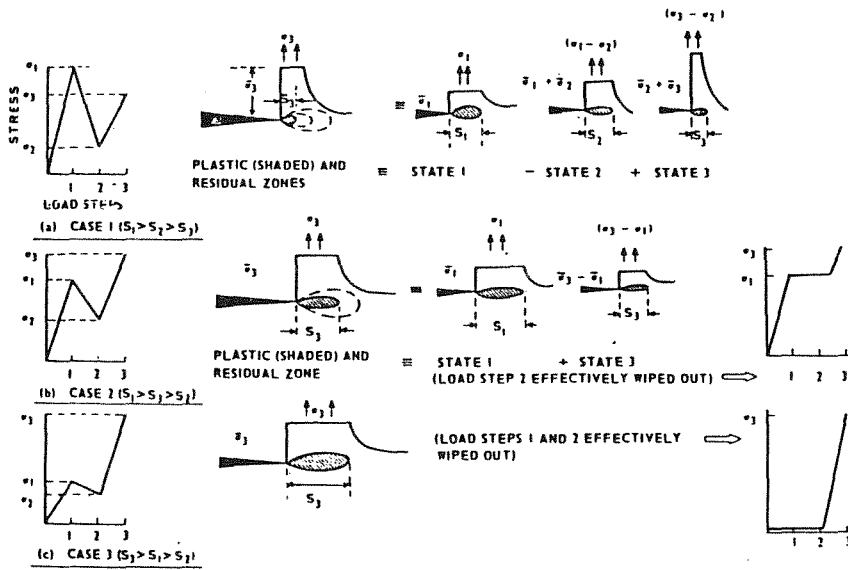


Fig. 3 - Esquema de la descomposición del WPS en cargas monótonas

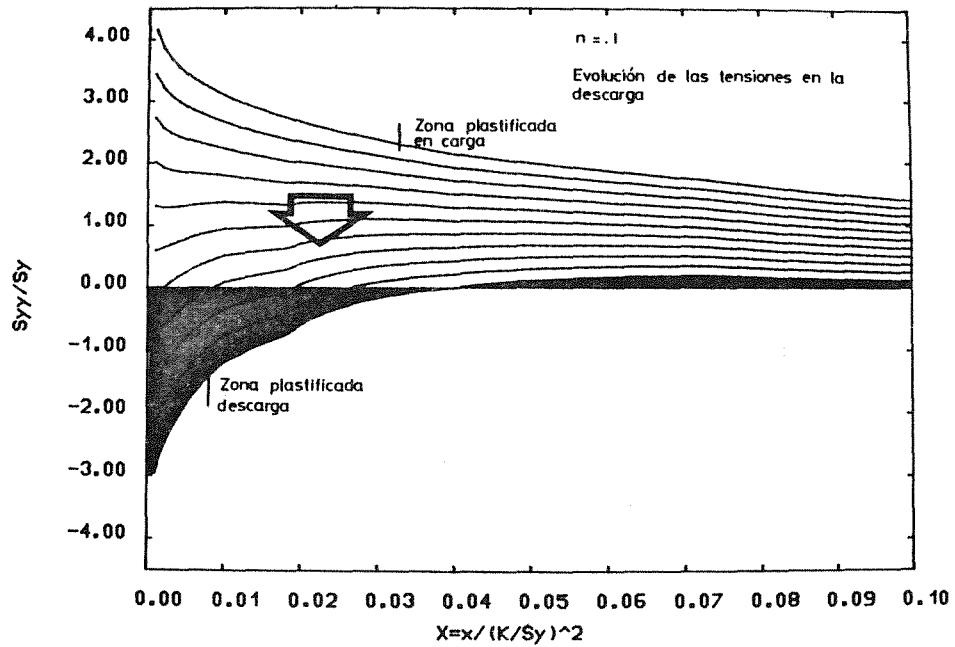


Fig. 4 - Evolución del campo de tensiones durante la descarga.

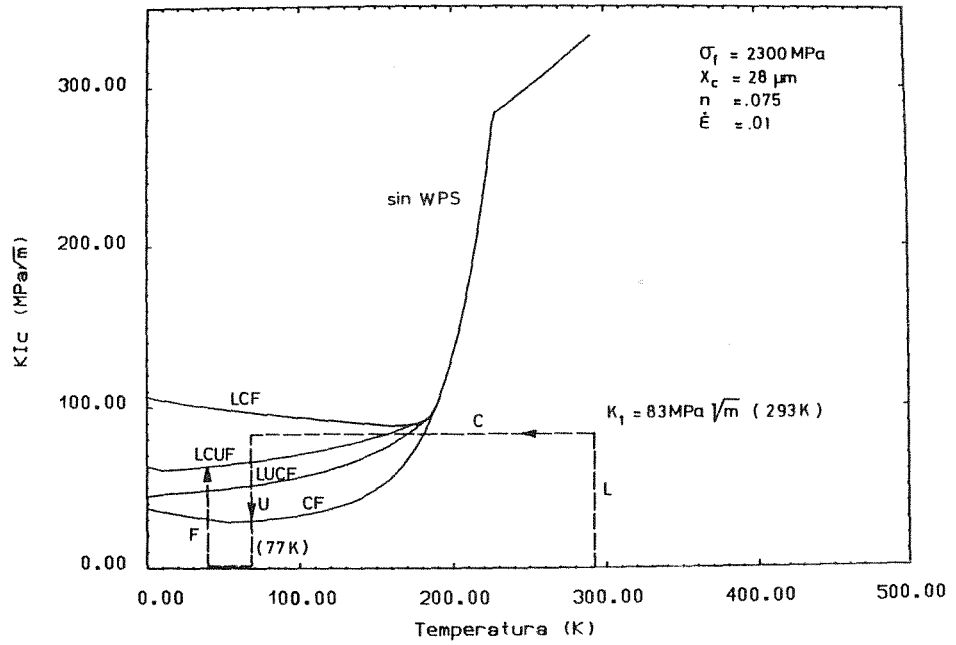


Fig. 5 - Predicciones de tenacidad en función de la temperatura.

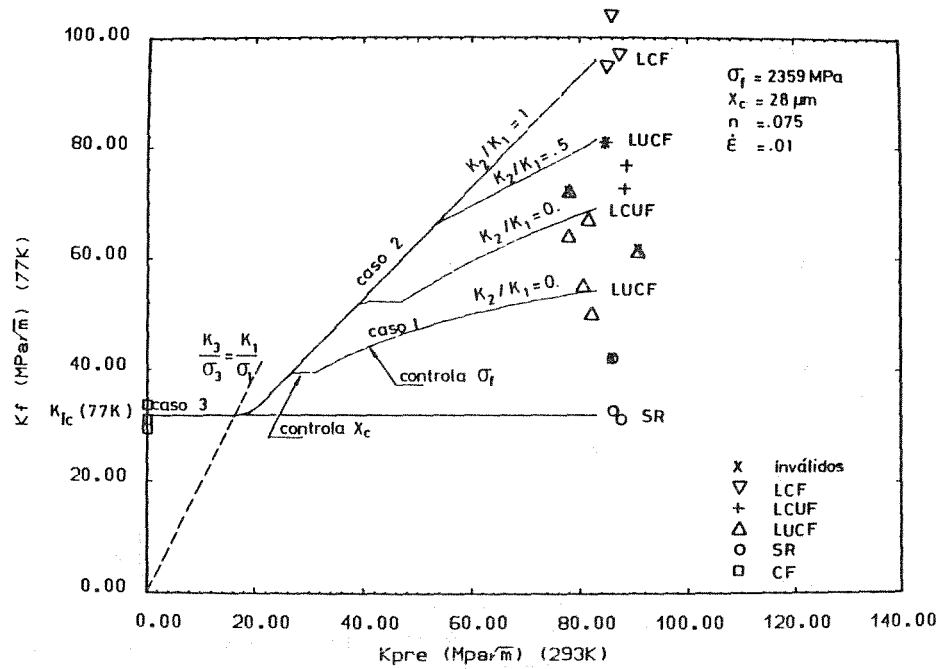


Fig. 6 - Predicción del mapa de WPS y resultados obtenidos.

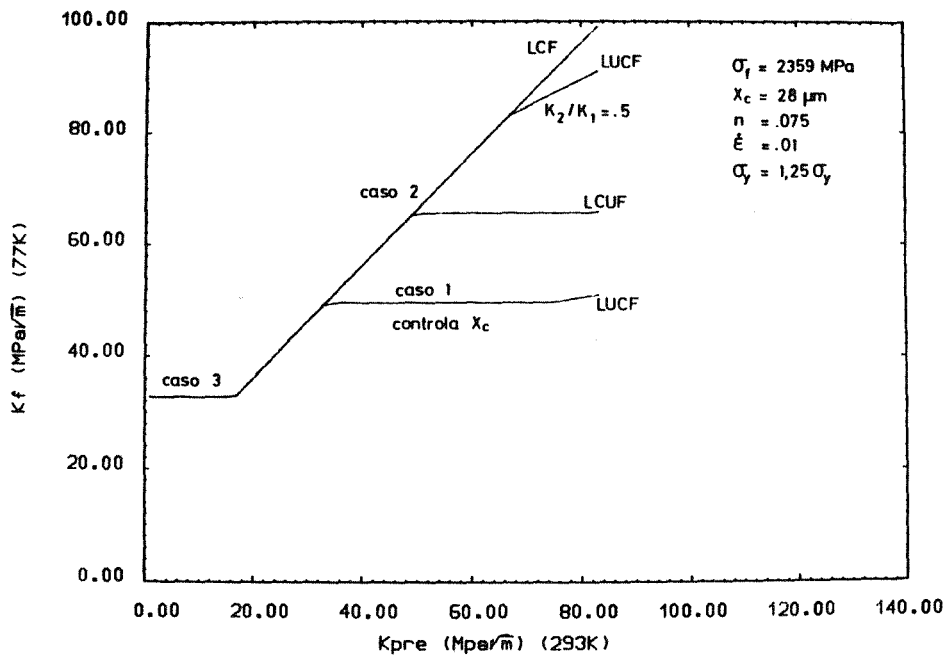


Fig. 7 - Previsión del efecto del WPS para el A533-B1 irradiado.

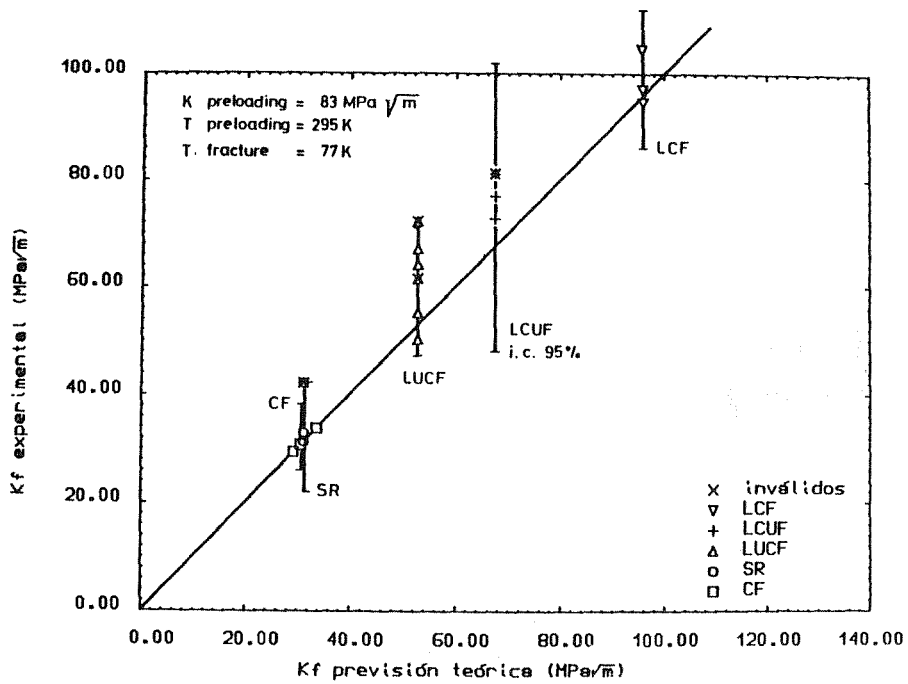


Fig. 8 - Valores de tenacidad previstos frente a experimentales.

MODELIZACION DE LA ROTURA ALEATORIA EN PLACAS DE VIDRIO

CASTILLO E. (*), VELASCO J. (**), VIÑA I. (***), FERNANDEZ A. (***)

- (*) E.T.S. Ingenieros de Caminos, Santander
- (**) Cristalería Española, S.A., Avilés
- (***) E.T.S. Ingenieros Industriales, Gijón

SUMMARY

The probability of failure in window glass plates is strongly influenced by the distribution of flaws and of tension stresses on the glass surface. If the stress field due to the load is not homogeneous, as it is the case in the glass plates failure must not occur precisely at the location of the major crack. This implies some computational complexity in the analysis of reliability and in the estimation of the parameters. In this paper the fundamentals for a probabilistic approach to such window glass plates is presented. An experimental research of the preferential orientation of the flaws is made and the failure prediction is applied to a glass beam as a first step for the practical probabilistic design of window glass to failure.

RESUME

La probabilité de rupture des dalles de verre plat est influencée par la distribution de défauts et par les contraintes de traction sur la surface du verre. Si le champ de contraintes produit par la sollicitation n'est pas homogène, comme il arrive avec les dalles de verre soumis à charges transversales, la rupture ne survient nécessairement sur le point de localisation du défaut le plus grand, ce signifie une certaine complexité dans l'analyse de fiabilité et dans l'estimation des paramètres. Dans ce travail on déroule les fondements probabilistiques pour le calcul de dalles en verre plat, en tenant compte expérimentalement l'orientation préférentielle des défauts et on présente un cas d'application d'une poutre simple comme premier pas pour le traitement pratique dans le calcul de fiabilité de dalles à rupture.

1. INTRODUCCION

El gran auge experimental durante los últimos años en el empleo de placas de vidrio de dimensiones cada vez mayores, como elemento estructural resistente en la construcción de edificios [1], hace que sea necesario revisar los métodos de cálculo empleados en la determinación de su capacidad resistente. Hasta el momento, lo habitual es diseñar mediante tablas o ábacos obtenidos bien experimentalmente o bien mediante fórmulas empíricas que con las oportunas correcciones y coeficientes de seguridad conseguirán garantizar una seguridad suficiente. Sin embargo el margen de seguridad no se admite constante para la diversificación de dimensiones. En este trabajo se expone un método para la obtención de flechas y tensiones a las que están sometidas las placas de acristalamiento junto con la propuesta de un modelo estadístico conducente a predecir la carga de rotura. Los pasos seguidos para el cálculo se quedan esquematizados en la figura 1.

En los apartados siguientes, se pasa a describir cada uno de los bloques indicados anteriormente.

2. DEFINICION DE CARGA DE VIENTO. CARGA EQUIVALENTE

Los golpes de viento, producen en los acristalamientos presiones y subpresiones $q(t)$, que serán funciones del tiempo. Es decir, esta carga tendrá en general un carácter dinámico.

Sin embargo, el diseño típico de las placas de acristalamiento se realiza considerando la acción del viento como una carga estática transversal uniformemente repartida.

Puesto que la historia de la carga tiene una influencia en la rotura del vidrio (fatiga estática), se considera a efecto de cálculo una carga estática constante en el tiempo, tal que su efecto es el mismo que el de la carga real en idéntico periodo.

Esta transformación será posible siempre que el periodo característico de la acción del viento sea suficientemente mayor que el periodo de vibración natural del acristalamiento y se obtiene según Charles [2], mediante la siguiente expresión (Figura 2).

$$q_{eq} = \frac{[\int_0^{\Delta t} [q(t)]^n dt]^{1/n}}{\Delta t}$$

en donde n , que se determina experimentalmente, se toma usualmente igual a 16.

3. RESOLUCION NUMERICA

Las placas de acristalamiento típicas sometidas a carga de uso [3] se pueden encuadrar en cuanto a las deformaciones que sufren en la categoría de "placas con grandes flechas". Es decir, parecen regirse por las ecuaciones de la teoría no-lineal de placas (ecuaciones de Von Kármán), en las cuales se consideran las tensiones de membrana que se superponen a las tensiones de placas únicas que aparecen en la teoría lineal.

Las ecuaciones de Von Kármán vienen dadas por las siguientes expresiones:

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

$$D \nabla^4 W = q + t \left[\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} - 2 \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y} \right]$$

en donde Φ \equiv función de Airy

W \equiv flechas

q \equiv carga lateral uniformemente repartida

t \equiv espesor de la placa

En la resolución numérica de estas ecuaciones pueden emplearse [4]:

- El Método de Diferencias Finitas
- El Método de Galerkin.

Sin embargo para proceder a la resolución es necesario definir las condiciones de contorno de las placas. En principio, se consideraron dos tipos posibles de condiciones:

El primer caso correspondiente a borde simplemente apoyado y el segundo caso correspondiente a borde empotrado.

Una vez analizados los cálculos se observó que la mejor aproximación responde al caso de borde simplemente apoyado, mientras que en el caso de bordes empotrados se obtienen resultados de flechas y tensiones muy inferiores a las experimentales de los ensayos realizados en Cristalería Española S.A. [5].

Una vez resueltas estas ecuaciones y obtenidas por tanto la función de Airy Φ y las flechas W mediante técnicas iterativas se pasa a

calcular las tensiones totales como superposición de las tensiones de membrana y tensiones de placa.

$$\sigma_x = \sigma_x^p + \sigma_x^m \quad \sigma_y = \sigma_y^p + \sigma_y^m \quad \tau_{xy} = \tau_{xy}^p + \tau_{xy}^m$$

siendo

$$\sigma_x^p = \frac{-Ez}{1-\nu^2} \left[\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + \nu \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right] \quad \sigma_y^p = \frac{-Ez}{1-\nu^2} \left[\nu \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right]$$

$$\tau_{xy}^p = \frac{-Ez}{1+\nu} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y}$$

$$\sigma_x^m = \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} \quad \sigma_y^m = \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} \quad \sigma_{xy}^m = \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y}$$

4. RESISTENCIA MECÁNICA DEL VIDRIO, CON CONSIDERACIONES DE MECÁNICA DE FRACTURA

4.1 Resistencia Mecánica del Vidrio

La resistencia mecánica del vidrio puede deducirse a partir de las fuerzas entre dos átomos en función de su distancia o bien a partir de la energía superficial de fractura al igualar el trabajo necesario para producir una fisura con la energía superficial correspondiente a las dos nuevas superficies creadas.

En general, ambos modelos dan valores de resistencia del mismo orden de magnitud, pero estos difieren substancialmente (hasta dos y tres órdenes de magnitud) de los valores reales medidos experimentalmente. Esta discordancia tiene su origen en los defectos superficiales del vidrio ya que basta realizar tratamientos superficiales para que la resistencia experimente notables aumentos. En el caso de las fibras, en las que por su extrema relación diámetro/longitud se reduce considerablemente la probabilidad de contener defectos superficiales, esta resistencia alcanza valores del orden de $600 \cdot 10^7 \text{ N/m}^2$, valor muy superior al correspondiente a los vidrios comunes de silicato que suelen presentar resistencias mecánicas entre $5 \cdot 10^7$ y $10 \cdot 10^7 \text{ N/m}^2$ [6].

Hoy en día se admite que es determinante, la influencia de los defectos superficiales, en la resistencia a tracción que es siempre la causante de las roturas en el vidrio, dadas las formas estructurales bajo las que se emplea este material.

Esto, unido al hecho de que el comportamiento del vidrio es

típicamente elástico, lo convierte en un material idóneo para ser estudiado bajo la teoría de la Mecánica de Fractura Lineal.

La segunda consecuencia es la necesidad de conocer la distribución estadística de estos defectos microscópicos superficiales. De este problema nos ocuparemos más adelante.

4.2 Cálculo de la tenacidad del vidrio

El comportamiento mecánico de un vidrio con microfisuras, puede caracterizarse tal como se hace con las aleaciones metálicas y los polímeros mediante el factor de intensidad de tensiones crítico o tenacidad de fractura K_{Ic} .

En los materiales frágiles, tales como el vidrio, el método de indentación proporciona un procedimiento ventajoso para el cálculo del valor de K_{Ic} , dado que da lugar a resultados fiables, al mismo tiempo que representa un ensayo rápido, de fácil ejecución y que apenas requiere preparación previa del material a ensayar. Por todas estas razones se trata de un ensayo idóneo de control de calidad [7].

El método de indentación consiste en la realización de un ensayo de dureza Vickers. La huella obtenida en un vidrio aparece limitada por unas grietas radiales de forma semicircular que se extienden en la dirección de las diagonales de la huella, tal y como se muestra en la figura 3.

El tamaño de la grieta radial C , junto con el de la huella a y la carga aplicada P , son los datos que permiten la determinación del valor de K_{Ic} .

El análisis riguroso de la fractura por indentación es muy difícil debido a la complejidad del problema. Evans y Charles [8] han obtenido una relación empírica entre los parámetros adimensionales $(K_{Ic}/H\sqrt{a}) [f(E/H)]^{-1}$ y $(C/a) \cdot E$ y H son el módulo elástico y la dureza Vickers del material respectivamente.

Basándose en la relación anterior, Moya y Miranzo [9] proponen la expresión analítica, que permite dar un significado físico al problema de la indentación elasto-plástica, siguiente:

$$\frac{K_{Ic}}{H\sqrt{a}} [f(E/H)]^{-1} \begin{cases} = 0,09 (C/a)^{-1,145} & \text{si } C/a > 2,8 \\ = 0,05 (C/a)^{-0,5} & \text{si } C/a < 2,8 \end{cases}$$

siendo

$$f (E/H) = \frac{1}{1-m_r} \left[\frac{1}{\Delta} \beta^2 - 1,5 \right]$$

β y Δ son dos parámetros relacionados con el cociente entre el radio de la zona deformada y el tamaño de la huella y m_r tiene en cuenta las tensiones residuales que aparecen tras la creación de una superficie libre.

En la E.T.S.I.I. de Gijón se ha aplicado esta técnica al vidrio. Para ello se ensayaron probetas de $10 \cdot 10 \text{ mm}^2$ de superficie, extraídas de placas de vidrio de distintos espesores. Se utilizó un microdurómetro Akashi con un penetrador Vickers y la carga utilizada fué de 1 Kg.

Las lecturas del tamaño de las huellas y de las grietas radiales se realizaron con un microscopio óptico de reflexión Reichert a 400 X con la ayuda de un micrómetro graduado desplazable, siendo la precisión obtenida superior a $1 \mu\text{m}$.

En el cuadro adjunto se indican los valores medios obtenidos para 5 ensayos.

Espesor muestra (mm)	Radio de indentación (μm)	Longitud grieta (μm)	K_{Ic} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
2	30,8	96,9	0,72
3	29,4	97,2	0,7
4	30,25	92,3	0,75
5	28,5	102	0,79
6	30,2	94,5	0,72

La micrografía que se expone, muestra la huella de dureza y las grietas radiales obtenidas en uno de estos ensayos.

4.3 Tamaño de defectos críticos para una carga determinada

Se define el tamaño crítico de defecto a^* en un punto, como aquél que para una carga determinada produciría, caso de existir, la rotura de la placa en ese punto.

Por lo tanto, el tamaño crítico de defecto a^* , será una función del punto y de la carga que esté actuando es decir, $a^*(x, y; q)$. Para poder deducir su expresión se asimila el defecto superficial real a un defecto equivalente de forma semicircular (figura 4), el tamaño crítico se obtendrá a partir de la expresión

$$K_{IC} = 1,12 \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi a^*}$$

en donde

$$K_{IC} \equiv \text{tenacidad de fractura en MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$\sigma \equiv \text{tensión principal en MPa}$$

El factor 1,12 da cuenta del hecho de que el efecto es superficial y el $2/\pi$ es un factor de forma que tiene en cuenta la geometría característica del defecto.

Para la aplicación de esta fórmula se utilizará como valor de $K_{IC} = 0,7$ y para la σ las obtenidas mediante la resolución de las ecuaciones de Von Kármán.

4.4 Orientación de defectos en el vidrio

Sobre la aparición de defectos superficiales en el vidrio, se han formulado varias hipótesis, que van desde un origen predominantemente mecánico producido por la abrasión durante el proceso de elaboración y manufacturación del vidrio (hipótesis más generalmente adoptada), hasta un origen térmico debido a la diferente concentración de recintos monoheterogéneos del vidrio durante su enfriamiento.

Los ensayos realizados por Cristalería Española S.A. no contradicen en principio las hipótesis anteriores que pueden constituir la componente aleatoria de los defectos superficiales. Sin embargo el estudio experimental realizado demuestra que existe una componente orientativa en el sentido de que hay una disposición preferencial de la dirección de las fisuras.

También en estos ensayos se pone de manifiesto la pérdida de resistencia que se produce con el envejecimiento, ya que se han realizado ensayos con vidrios recientes (fabricación, Dic. 86) y envejecido (fabricación, Enero 86).

A continuación se resumen los resultados experimentales obtenidos:

a) Vidrios recientes

Las probetas ensayadas son de la forma y dimensiones que se ven en la figura 5.

Las distintas orientaciones ensayadas para un traver se reflejan en la figura 6.

Los resultados obtenidos quedan recogidos en la siguiente tabla

Dimensión	590 x 100 x 5,85				
α	0°	30°	45°	60°	90°
m	7,88	6,81	6,60	6,25	6,43
s	1,45	1,02	1,07	1,02	1,20

b) Vidrio envejecido

b.1) Las probetas ensayadas son idénticas a las del caso a). Y solamente ha sido ensayada la orientación $\alpha = 90^\circ$

b.2) Las probetas ensayadas son en forma y dimensiones las que se indican a continuación

Las orientaciones ensayadas son $\alpha = 0^\circ$ y $\alpha = 90^\circ$

Los resultados obtenidos vienen reflejados en el cuadro siguiente:

Dimensión	590 x 100	290 x 50 x 5,85	
α	0°	0°	90°
m	6,32	7,45	6,64
s	1,28	1,47	1,35

En las tablas anteriores m representa la tensión media en Kg/mm² y s la desviación típica.

5. MODELO ESTADISTICO

Si se considera que la función de distribución de tamaños de grieta máximo de un tramo de viga de longitud l_0 , $F_{a(l_0)}(x)$ sigue una ley de Gumbel, es decir

$$F_{a(l_0)}(x) = \exp \left[\exp \left[\frac{a-x}{b} \right] \right]$$

se puede estimar los parámetros a y b para los ensayos indicados anteriormente, y a continuación calcular la función de distribución de la carga de rotura por unidad de longitud siguiendo el modelo estadístico para vigas recogido en [10]. Los resultados obtenidos muestran la buena concordancia entre el modelo teórico y los resultados experimentales para diferentes edades y tamaños de vidrio.

REFERENCIAS

- [1] Minor J.E. "Window glass design practices: A review". ASCE. Journal of the Structural Division. Vol. 107. Enero 1981.
- [2] Charles R.J. "Static Fatigue of Glass II". Journal of Applied Physics. Vol. 29. Noviembre 1958.
- [3] Beason W.L., Morgan J.R. "Glass failure prediction model". ASCE. Journal of the Structural Engineering. Vol. 110. Febrero 1984.
- [4] Viña I, Fernández A. "Aplicación del método de Galerkin y del M.D.F. al cálculo de placas planas de vidrio". 2º Simposium sobre aplicaciones del M.E.F. en Ingeniería. Barcelona, 1986.
- [5] Viña I. "Análisis no-lineal de rotura de placas planas de vidrio con consideración de criterios probabilísticos". Tesis Doctoral. Marzo 1987.
- [6] Fernández Navarro J.M. "El Vidrio". Consejo Superior de Investigaciones Científicas. Instituto de Cerámica y Vidrio. Madrid, 1985.
- [7] Smith S.S., Marmusen P. y Pletka B.J. "Fracture mechanics for ceramics rocks and concrete". ASTM STP 745. 1981.
- [8] Evans A.G., Charles E.A. Journal of the American Ceramic Society. Vol. 59. 1976.
- [9] Moya J.S., Miranzo P. Anales de Mecánica de la Fractura. Vol. 1, 1984.
- [10] Castillo E., Rodríguez J., Viña I., Fernández A. "Modelling the random failure of glass plates and beams under non-constant stress distributions". The First International Conference on Statistical Computing. Cesme. Turquía, Abril 1987.

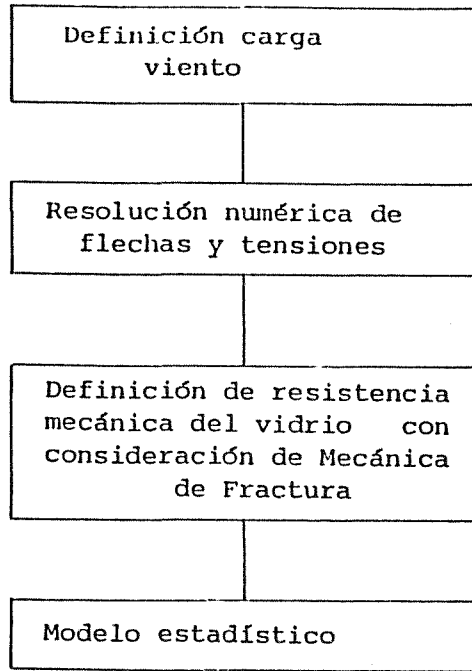


Figura 1 - Esquema de Cálculo

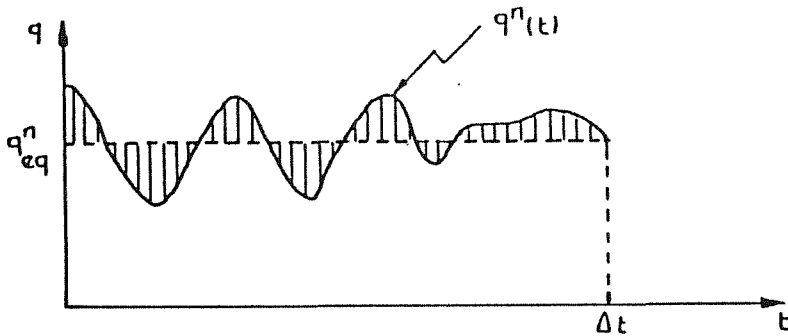


Figura 2 - Representación esquemática de la carga estática equivalente

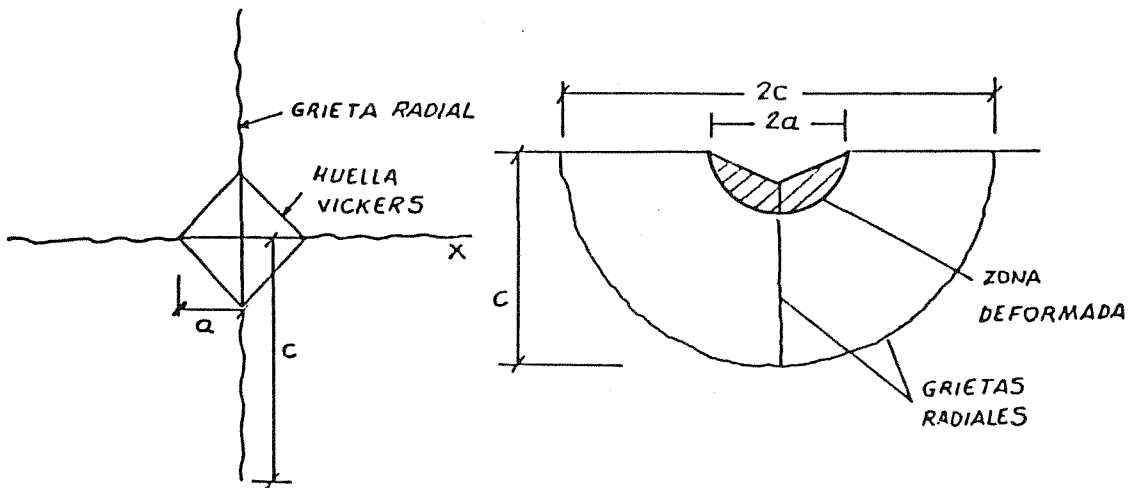
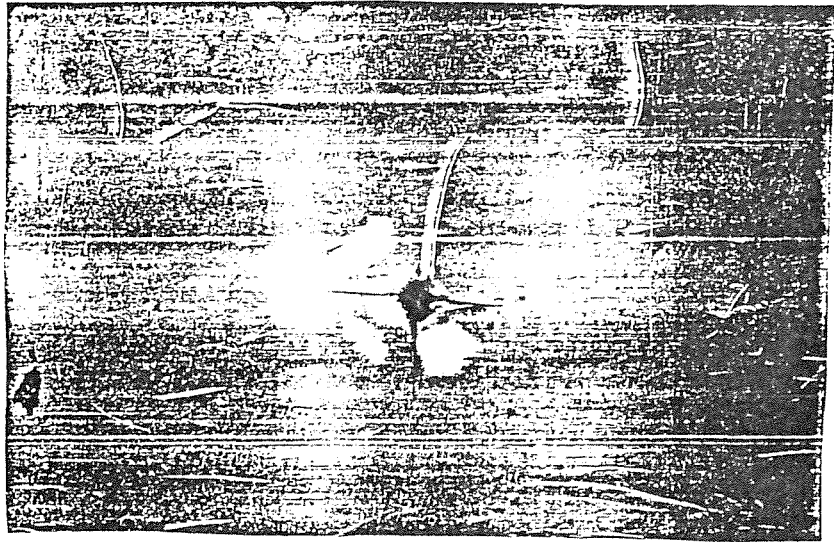


Figura 3 - Huella obtenida por el método de indentación



Micrografía

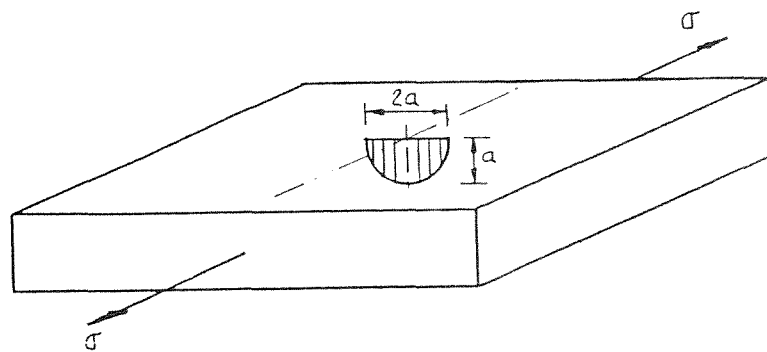


Figura 4 - Defecto equivalente de forma semicircular

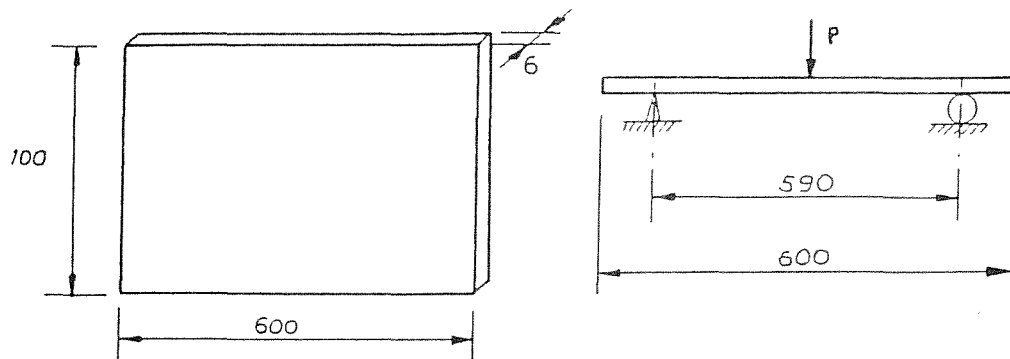


Figura 5 - Probetas de vidrio reciente

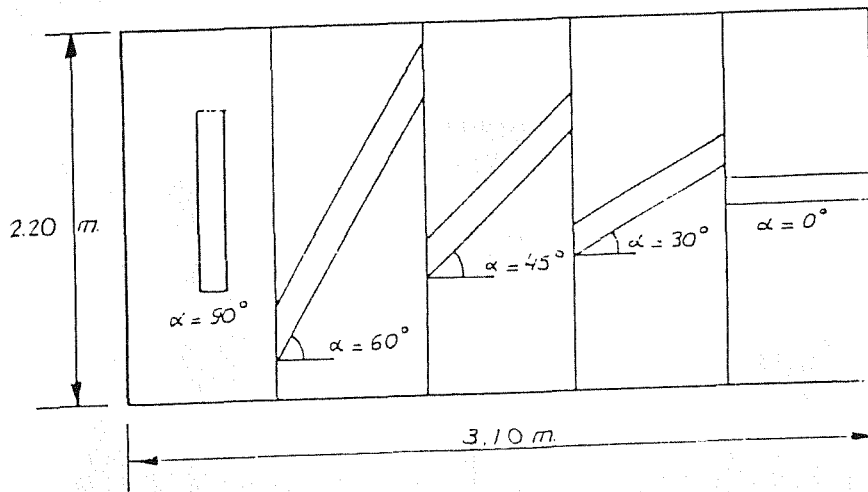


Figura 6 - Esquema de los cortes realizados en un traver

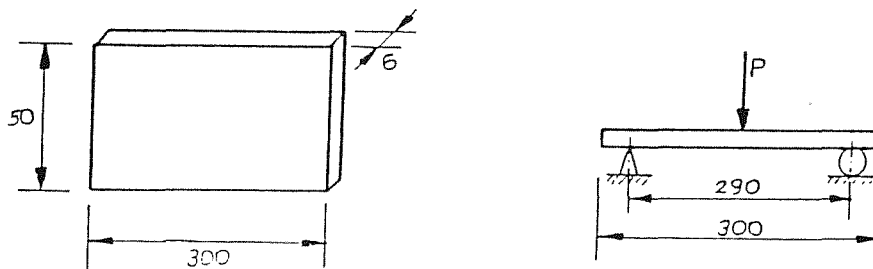


Figura 7 - Probetas de vidrio envejecido

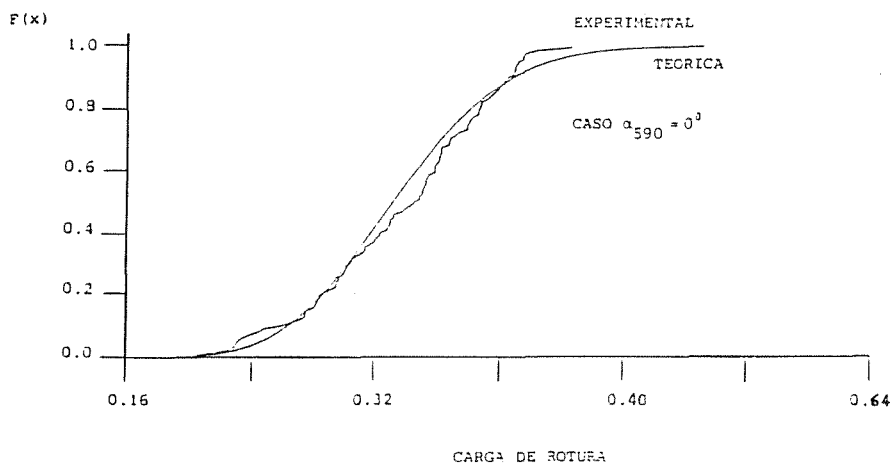


Figura 8 - Resultado correspondiente a probeta de longitud 590 mm de vidrio reciente.

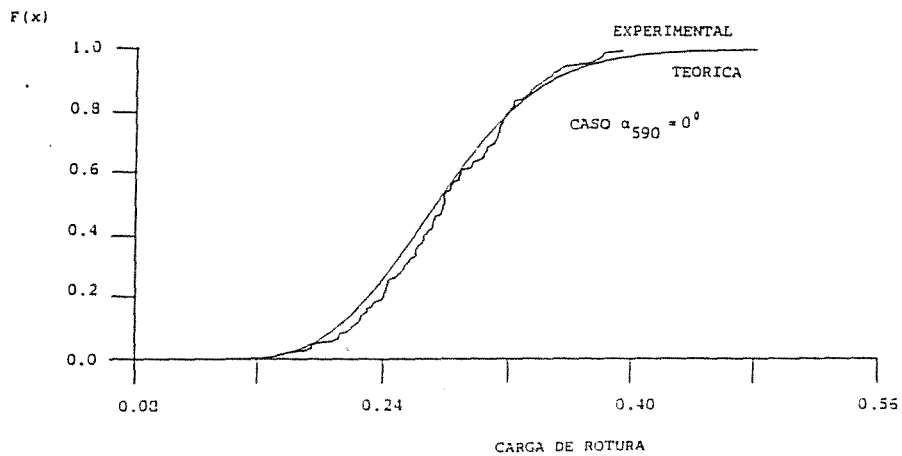
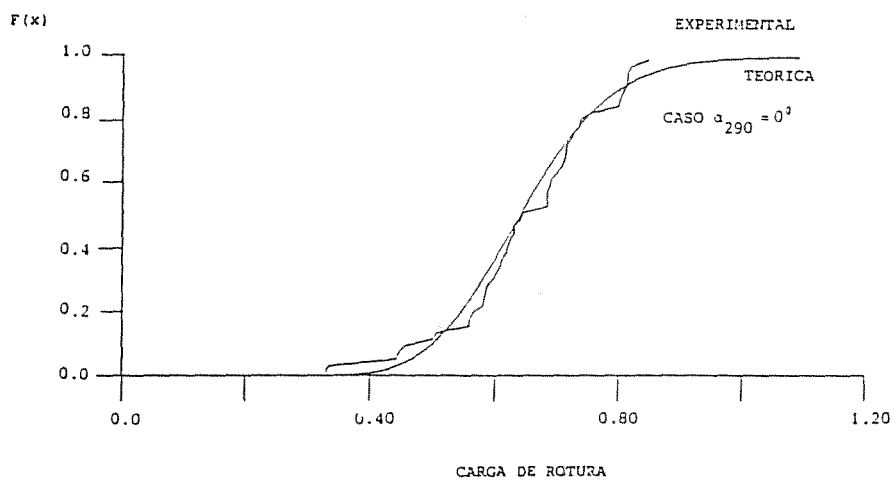


Figura 9 - Resultados correspondientes a probetas de longitudes 290 y 590 mm de vidrio envejecido.

DETERMINACION DE UN CRITERIO DE FRACTURA
EN UN CEMENTO OSEO ACRILICO

A. SILVESTRE (*), M. ANGLADA Y J.A. PLANELL

Departamento de Metalurgia
Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Barcelona
Universidad Politécnica de Cataluña
Avda. Diagonal, 647
08028 - Barcelona - España

(*): actualmente: Universidad Tecnológica de Pereira
Apartado Aéreo 97 - Pereira - Colombia

RESUMEN

La evaluación del comportamiento mecánico de los cementos óseos acrílicos sometidos a estados de tensión biaxial o triaxial podría ser de gran interés para poder juzgar apropiadamente el uso clínico de dichos materiales. Sin embargo, no existe en la literatura ninguna información relativa al criterio de fractura que siguen los cementos óseos. El presente trabajo pretende establecer si dicho material se comporta de acuerdo con el criterio de fractura de Coulomb-Mohr. Para ello se ha diseñado un método de ensayo triaxial utilizando probetas cilíndricas huecas de pared gruesa a las que se sometió a una presión hidráulica interna, constante en cada ensayo, mientras que simultáneamente se las sometía a compresión axial hasta la rotura. Los ensayos se realizaron con dos cementos óseos comerciales diferentes. Los resultados obtenidos demuestran que los cementos óseos acrílicos siguen el criterio de fractura de Coulomb-Mohr para materiales frágiles y que el comportamiento ligeramente distinto obtenido para uno y otro cemento pueden interpretarse en términos de su diferente microestructura.

ABSTRACT

The evaluation of the mechanical behaviour of acrylic bone cements under biaxial or triaxial loading situations would be of great interest in order to make proper judgements for their clinical use. However, there are no references in the literature about the determination of any failure criterion. The aim of the present study is to establish whether the Coulomb-Mohr failure criterion can explain the mechanical behaviour of such material. A triaxial testing method has been designed by which and internal hydraulic pressure, constant at each test, is provided into thick wall hollow cylindrical specimen whilst it is simultaneously axially compressed up to fracture. Two different commercial bone cements were tested. The results obtained show that acrylic bone cements behave according to the Coulomb-Mohr failure criterion for brittle materials and that the slightly different behaviour exhibited by one cement in relation to the other can be interpreted in terms of their different microstructure.

1. INTRODUCCION

La utilización de cementos óseos acrílicos de polimetilmetacrilato (PMMA) para la fijación de endoprótesis al hueso vivo es una técnica bien establecida en cirugía ortopédica desde que Charnley [1] [2] implantó su uso a finales de los años cincuenta. Su función consiste en fijar mecánicamente el vástago de la prótesis, ya sea ésta de cadera o de rodilla, en la cavidad creada en el hueso y distribuir las cargas de modo uniforme.

A pesar de su uso general en todo el mundo y del amplio mercado que ello representa, sus características mecánicas son más bien pobres y existen todavía lagunas en el conocimiento de su comportamiento mecánico. En este sentido, quizás la más notoria es la ausencia en la literatura de algún criterio de fractura para sollicitaciones de carga combinada en condiciones biaxiales o triaxiales [3]. Es evidente que la existencia de tales datos sería de gran ayuda en el uso clínico de los cementos óseos. De hecho existen abundantes ejemplos en la literatura clínica de aflojamiento de implantes por fallo del cemento [4] [5] [6].

En el quirófano el cemento óseo se prepara a partir de PMMA en polvo y monómero metilmetacrilato líquido que se mezclan y batan convenientemente. Cuando la mezcla se encuentra todavía en estado pastoso, ésta se inyecta a mano o mediante jeringa en la cavidad ósea donde polimeriza y llega a curar. El proceso global lleva a la obtención de una microestructura del material que le confiere propiedades mecánicas sensiblemente más pobres que las del PMMA industrial. Entre los factores más relevantes cabe señalar la granulación del polvo inicial, los poros producidos por aire atrapado durante la fase de mezcla y batida, la mezcla incompleta de las partículas iniciales de PMMA con el monómero polimerizado, la rápida velocidad de polimeración necesaria por condiciones operativas en el quirófano, las inclusiones de líquidos corporales y grasa que se producen al inyectar el cemento en la cavidad ósea y las laminaciones producidas durante este proceso.

Aunque las condiciones de trabajo en el laboratorio no reproducen exactamente las del quirófano, como por ejemplo presencia de sangre y grasa en el cemento o laminaciones por inyección, puede decirse sin embargo que la mayoría de características microestructurales no diferirán demasiado. Por consiguiente, la determinación de un criterio de falla en el laboratorio puede ser sin duda útil de cara a establecer juicios clínicos posteriores. De hecho, al tratarse de un material frágil y poroso, parece que el criterio de fractura de Coulomb-Mohr puede describir adecuadamente su comportamiento, tal como recomienda la literatura para materiales poliméricos [7], [8].

El criterio de Coulomb-Mohr establece que el flujo en un punto se inicia cuando se cumple la relación:

$$\tau = \sigma \tan \phi + C \quad (1)$$

donde τ : esfuerzo cortante en la ruptura
 σ : esfuerzo de compresión en la ruptura
C : cohesión del material
 ϕ : ángulo de fricción interna del material

Los materiales granulares exhiben un valor grande del ángulo de fricción (que puede llegar hasta 50° en las arenas) y un valor bajo de cohesión. Cabe esperar que el cemento óseo, a causa de su microestructura, presente un comportamiento hasta cierto punto similar.

La ecuación (1) que describe el criterio de ruptura puede expresarse en términos de los esfuerzos principales σ_1 , σ_2 , σ_3 , utilizando la representación gráfica de Mohr que se muestra en la Figura 1. Los valores de σ y τ que satisfacen el criterio se representan en dicha figura por una línea que pasa por el punto (C cotg ϕ , 0) con una pendiente tan ϕ .

Así la ecuación (1) puede expresarse como:

$$(\sigma_1 - \sigma_3) = (\sigma_1 + \sigma_3) \text{ sen } \phi + 2C \text{ cos } \phi \quad (2)$$

y puede observarse que el criterio de fractura depende exclusivamente de los esfuerzos principales mayor y menor y es independiente del esfuerzo principal intermedio σ_2 [7].

Todo ello prefija el tipo de ensayo a realizar: las probetas deberán ser sometidas a un estado triaxial de esfuerzos medibles que permitan determinar la cohesión C y el ángulo de fricción interna ϕ . Tanto el ensayo como las probetas se describen en la próxima sección y consisten en cilindros huecos de pared gruesa que se someten simultáneamente a presión interna constante durante cada ensayo y a carga compresiva creciente hasta rotura.

2. MATERIALES Y METODOS

Los materiales ensayados procedían de dos firmas comerciales diferentes con lo cual se ha podido comparar el comportamiento de los dos cementos óseos. Así, se ha utilizado el cemento óseo acrílico CMW 1 fabricado por CMW Laboratories Ltd en el Reino Unido y el cemento óseo acrílico Rostal de la empresa nacional Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. La representación física de ambos cementos es semejante y consistente en:

- a) Una ampolla de 20 ml que contiene aproximadamente un 98% de monometilmetacrilato y el resto es N: N-dimetil-para-toluidina e hidroquinona. La hidroquinona actúa como inhibidor y previene la polimerización prematura del monómero y la N:N-dimetil-para-toluidina promueve el curado del polímero al alcanzarse la temperatura corporal acelerando la reacción.

- b) Una bolsa que contiene unos 40 g de polvo constituido aproximadamente por un 90% de polimetilmetacrilato y el resto por peróxido de benzoilo y sulfato de bario. El peróxido de benzoilo actúa como iniciador de la reacción de polimerización al mezclarse con el monómero y el sulfato de bario se añade en orden a tener un cemento radiopaco.

El polvo y el líquido se mezclan y baten mediante una espátula de vidrio en una cubeta del mismo material. Cuando el cemento se encuentra todavía en estado pastoso, aproximadamente al cabo de un minuto y medio del inicio de la mezcla, se coloca en el interior del molde representado en la Figura 2(a) y mediante el vástago representado en la Figura 2(b), se hace fluir y llenar el interior del molde de tal manera que el cemento llene completamente el espacio cilíndrico que queda entre la pared externa del molde y su espárrago central. Este sistema permite obtener una probeta cilíndrica sin agujeros ni grandes poros. Para facilitar el desmoldeo se utilizó DESMOLD 420, un spray a base de silicona y agua. Una vez polimerizado el material y ya frío, la probeta se desmoldea con gran facilidad.

Después de refrentar su altura, las probetas presentan las dimensiones siguientes:

diámetro interior: $a = 12$ mm
diámetro exterior: $b = 21$ mm
altura : $h = 32$ mm

Los ensayos se realizaron en una máquina universal de ensayos INSTRON que aplicaba una carga compresiva vertical mientras que la presión interna se aplicaba mediante un circuito hidráulico. La probeta estaba montada entre dos soportes de acero a través de los cuales penetraba el líquido al interior de la probeta.

Durante cada ensayo se mantenía constante la presión interna en la probeta, cuyas paredes internas estaban recubiertas por una lámina no porosa de polietileno, mientras que la máquina de ensayos trabajaba a compresión a una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.5 cm/min. Se realizaron ensayos a presiones crecientes desde 0 hasta 7 MPa.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

La ecuación (2) puede expresarse como:

$$\frac{\sigma_1 (1 - \operatorname{sen} \phi)}{2 C \cos \phi} - \frac{\sigma_3 (1 + \operatorname{sen} \phi)}{2 C \cos \phi} = 1 \quad (3)$$

con lo cual pueden considerarse dos casos generales:

- a) Aplicación de una única carga axial que corresponde a un estado de compresión pura, donde $\sigma_3 = 0$ y por lo tanto

$$\sigma_1 = \frac{2 C \cos \phi}{1 - \sin \phi}$$

con lo cual no es posible determinar a la vez los valores de C y de ϕ para poder obtener en un sólo ensayo el criterio de falla.

- b) Aplicación simultánea de una carga axial y una presión interna como muestra la Figura 3. En este caso los esfuerzos producidos en el cilindro hueco creados bajo la aplicación de carga y presión interna pueden representarse como muestra la Figura 4, siendo σ_z el esfuerzo axial, σ_r el esfuerzo radial y σ_t el esfuerzo tangencial.

Tomando el diagrama del cuerpo libre para las fuerzas axiales y considerando la distribución simétrica de esfuerzos alrededor de un eje [9] y aplicando el principio de superposición, pueden calcularse los tres esfuerzos como:

$$\sigma_z = \frac{F - P_i \pi a^2}{\pi (b^2 - a^2)} \quad (4)$$

$$\sigma_r = \frac{P_i a^2}{b^2 - a^2} \left(\frac{b^2}{r^2} - 1 \right) \quad (5)$$

$$\sigma_t = \frac{P_i a^2}{b^2 - a^2} \left(\frac{b^2}{r^2} + 1 \right) \quad (6)$$

donde F es la carga compresiva, P_i la presión interna constante en cada ensayo, a el radio interior del cilindro, b su radio exterior y r la distancia al eje del cilindro.

Como puede verse, σ_r y σ_t varían a través del espesor de la pared del cilindro, alcanzando su máximo valor para $r = a$, donde

$$\sigma_r = P_i \quad \text{y} \quad \sigma_t = - \frac{P_i (a^2 + b^2)}{b^2 - a^2}$$

σ_z y σ_r son esfuerzos compresivos mientras que σ_t es un esfuerzo tensil y de ahí la diferencia de signos. Puesto que z, r y t son las direcciones principales de los esfuerzos, se puede escribir: $\sigma_1 = \sigma_z$, $\sigma_2 = \sigma_r$ y $\sigma_3 = \sigma_t$. En consecuencia, el esfuerzo cortante máximo será:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad \text{y así} \quad \tau_{\max} = \frac{F + P_i \pi b^2}{2 \pi (b^2 - a^2)} \quad (7)$$

A partir de los valores de presión interna y de la carga compresiva de rotura medidas para cada ensayo, es posible calcular los valores de σ_1 , σ_3 y τ con los que dibujar los círculos de Mohr. Las Tablas 1 y 2 dan los valores obtenidos para los cementos CMW y Rostal.

Tabla 1 - Valores de σ_1 , σ_3 y τ calculados a partir de las F y P_i medidas para el cemento CMW

P_i (MPa)	F (N)	σ_1 (MPa)	σ_3 (MPa)	τ (MPa)
0	23550	101	0	50.5
1	22000	94	-2	48
2	21620	92	-4	48
3	21120	89	-6	47.5
4	19750	83	-8	45
5	18750	78	-10	44
6	17700	73	-12	42
7	16860	69	-14	41

Tabla 2 - Valores de σ_1 , σ_3 y τ calculados a partir de las F y P_i medidas para el cemento Rostal

P_i (MPa)	F (N)	σ_1 (MPa)	σ_3 (MPa)	τ (MPa)
0	22700	97	0	49
1	22000	94	-2	48
2	21300	90	-4	47
3	21100	89	-6	47
4	20000	84	-8	46
5	19500	81	-10	45
6	18700	77	-12	45
7	18200	75	-14	44

Estos datos permiten dibujar los círculos de Mohr cuya tangente común da los valores de C y ϕ del criterio de fractura de Coulomb-Mohr, como se demuestra en las Figuras 5 y 6, para los cementos CMW y Rostal respectivamente. La Figura 7 muestra el aspecto de tres probetas de cemento CMW ensayadas a tres presiones internas de 0, 1 y 4 MPa.

En consecuencia, puede decirse que para el cemento óseo CMW, la cohesión C vale 33 MPa y el ángulo de fricción interna es de aproximadamente 25° , mientras que para el cemento Rostal, C vale 30 MPa y ϕ aproximadamente 15° . Puede observarse que en cuanto a cohesión se refiere, el valor del cemento Rostal es un 18% más elevado que el de CMW. Por su parte, el ángulo de fricción interna para el Rostal es unos 10° menor que el de CMW. En orden a establecer si estas diferencias podían estar ligadas a una porosidad distinta en cada material, se determinaron sus densidades respectivas en probetas no ensayadas y elaboradas de la misma forma. Los valores obtenidos variaron entre 1.15 y 1.20×10^3 Kg/m³ para ambos, valores que son muy parecidos a los referidos en la literatura [3] y que al ser tan similares para CMW y Rostal no permiten establecer claras diferencias de porosidad entre ambos cementos.

Tomando la ecuación (3) y a partir de los valores de C y ϕ obtenidos, es posible calcular σ_1 cuando $\sigma_3 = 0$ y de σ_3 cuando $\sigma_1 = 0$ [7]. Cuando $\sigma_3 = 0$, significa que la rotura se produce en un estado de compresión pura y los valores de σ_1 obtenidos en este caso para los cementos CMW y Rostal fueron de 101 y 97 MPa respectivamente, valores que coinciden perfectamente con los hallados en la literatura (3, 10, 11) y cumplen la norma ASTM para cementos acrílicos [12]. La situación ficticia $\sigma_1 = 0$ daría un estado ficticio de tracción pura, puesto que el criterio de Coulomb-Mohr no es adecuado para estados uniaxiales de tracción [7]. Al calcular σ_3 en este caso, se encontraron valores de 42 y 46 MPa para los cementos CMW y Rostal respectivamente. De hecho, los ensayos realizados con probetas moldeadas para ensayo de tracción dieron valores de 37 y 42 MPa respectivamente como resistencia última, valores que a su vez coinciden con los hallados en la literatura [3], [10].

En orden a poder dar una interpretación a los resultados obtenidos, se ha estudiado la microestructura del material mediante microscopía electrónica de barrido. Las Figuras 8 y 9 muestran a iguales aumentos (una pequeña raya blanca corresponde a $10 \mu\text{m}$), la morfología del polvo procedente de las bolsas de CMW y Rostal respectivamente. Lo más significativo es la diferencia en tamaño y forma de unas partículas de PMMA con respecto a las otras. Mientras que las partículas de Rostal son aproximadamente esféricas y de tamaños que varían entre las 10 y las 50 μm , las partículas de CMW adoptan formas más alargadas e incluso irregulares, siendo notoria la presencia de polvo difícilmente soluble a estos aumentos, y con tamaños que varían desde valores inferiores claramente a las 5 μm hasta partículas claramente superiores a las 50 μm en su dirección longitudinal. Cabe señalar que en ambos casos se observa la presencia de zonas o manchas blancas y de aspecto cristalino. El análisis por ener-

gía dispersiva de rayos-X en el microscopio electrónico de barrido ha determinado que este polvo fino es rico en bario y azufre, por lo cual debe corresponder al sulfato de bario añadido al polvo de PMMA para dar radiopacidad al cemento. De hecho, se han realizado mapas de bario, observándose que las regiones ricas en dicho elemento en el mapa corresponden a regiones blancas brillantes y de aspecto cristalino en la imagen. El contenido en BaSO_4 es muy parecido en ambos cementos: la bolsa de CMW contiene 3.64 g mientras que la de Rostal contiene 4.00 g.

4. DISCUSION

Los resultados obtenidos muestran que el comportamiento de los cementos óseos acrílicos siguen el criterio de falla de Coulomb-Mohr como era de esperar por tratarse de un material polimérico [8] y a su vez granular y poroso [12].

Cuando se mezcla y bate el monómero con las partículas de PMMA, se forma una masa pastosa que el cabo de un minuto y medio aproximadamente, ya no se pega a los guantes quirúrgicos. Durante este estadio, el monómero polimeriza alrededor de las partículas de PMMA con lo cual éstas quedan atrapadas y químicamente enlazadas entre una red de monómero polimerizado. Este efecto se muestra en la Figura 10 correspondiente a la superficie de fractura de una probeta entallada ensayada a tracción, donde se observan claramente las partículas de PMMA, rodeadas de un halo de finas partículas blancas correspondientes al sulfato de bario. Esto indica que el sulfato de bario ha quedado disuelto alrededor de las partículas en el monómero polimerizado. De hecho, el efecto del BaSO_4 sobre las propiedades mecánicas del cemento óseo es de reducir su resistencia a compresión y a flexión hasta en un 10% [11], [13] y [14].

Puesto que tanto la densidad de ambos cementos, que constituye una medida indirecta de su porosidad, como su contenido en sulfato de bario y las temperaturas de preparación y de ensayo de las probetas son todos ellos parámetros muy parecidos para CMW y para Rostal, debe concluirse que muy probablemente la explicación de su distinto comportamiento debe explicarse en función de la diferente morfología de las partículas iniciales de PMMA. Cabe pensar que el efecto cohesivo del monómero polimerizado será más efectivo en aquel material que disponga de partículas de tamaño más uniforme y de forma más simétrica. La reducción en el ángulo de fricción interna en el cemento Rostal parece indicar un comportamiento menos frágil que de hecho parece estar de acuerdo con la mayor homogeneidad de su microestructura.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean agradecer a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. y a CMW Laboratories Ltd. el haber suministrado los cementos óseos. Parte del presente trabajo ha sido realizado en

el marco de una Acción Integrada Hispano-Británica, por lo cual se agradece la ayuda del Ministerio de Educación y del British Council. Finalmente, los autores agradecen al Dr. M. Fernández-Fairén, al Dr. A. Raya y a la Sra. M. Marsal y al Sr. M. Rodulfo, la ayuda recibida tanto en aspectos clínicos de los cementos óseos como en el diseño del método de ensayo respectivamente.

6. REFERENCIAS

- [1] J. Charnley, J. Bone Joint Surg., 42B, 28, (1960).
- [2] J. Charnley, J. Bone Joint Surg., 46B, 518, (1964).
- [3] S. Saha and S. Pal, J. Biomed. Mat. Res., 18, 435, (1984).
- [4] J.N. Wilson and J.T. Scales, Clin. Orthop. Rel. Res., 72, 145 (1970).
- [5] H.C. Amstutz, Clin. Orthop. Rel. Res., 72, 123, (1970).
- [6] J.O. Galante, W. Rostoker and J.M. Doyle, J. Bone Joint Surg., 57, 230, (1975).
- [7] B. Paul, Fracture, and advanced treatise, Ed. H. Leibowitz, Vol. 2, Academic Press, New York, (1968).
- [8] I.M. Ward. Mechanical Properties of Solid Polymers, J. Wiley, New York, (1983).
- [9] S.P. Timoshenko and J.N. Goodier, Theory of Elasticity, McGraw-Hill, New York, (1951).
- [10] A. Silvestre, J. Hodgson, M. Fernández-Fairén, J. Behiri and J.A. Planell, Mecombe 86, Proc. IV Mediterranean Conf. on Med. and Biolog. Eng., Seville, p. 56 (1986).
- [11] A.J.C. Lee, R.S.M. Ling and S.S. Vangala, Arch. Orthop. Traumat. Surg., 92, 1, (1978).
- [12] K. Terzaghi, Theoretical Soil Mechanics, J. Wiley, New York, (1943).
- [13] S.S. Haas, G.M. Brauer and M.A. Dickson, J. Bone Joint Surg., 57, 380 (1975).
- [14] S.P. Combs and A.S. Greenwald, Clin. Orthop., 145, 287, (1979).

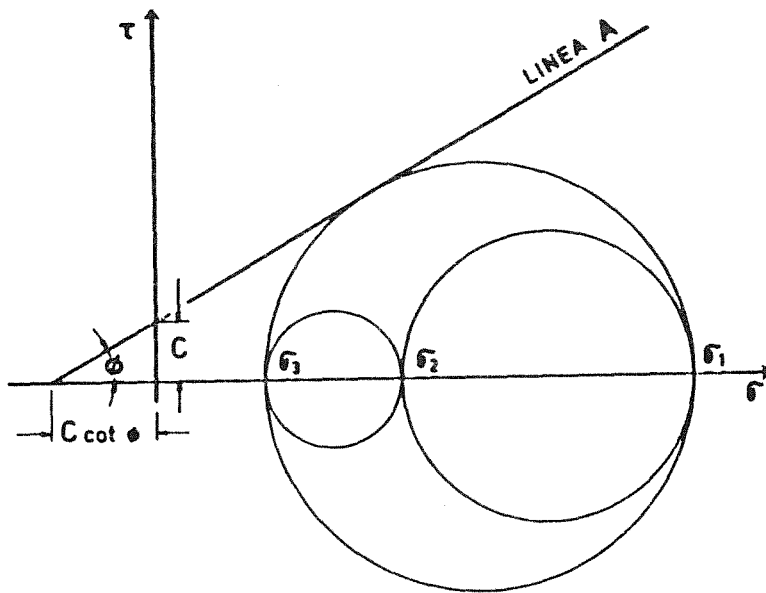


Fig. 1 - Representación gráfica de Mohr, de la cohesión y del ángulo de fricción interna.

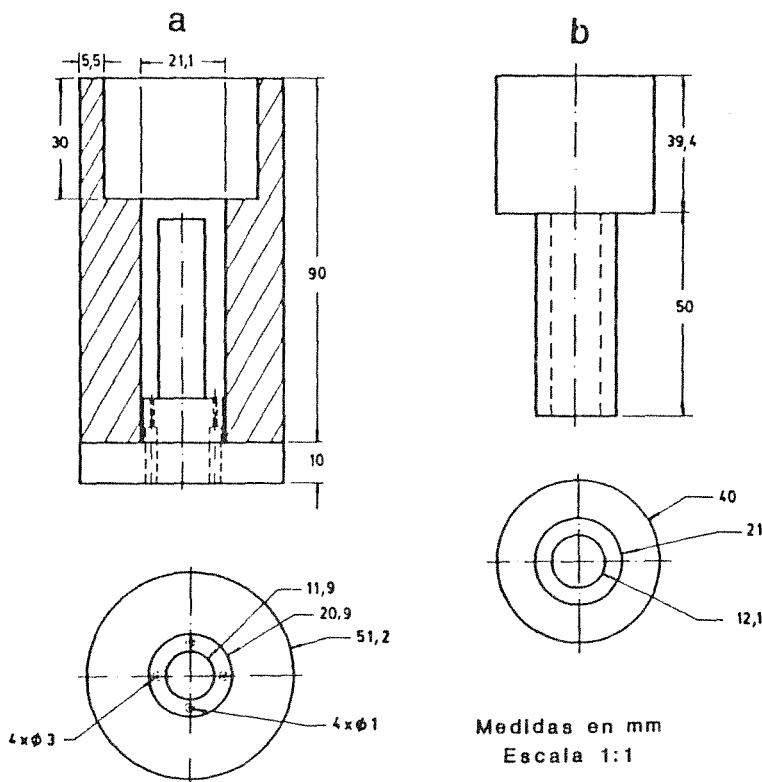


Fig. 2 - Molde de poliamida para la elaboración de cilindros huecos
a) matriz, b) vástago o pistón.

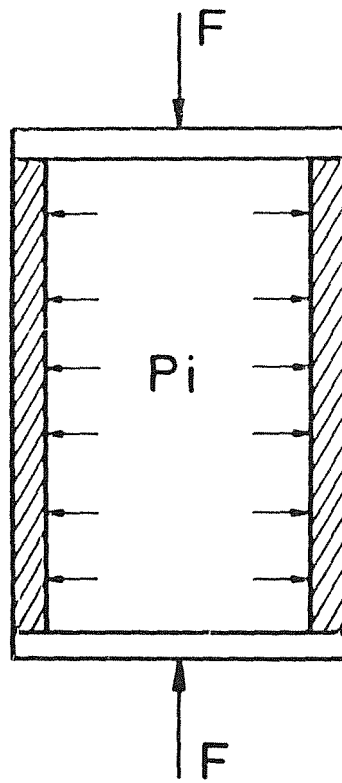


Fig. 3 - Cilindro hueco bajo la acción de carga axial (F) y presión interna (P_i).

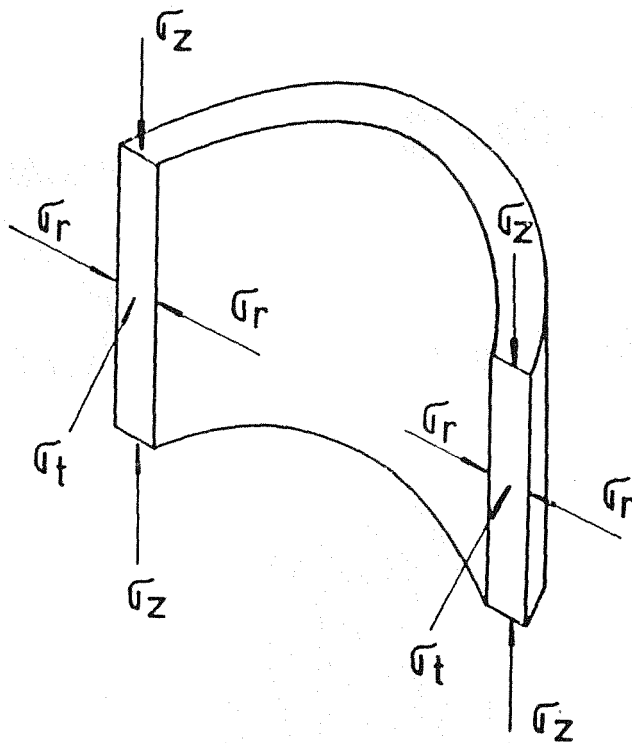


Fig. 4 - Esfuerzos en un cilindro hueco debidos a la acción de carga axial y presión interna.

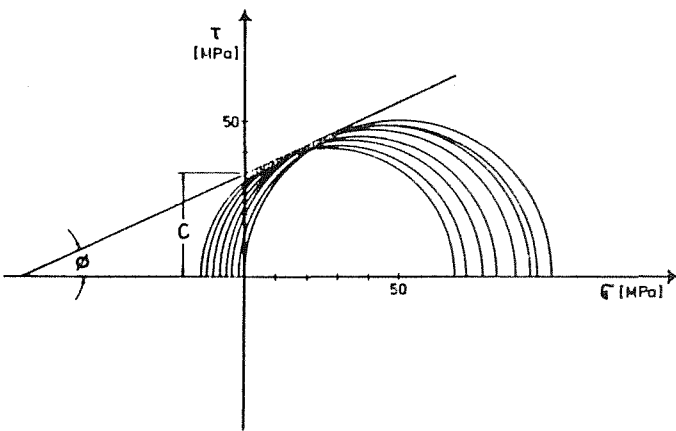


Fig. 5 - Círculos de Mohr y línea de falla para el cemento CMW. $C = 33 \text{ MPa}$ y $\phi \sim 25^\circ$

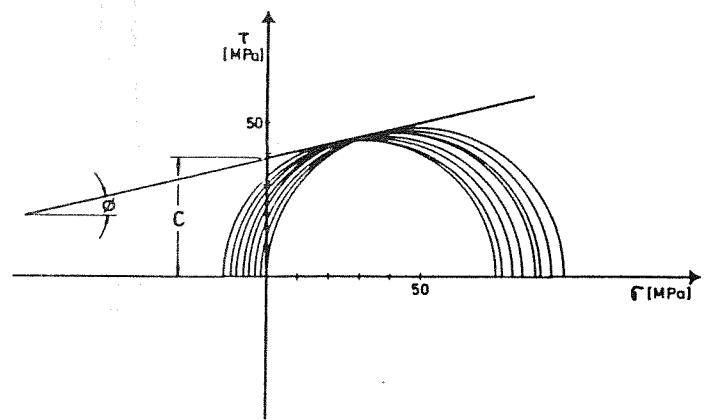


Fig. 6 - Círculos de Mohr y línea de falla para el cemento Rostal. $C = 39 \text{ MPa}$ y $\phi \sim 15^\circ$

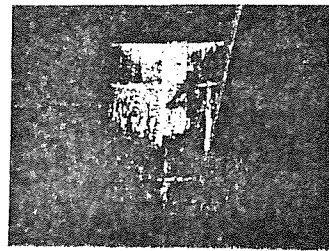
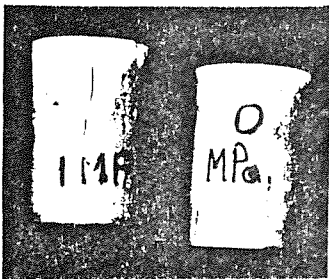


Fig. 7 - Probetas ensayadas a 0, 1 y 4 MPa de presión interna

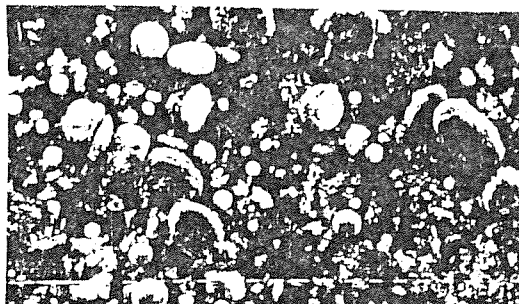


Fig. 8 - Aspecto del polvo de PMMA procedente de una bolsa de CMW, observado en el M.E.B.

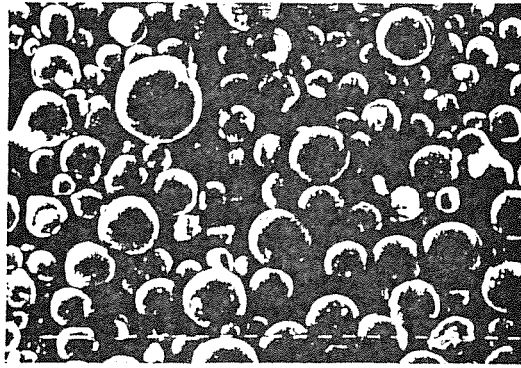


Fig. 9 - Aspecto del polvo de PMMA procedente de una bolsa de Rostal, observado en el M.E.B.



Fig. 10 - Aspecto de la superficie de rotura del cemento óseo Rostal.

MODELIZACION DEL COMPORTAMIENTO DEL HORMIGON EN FRACTURA

PABLO MATURANA Y MANUEL ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

Se ha implementado un programa de elementos finitos en que se utiliza uno de los modelos de zona cohesiva para caracterizar el comportamiento en fractura del hormigón. Los resultados obtenidos han sido contrastados con la experimentación realizada en nuestro laboratorio, con esto ha sido posible estudiar la incidencia de los parámetros de fractura en la caracterización del material y proponer así nuevas líneas de investigación tanto a nivel experimental como teórico.

SUMMARY

A finite element program was implemented using a cohesive crack model for the characterization of fracture behaviour of concrete. The results were checked with the experimental results obtained in our Laboratory, so the influence of fracture parameters of the material have been studied and new lines of investigation have been proposed in both, experimental and theoretical aspects.

1. INTRODUCCION

El comportamiento en tracción de algunos materiales -como pueden ser entre otros, el caso de las rocas, algunos suelos de tipo arcilloso, maderas y muy especialmente el hormigón- presenta un comportamiento no lineal en el diagrama tensión-deformación [1]; en especial, esto ocurre después de que se ha alcanzado la carga máxima. Esta respuesta no lineal, que coincide con una manifiesta aparición de fisuras en el material, provoca dos efectos interesantes: el primero, un incremento localizado de la deformación en una zona del elemento, fenómeno similar al que ocurre en algunos materiales metálicos dúctiles al producirse el cuello en la zona de estricción y, en segundo lugar, un notorio ablandamiento por deformación, lo que ocasiona que el material después de estar fisurado, aún siga siendo capaz de transmitir esfuerzos en esa zona deteriorada.

Resulta evidente que la utilización de la Mecánica de la Fractura es de gran utilidad para formular la ecuación constitutiva del hormigón, de manera que ella sea capaz de reflejar el ablandamiento por deformación y permitir así tratar el material como un continuo, que a pesar de estar duramente fisurado es capaz de soportar tensiones en dicha zona antes de producirse la fractura del mismo.

El empleo de las técnicas de la Mecánica de la Fractura en el hormigón resultó en sus comienzos muy desalentador. En este trabajo se hace una justificación muy resumida de los motivos por los cuales en los inicios hubo tantos problemas para la aplicación, debido a que las técnicas más desarrolladas, como la Fractura Elástica Lineal y la Fractura Elastoplástica, no son adecuadas para tratar materiales como el hormigón, salvo en algunos casos en que es posible el empleo de la Fractura Elástica Lineal [2].

Posteriormente se comentan las hipótesis realizadas para plantear un modelo de zona cohesiva y se describe cómo éste puede ser tratado por métodos numéricos. El modelo se describe brevemente ya que se encuentra desarrollado en forma más extensa en otras publicaciones anteriores [3], [4] y [5].

Por último, se presenta un conjunto de resultados obtenidos tras el cálculo por el Método de los Elementos Finitos en que se ha utilizado el modelo de zona cohesiva para simular el comportamiento en fractura de tres series de vigas de hormigón entalladas, que se obtuvieron a partir de cuatro amasadas similares, la caracterización del material se hizo considerando los valores medios de sus propiedades, y de esta manera, se comprobó la utilidad y limitaciones que presenta el modelo, sin que se efectúen variaciones en los parámetros de fractura del hormigón.

2. MECANICA DE LA FRACTURA EN EL HORMIGON

Para un elemento fisurado se admite, en general, que el mate-

rial que se encuentra alejado de la fisura se comporta en régimen elástico y lineal. Sin embargo, próximo a la fisura éste se comporta en forma no lineal. En el caso de los hormigones, el tamaño de la zona no lineal es función de las características intrínsecas del material así como de la geometría estudiada, en numerosas investigaciones experimentales esa zona ha sido medida y se sabe que varía entre los 80 y 200 mm [6]. Como se sabe la Fractura en Régimen Elástico Lineal es una buena aproximación en los casos en que el cociente entre la zona no lineal y la menor dimensión de la pieza medida desde el borde de la fisura es pequeño, aceptándose valores del orden de 0,04 y lo cual condiciona la aplicación de esta Teoría a elementos estructurales cuyas dimensiones sean superiores a los 2 m, y aún en esos casos la fisura debe haber progresado varios metros. Como aplicación de la Fractura Elástica Lineal cabe destacar el caso de la presa de Fontana [2], en el cual los resultados obtenidos se consideran bastante satisfactorios. Por último, otro problema que se suele encontrar para aplicar esta teoría al hormigón es precisar el tamaño de una fisura, dado que no tiene un final muy definido porque las fisuras se ramifican y aparece en el extremo una región microfisurada.

Con las dificultades antes descritas, el problema se ha abordado formulando una teoría no lineal para el hormigón. Tampoco puede ser tratado por las teorías de la Fractura Elastoplástica, dado que es un material en que el comportamiento no lineal se caracteriza por un ablandamiento por deformación debido a una microfisuración creciente y, además, es un material incapaz de sufrir grandes deformaciones plásticas antes del inicio de los procesos de fractura.

Por las limitaciones expuestas se justifica que se hayan desarrollado teorías especiales para el hormigón, éstas se ven agrupadas en dos tendencias; una, la más clásica, es el modelo de fisura cohesiva y la otra es la de la generalización del criterio de la densidad de energía [4]. El modelo teórico empleado en éste trabajo, como se verá, corresponde a la primera de ellas.

3. MODELO TEORICO UTILIZADO

El modelo teórico que se ha utilizado corresponde a uno de los agrupados dentro de los llamados modelos de zona cohesiva, que básicamente son dos [7]. Hemos optado por el denominado modelo de banda cohesiva, que es más versátil y general, además tiene la ventaja que como se supone una banda de fisuración de anchura constante se puede emplear en un programa de elementos finitos sin necesidad de cambiar la tipología de la malla durante el cálculo.

Las hipótesis empleadas en el modelo sirven para evaluar el inicio de la fractura, el comportamiento del material no involucrado en la zona donde ocurren los procesos de fractura y el que sí se encuentra dentro de esta última.

3.1 Inicio del Proceso de Fractura

El proceso de fractura se inicia cuando en algún lugar del elemento la tensión principal de sollicitación alcanza la resistencia a tracción del material: es decir, la f_t . En dicho momento comienza a desarrollarse el proceso de microfisuración, dando origen a una zona en la cual el material está "deteriorado" y que es la zona en proceso de fractura. Fuera de esta zona el material se considera que permanece "sano".

3.2 Comportamiento del Material fuera de la Zona de Fractura

El modelo permite considerar para el material que está en esta zona un comportamiento no lineal e irreversible, como podrían ser fenómenos de fluencia y retracción; sin embargo, en la mayor parte de los casos se suele efectuar la simplificación de considerar un comportamiento elástico y lineal, que equivale a decir que fuera de la zona de fractura no existe disipación de energía o bien considerarla como un término de segundo orden debido a que aún no se dispone de resultados que permitan evaluarla para los hormigones. Para suelos, que también presentan un ablandamiento por deformación, se ha observado que aún antes de alcanzarse la tensión máxima se produce un aumento de la deformación localizada [8]. De esta manera se puede decir que la relación tensión-deformación para el hormigón sano está definida por:

$$\Delta\sigma = D^h \Delta\epsilon^h \quad (1)$$

donde $\Delta\epsilon^h$ es el incremento de deformación del hormigón y D^h es la matriz de rigidez del hormigón, que queda definida por el módulo de elasticidad E y el coeficiente de Poisson μ .

3.3 Comportamiento del Material dentro de la Zona de Fractura

Debido al proceso de microfisuración que tiene lugar dentro de esta zona el material se encuentra sólo parcialmente destruido, es decir, se considera que aún es capaz de transmitir esfuerzos. Esta zona se modeliza como una banda microfisurada de anchura constante que se suele considerar del orden de una a tres veces el tamaño máximo del árido [9].

Así en procesos simples de carga creciente, la transferencia de tensiones es función monótona decreciente de la deformación media de la banda de fisuración h , lo que equivale a decir,

$$\sigma = n(\epsilon; h) \quad (2)$$

La modelización de esta zona ha sido realizada mediante técnicas de la Mecánica de la Fractura, las cuales se encuentran ampliamente desarrolladas en tres publicaciones [3], [4], [5] y permiten

tratar el fenómeno de la fisuración del hormigón mediante un procedimiento análogo a como es tratada la plasticidad, teniéndose una expresión para los incrementos de tensión en el hormigón fisurado de la forma,

$$\Delta\sigma = [D^h - D^h N (D^f + N^T D^h N)^{-1} N^T D^h] \Delta\epsilon \quad (3)$$

donde D^f es la matriz de fisuración, que permite relacionar de manera incremental las tensiones en la interfase con las deformaciones y N es una matriz que relaciona las tensiones referidas a un sistema local orientado por la fisura con el sistema global de coordenadas.

De esta manera se ve claramente que la ecuación (3) concuerda con [2] en que se aprecia que la rigidez del hormigón fisurado disminuye con respecto a la del hormigón sano.

4. PARAMETROS DE FRACTURA DEL HORMIGON

Basándose en una de las hipótesis realizadas que supone que fuera de la zona de fractura no hay disipación de energía, se puede establecer la existencia de una propiedad inherente al material, que representa la energía requerida para crear una unidad de área de fisura real y se le denomina Energía de Fractura del Hormigón.

En la figura 1 se indican dos simplificaciones del diagrama tensión-deformación de fisura, éstos son los más utilizados para caracterizar la rama de ablandamiento del hormigón en tracción, siendo el bilineal el que mejor se ajusta al comportamiento real del hormigón [10].

$$\int dW = \int d\Lambda + \int d\Gamma + \int G_c dA \quad (4)$$

Basándose en las hipótesis realizadas que suponen que fuera de la zona de fractura no hay disipación (H_2), se establece por tanto la existencia de una propiedad inherente al metal, que representa la energía requerida para crear una unidad de área de fisura y se la define como la Energía de Fractura del Hormigón G_f .

Con lo cual la ecuación (4) quedará como,

$$W = G_f \cdot A \quad \text{en la que} \quad \int d\Lambda = \int d\Gamma = 0 \quad (5)$$

en la que W representa el trabajo realizado por las fuerzas exteriores, o sea,

$$W = \int F \cdot du \quad (6)$$

en la que para el elemento fisurado,

$$du = h d\epsilon_{nn}^f \quad (7)$$

siendo h la anchura de la banda de fisuración, así se tiene que para el modo I,

$$W = A \cdot h \int \sigma_m \cdot d\epsilon_{nn}^f \quad (8)$$

con lo cual combinando [5] y [8] se obtiene finalmente,

$$G_F = h \int \sigma_{nn} d\epsilon_{nn}^f \quad (9)$$

De esto resulta que los parámetros necesarios para el modelo se pueden inferir de un ensayo de tracción directa estable, obteniendo de éste:

- a.- El módulo de elasticidad E .
- b.- La resistencia a tracción f_t
- c.- La energía de fractura G_F
- d.- El ancho de la banda de fisuración h .

Finalmente para poder construir la matriz de rigidez, es necesario evaluar que porcentaje de la rigidez inicial a cortante permanece una vez fisurado el material, a falta de disponer de ensayos en modo II, se suele adoptar un valor de β que puede estar entre 0 y 1, para evitar la disipación de energía por fisuras de cortante se suele utilizar un valor de β muy bajo [3].

5. PREDICCIONES TEORICAS

En el presente trabajo se ha efectuado una comprobación del modelo planteado anteriormente con un conjunto de resultados experimentales obtenidos en el Laboratorio de Física y Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid [11]. La serie de ensayos corresponde a un conjunto de tres geometrías de vigas entalladas de diferentes relaciones longitud/canto (l/d), cuyas dimensiones se ven en la tabla 1. Estas fueron ensayadas a flexotracción mediante control de desplazamiento al centro de la luz y se obtuvo de esta manera la energía de fractura G_F de acuerdo con el método RILEM. Las vigas fueron hormigonadas a partir de 4 amasadas similares y se realizaron los ensayos de caracterización de las mismas, mediante ensayos de compresión y tracción por hendimiento según normas ASTM, de los cuales se obtuvo para cada amasada la resistencia a compresión, módulo de elasticidad y resistencia a tracción. En la tabla 2 se definen las características principales de cada amasada.

A partir de los ensayos de flexión se obtuvo para cada geometría la carga de rotura F_u , la tensión nominal f_n y la energía de fractura G_F , cuyos valores medios así como sus desviaciones estandar se resumen en la tabla 3.

TABLA 1

PROBETA nº	d (mm)	L (mm)	edad (días)	Nº de ensayos	Amasada nº
FEL-1	100	800	79	13	1
FEL-2	200	1131	45	6	1,2
FEL-3	300	1386	44	8	1,3,4

Espesor (b) : 100 mm
Relación entalla/canto (a/d) : 0,5

TABLA 2

Amasada nº	Resistencias (MPa)		Módulo de Elasticidad (GPa)
	Compresión	Tracción	
1	37,3	3,10	24,3
2	32,8	2,75	21,5
3	37,8	3,08	23,4
4	36,8	3,23	26,6

TABLA 3

PROBETA nº	F _u (kN)	f _n (MPa)	G _F (N/m)
FEL-1	0,98	4,72 (0,21)	123 (22)
FEL-2	2,19	3,71 (0,34)	125 (30)
FEL-3	3,90	3,60 (0,21)	126 (28)

$$* f_n = 1,5 \cdot F_u \cdot L/b \cdot (d-a)^2$$

Para afectar el cálculo, debemos conocer E, f_t, G, por lo que se han empleado las características medias del conjunto de ensayos, es decir:

Módulo de Elasticidad (E)	24,0	GPa
Resistencia a la Tracción (f_f)	3,04	MPa
Energía de Fractura (G_F)	125	N/m

El coeficiente de Poisson y el Factor de Rigidez de Cortante, se han supuesto igual a:

Coeficiente de Poisson (μ)	0,2
Factor de Rigidez Cortante (β)	0,001

Con los datos conocidos se ha efectuado una simplificación en lo que respecta a la rama ascendente, despreciando la no linealidad del material. Respecto al diagrama de ablandamiento se utilizó un modelo bilineal dado que en cálculos anteriores [5] es con el que mejores resultados se han obtenido. Para tener completamente definida la curva tensión-deformación del material la banda de fisuración considerada ha sido igual al tamaño máximo del árido del hormigón ensayado; es decir 20 mm.

En lo que respecta al procedimiento de cálculo, éste fue realizado mediante un programa de elementos finitos donde, de acuerdo al modelo planteado, la fisuración se trató análogamente a como se trata la plasticidad en cálculos Elastoplásticos, por lo que el diagrama de ablandamiento puede ser lineal, multilíneal e incluso exponencial. El método iterativo empleado en este caso es el Newton-Raphson, que permite que el cálculo con ablandamiento sea convergente por una parte y por otra disminuye el tiempo global de cálculo a pesar que en cada iteración tarda más debido a que recalcula la matriz de rigidez.

Las mallas empleadas en cada una de las tres geometrías son las indicadas en la Figura 2. Para las vigas denominadas FE1-1 se dispusieron 54 elementos con un total de 209 nudos, en FE1-2 84 elementos con un total de 303 nudos y por último en FE1-3 87 elementos y en total 401 nudos. La anchura de la banda de fisuración considerada en las tres mallas fue la misma y se emplearon elementos isoparamétricos de 8 nudos utilizando un esquema de integración de 4 puntos por elemento, dado que la solución obtenida de esta forma ha sido satisfactoria.

El análisis se pretendió efectuar simulando las condiciones de ensayo de las vigas, por lo que el cálculo se realizó de manera incremental, mediante desplazamientos impuestos al centro de la misma, obteniéndose para cada incremento el desplazamiento de la viga y la fuerza aplicada que provocaría dicho desplazamiento.

Los resultados obtenidos por el procedimiento descrito y con los parámetros modificados se pueden ver en la Figura 3, donde son contrastados con los resultados experimentales. También se han resumido en la tabla 4, donde se señalan los valores calculados para F_u^* y f_t^* de cada geometría y el error de cálculo tomando como referencia el valor medio experimental.

TABLA 4

GEOMETRIA n ^o	CARGA MAXIMA, F _u * (kN)	TENSION, f _n * (MPa)	ERROR (%)
FE1-1	1,04	4,98	5,6
FE1-2	2,42	4,10	10,5
FE1-3	4,01	3,70	2,8

6. COMENTARIOS Y CONCLUSIONES

En términos generales, es importante destacar la gran utilidad de los esfuerzos que se están realizando en la obtención de modelos no lineales para establecer con la ayuda de la Mecánica de Fractura ecuaciones constitutivas para materiales con ablandamiento por deformación, como es el caso del hormigón, debido a la gran importancia que tiene la zona no lineal o en proceso de fractura en la mayoría de los elementos estructurales.

En particular, el modelo de zona cohesiva utilizado es muy práctico dado que no requiere una potencia de cálculo excesiva, como podría llegar a pensarse, esto debido fundamentalmente a que como se considera una banda de fisuración de anchura constante no se necesita efectuar un remallado a medida que avanza la fisuración, por otra parte, la fisuración puede ser tratada en forma análoga a la plasticidad, luego haciendo algunas modificaciones a un programa de Elementos Finitos elastoplásticos se puede implementar fácilmente el modelo.

Con relación a los resultados obtenidos, conviene destacar que en los cálculos se han utilizado las mismas características del material (valores medios de las 4 amasadas) en las tres geometrías estudiadas, a pesar de las variaciones de resistencia y módulo de elasticidad que existen. Además como no se efectuaron ensayos estables a tracción directa, el diagrama de ablandamiento utilizado, en este caso el bilineal, fue parametrizado de la forma teórica descrita en la literatura, por otra parte se supuso una anchura de la banda de fisuración igual en los tres casos, lo que perfectamente se podría haber variado conservando la energía de fractura G_F como se indica en la ecuación (9), esto hubiera sido lícito ya que como se señala en el apartado 2 de este trabajo, ésta es función del material y la geometría ensayada, donde ésta última difiere en los tres casos analizados. Por último se supuso una reducción de la rigidez a cortante muy grande ($\beta = 0,001$), en virtud de lo manifestado en el punto 4 y avalado por cálculos anteriores, algunos de los cuales se encuentran ya publicados [5].

Teniendo en cuenta lo expuesto en el párrafo anterior, se puede afirmar que los resultados de los cálculos son muy alentadores si se

comparan con los experimentales en la mayor parte de sus aspectos, como lo refleja la tabla 4 y la Figura 3. Es posible observar directamente la buena predicción del modelo, en relación a cargas máximas y deflexiones para las mismas cargas. Algunas diferencias surgen en la descarga, donde ello podría deberse seguramente a la parametrización del diagrama de ablandamiento, esto debido a que la tendencia en los tres casos es muy similar como se ve en las figuras.

Teniendo en cuenta lo anterior, resulta manifiesta la importancia que tiene el conseguir ensayos estables a tracción directa, ya que es el único ensayo que suministra todos los parámetros relevantes para estudiar la fractura de elementos de hormigón solicitados con predominio del modo I. El problema es que estos ensayos son muy difíciles de realizar, ya que se requiere una rigidez muy grande en el equipo de ensayo, por lo cual podría ser interesante disponer de curvas estándar obtenidas para hormigones con distintas características. Seguramente estas curvas serían diferentes en su aspecto en función de algunas características del hormigón como podrían ser: la dosificación de la mezcla, tipo y tamaño máximo del árido, grado de humedad en el material y temperatura de ensayo, por destacar al menos las más relevantes.

Finalmente, como está desarrollado e implementado el modelo, se presenta como una ayuda evidente para el análisis de estructuras de hormigón simple solicitadas en modo I de fractura. Para los ejemplos analizados en este trabajo así como en el anterior [5], la predicción concuerda relativamente bien con la experimentación, hasta valores del 40% de la carga máxima en la rama de descarga. Como se encuentra planteado el modelo, éste puede ampliarse a modos mixtos de fractura, para lo cual se requieren gran cantidad de esfuerzos en el campo experimental que ya se están realizando, de manera de establecer los parámetros que incidan en tal caso.

AGRADECIMIENTOS

Los autores del trabajo expresan su agradecimiento al Comité Conjunto Hispano-Norteamericano por el financiamiento de la investigación realizada que forma parte del proyecto 83/071.

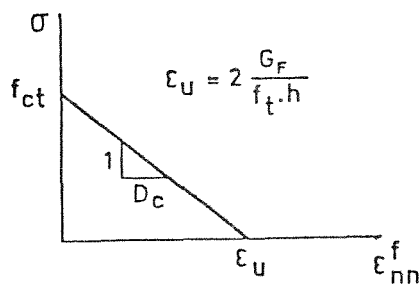
REFERENCIAS

- [1] Bazant, Z.P., Appl. Mech. Rev., Vol. 39, N° 5, pp. 675-705, 1986.
- [2] Elices, M. et al, Informes de la Construcción, Vol. 37, N° 372, pp. 19-33, 1985.
- [3] Rots, J.G. et al, Heron, Vol. 30, N° 1, 1985.
- [4] Elices, M., Informes de la Construcción, Vol. 37, N° 372, pp. 5-18,

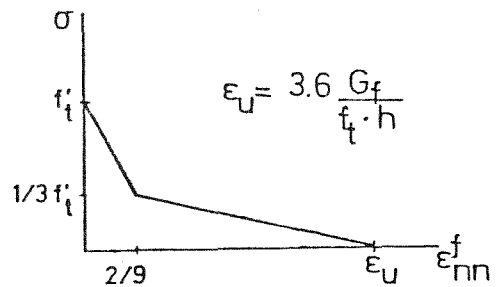
1985.

- [5] Maturana, P. y Elices, M., Anales de Fractura, N° 3, pp. 95-102, 1986.
- [6] Chhuy, S. et al, Advances in Fracture Research, Vol. 4, Pergamon Press, pp. 1507-1514, 1981.
- [7] Planas, J. y Elices, M., Informes de la Construcción, Vol. 37, N° 372, pp. 35-52, 1985.
- [8] Heilmann, H.G. et al, "Festigkeit und Verformung von Beton unter Zugspannungen", Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 203, W. Ernst und Sohn, Berlin, 1969.
- [9] Bazan, Z.P. y Oh, B.H., Mat. Construct., Vol. 16 (93), pp. 155-177, 1983.
- [10] Petersson, P.E., "Crack Growth and Crack Development of Fracture Zones in Plain Concrete and Similar Materials", Report TVBM-1006, Lund Institute of Technology, 1981.
- [11] Planas, J. y Elices, M., "Towards a Measure of G_F : An Analysis of Concrete", F.H. Wittmann, Ed., Elsevier, Amsterdam, pp. 381-390, 1986.

FIGURAS



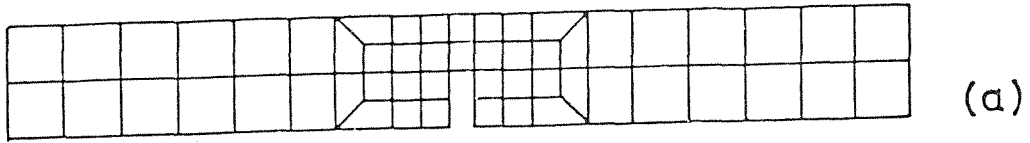
a) MODELO DE BANDA COHESIVA
ABLANDAMIENTO LINEAL



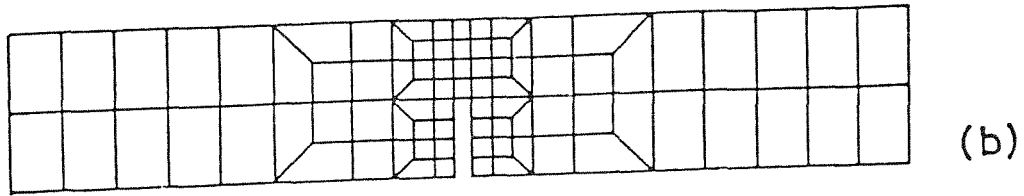
b) MODELO DE BANDA COHESIVA
ABLANDAMIENTO BILINEAL

Figura 1 - Diagramas Tensión-Deformación para el Hormigón Fisurado

MALLA EMPLEADA EN FE1-1



MALLA EMPLEADA EN FE1-2



MALLA EMPLEADA EN FE1-3

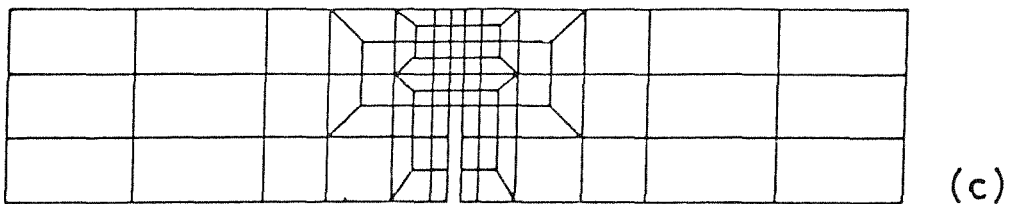


Figura 2 - Mallas utilizadas en los cálculos por F.F.

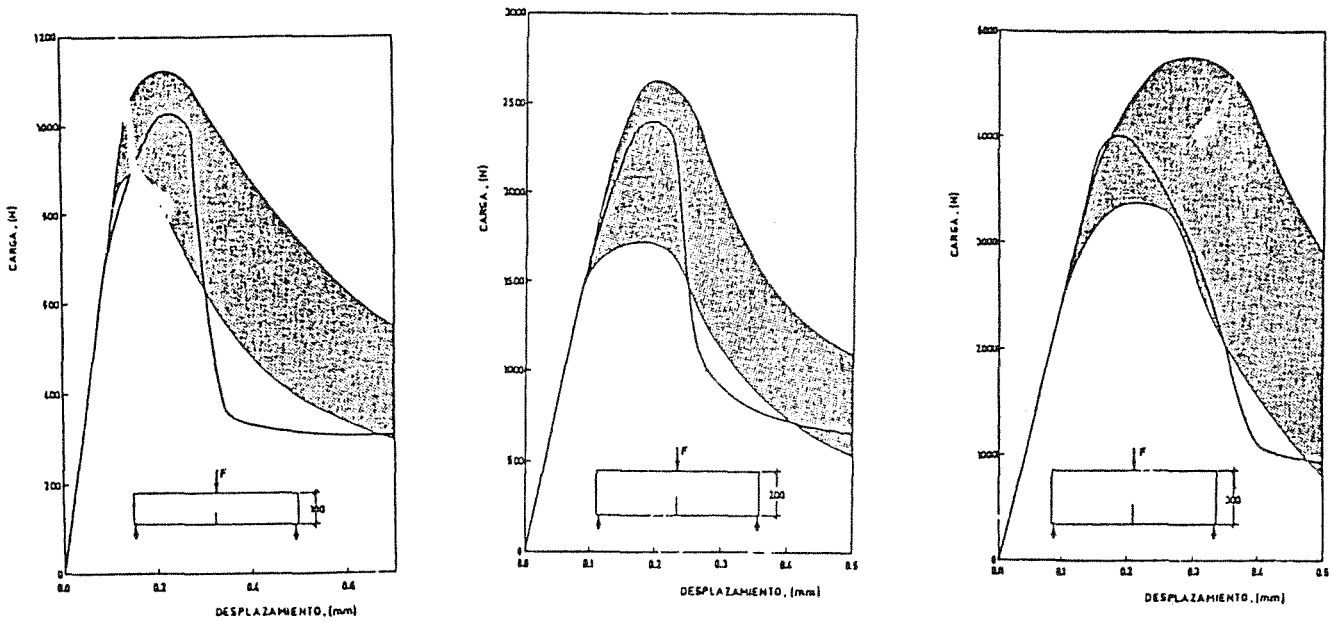


Figura 3 - Contrastación de los resultados teóricos con los experimentales

ENSAYOS CRIOGENICOS SOBRE PROBETAS ENTALLADAS DE HORMIGON

P. Maturana, J. Planas y M. Elices
Departamento de Física y Física de los Materiales
E.T.S. de Ing. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. España

RESUMEN

Se han realizado ensayos estables de flexión sobre probetas de hormigón con carga centrada. Los ensayos han sido efectuados a temperatura ambiente y a -170°C . Las probetas fueron ensayadas saturadas en agua y se utilizaron cuatro tamaños diferentes con la finalidad de obtener la variación de los parámetros de fractura en función de la temperatura y el tamaño.

ABSTRACT

Stable three point bend test on concrete notched beams have been done. Tests were made at room temperature and at -170°C . Specimens were water saturated and four sizes have been tested in order to ascertain the influence of temperature and size on fracture parameters.

1.- INTRODUCCION

El hormigón armado y pretensado a temperaturas criogénicas se utiliza en la construcción de grandes depósitos destinados al almacenamiento de gases naturales licuados a presión atmosférica, así como también en grandes contenedores flotantes. Por otra parte, en el Artico se está empleando en plantas exploratorias móviles y en terminales o plantas industriales flotantes. El interés por el uso del hormigón pretensado en estas condiciones queda de manifiesto en una serie de congresos internacionales realizados en los últimos años [1].

Para almacenar gases naturales licuados a presión atmosférica, es necesario que éstos sean enfriados en algunos casos a temperaturas del orden de -165°C . Estas condiciones de temperatura influyen ostensiblemente en muchas propiedades del hormigón, haciéndolo un material muy interesante para el diseño de estas estructuras. Muchas de las propiedades que posee el hormigón a bajas temperaturas se encuentran resumidas en algunos congresos [2,3] o en un estado del arte hecho por la FIP [4].

Dentro de las características mecánicas que han sido estudiadas en el hormigón es posible resaltar la resistencia a compresión, que puede aumentar (a -170°C en términos relativos respecto a la de 20°C) hasta en un 400%. La resistencia a tracción obtenida por ensayos de hendimiento o de flexotracción también aumenta, pero en forma menos acusada que la de compresión. Con relación al diagrama tensión-deformación obtenido en ensayos de compresión éste varía en función de la temperatura y del contenido de humedad del hormigón; sin embargo, a -170°C es considerado elástico y lineal en el campo ingenieril, presentando una rotura de tipo frágil.

Dado el comportamiento que presenta el hormigón a temperaturas criogénicas, surge de inmediato la inquietud de saber cual es su comportamiento en fractura bajo tales condiciones. De ello no existe información al respecto, sólo hay un trabajo [5] en el cual se han ensayado pequeñas probetas de mortero y se han evaluado los resultados aplicando la Mecánica de Fractura Elástica y Lineal. De ellos se obtuvo que el K_{Ic} aumenta sustancialmente al disminuir la temperatura. El resultado refleja que para 22°C , -78°C y -197°C los valores de K_{Ic} fueron 0,9; 2,2 y 1,9 $\text{MPa m}^{1/2}$.

En el presente trabajo, se presentan los primeros resultados en los cuales se ha medido la energía de fractura G_f , de acuerdo con el método RILEM, tanto a temperatura ambiente 20°C como a -170°C , así como se indica la metodología utilizada para obtener ensayos estables en vigas entalladas de hormigón bajo tales condiciones de temperatura.

2.- TRABAJO EXPERIMENTAL

El trabajo experimental tiene como objetivo principal medir la energía de fractura del hormigón, siguiendo la metodología propuesta por la RILEM [6], y analizar la influencia de la temperatura en los parámetros de fractura, especialmente en la G_f . Con esta finalidad se efectuaron ensayos estables sobre probetas entalladas en hormigón. Las características de los materiales utilizados, así como los principales aspectos de la experimentación se detallan a continuación.

2.1.- Materiales y probetas utilizadas

2.1.1.- Características del hormigón

El hormigón utilizado en la confección de las probetas de ensayo ha sido obtenido a partir de los componentes cuyas características básicas son las siguientes:

CEMENTO

Se ha utilizado un cemento P-450 ARI, clasificado como portland el cual equivale a un ASTM tipo III.

ARIDOS

Los áridos empleados en este caso, son de canto rodado y de origen silíceo. La tabla 1 presenta la granulometría de los mismos.

Tamiz ASTM	3/8	4	8	16	30	50	100	200
Abertura (mm)	10	5	2,5	1,25	0,63	0,32	0,16	0,08
Arido Fino	100	99	93	52	27	10	3	1
Arido Grueso	100	44	1					

Tabla 1

Las densidades netas obtenidas para el árido fino y grueso fueron respectivamente $2,62 \text{ g/cm}^2$ y $2,67 \text{ g/cm}^3$.

HORMIGON

En este estudio se ha utilizado un hormigón tipo propuesto por RILEM [7]. La dosificación utilizada, referida al contenido de cemento, que en este caso fue de 400 Kg/m^3 , se tiene en la tabla 2, así como las

características mecánicas medidas a 28 días, según normas ASTM, que aparecen en la tabla 3. La resistencia a tracción se obtuvo de ensayos de hendimiento y el módulo de elasticidad mediante ensayos de compresión.

Tabla 2

Cemento: 1
 Agua: 0,5
 Arena: 3,02
 Grava: 1,35

Tabla 3

Cono (cm)	Resistencias Compresión	(MPa) Tracción	M. de Elasticidad (GPa)
5	33,10	2,80	26,64

2.1.2.- Probetas utilizadas

De una misma amasada de hormigón, se han confeccionado probetas cilíndricas de 150 mm de altura y 75 mm de diámetro, así como vigas entalladas de hormigón cuya geometría y dimensiones se ven en la figura 1.

Las probetas cilíndricas se han utilizado para medir mediante ensayos de tracción directa, la resistencia a tracción (f_t) y el módulo de elasticidad (E). Estos ensayos han sido realizados a la vez que se ejecutaron los de fractura, de manera que la edad del hormigón fuera la misma, al igual que se realizaron en las mismas condiciones de temperatura: es decir, a temperatura ambiente 20°C y -170°C.

Para ejecutar los ensayos de tracción directa, las bases de los cilindros se pulieron para eliminar la lechada superficial y luego fueron adheridas a los platos de ensayo mediante resina apóxi repelente al agua, porque las probetas se ensayaron saturadas. Esto se consiguió dejando endurecer la resina durante 3 horas y luego sumergiendo las probetas nuevamente durante un periodo mínimo de 12 horas hasta que se realizaba el ensayo.

Las vigas entalladas de hormigón de la figura 1, fueron confeccionadas con moldes de acero, para tener un mejor acabado superficial. Estas fueron hormigonadas en 2 tongadas vertidas desde una de sus caras laterales, para evitar problemas de colocación, luego cada tongada fue compactada mediante vibrado mecánico para obtener la máxima capacidad del material así como una densidad uniforme. Se tuvo especial cuidado en la pieza que se utilizó para preformar la entalla, ésta era de acero con la

longitud de acuerdo a la profundidad de entalla adecuada y terminada en punto con un ángulo de 30° , evitando así que se desviara el plano de la fisura.

Las vigas fueron instrumentadas mediante 5 termopares tipo K. La posición de éstos es la que se detalla en la figura 1, esto permitió conocer la distribución de temperaturas en una zona próxima a la de fractura durante todo el periodo de enfriamiento.

Todos los ensayos se realizaron sobre probetas saturadas. Para este fin se envolvieron en láminas de polietileno inmediatamente después de ser extraídas de la balsa, solamente las áreas donde se apoyaban las vigas o donde se aplicó la carga quedaron descubiertas, ya que previamente fueron pulidas y limpiadas.

2.2.- Procedimiento experimental

Del procedimiento experimental, se pueden destacar tres aspectos: el sistema de enfriamiento utilizado para los ensayos criogénicos, el desarrollo experimental llevado a cabo para la ejecución de ensayos de tracción directa y, por último, los ensayos de flexión estable en tales condiciones.

2.2.1.- Equipos y sistemas de enfriamiento

Para los ensayos a bajas temperaturas se utilizaron dos cámaras criogénicas de flujo continuo, la diferencia entre éstas era solamente el volumen. Una se utilizó para los ensayos de tracción directa y la otra para los ensayos de flexión.

Las cámaras eran refrigeradas por nitrógeno líquido y la convección era forzada mediante un ventilador centrífugo de elevado caudal. El esquema de enfriamiento utilizado para ambas cámaras es el representado en la figura 2, donde aparece el conjunto de equipos que se encuentran interconectados para controlar adecuadamente el proceso. El control es muy importante ya que la velocidad de enfriamiento debe ser constante y adecuada al tamaño de la probeta, con la finalidad de evitar el deterioro del material, dada la baja conductividad térmica que posee el hormigón, todo esto puede incidir en que se generen tensiones elevadas debido al gradiente de temperaturas que se induce durante el enfriamiento [8].

El enfriamiento se realiza de forma automática, esto se logra mediante un controlador de temperatura, que regula el flujo de nitrógeno líquido que se introduce a través de una electroválvula, según la velocidad de enfriamiento predeterminada que es programada en un generador de funciones digital. Para dar paso al nitrógeno líquido, el controlador recibe información de la temperatura real del gas que hay en el interior de la cámara, mediante una termoresistencia de platino.

La precisión en la medida de temperaturas del sensor utilizado es de $\pm 1^\circ\text{C}$ y la resolución de 0.1°C , de esta manera la estabilidad de temperatura conseguida con este sistema es de $\pm 1^\circ\text{C}$. La velocidad de enfriamiento puede ser controlada con una precisión mejor del 0,5% para velocidades inferiores a $5^\circ\text{C}/\text{min}$, límite muy superior a las velocidades utilizadas en esta experimentación.

Durante todo el proceso se lleva un registro continuo de la temperatura del gas frente al tiempo. La medida de temperaturas en la probeta se efectúa a través de un sistema automático de adquisición de datos Hewlett Packard 3052A, el cual realiza de forma automática la lectura de la fuerza electromotriz (FEM) de los 5 termopares colocados en la probeta, la temperatura de la soldadura de referencia y calcula la temperatura en grados centígrados mediante un ajuste polinómico. La estabilidad de temperaturas en los puntos de control de la probeta es mejor que $0,1^\circ\text{C}$.

Las lecturas de los 5 termopares situados en la probeta se toman a través del sistema de adquisición automática de datos. Cada 30 segundos se hace un bucle de 5 lecturas consecutivas y se efectúa con ello una representación gráfica en tiempo real mediante un registrador gráfico. Este procedimiento permite conocer la distribución de temperaturas en una zona próxima a la entalla y a partir de estos valores se puede estimar el valor del factor de intensidad de tensiones inducido por este motivo [8].

2.2.2.- Ensayos a tracción directa sobre probetas cilíndricas

Los ensayos a tracción directa se realizaron en una máquina servohidráulica INSTRON 1270, operada en control de desplazamiento. La velocidad fué ajustada de manera que las cargas máximas se alcanzaran al cabo de 30 a 60 segundos. La carga fué medida con una célula de carga de 250 KN, con una resolución de 12,5 N y una precisión de 0,5%.

La deformación se midió utilizando dos extensómetros especialmente diseñados para ensayos criogénicos. La base de medida era de 75 mm, con una resolución de $0,025\ \mu\text{m}$ y una precisión de $0,5\ \mu\text{m}$. Los extensómetros se colocaron en dos caras opuestas de la probeta lo que permitió promediar la deformación, la carga se aplicó mediante dos rótulas para minimizar la flexión.

En estos ensayos tanto las salidas de la carga como las deformaciones se registraron de forma continua. Simultáneamente el sistema automático de adquisición de datos tomaba lecturas y éstas se almacenaban en una matriz de 700×3 . Luego se procesaba la información y se obtenía la curva tensión-deformación, el módulo de elasticidad y la resistencia a tracción.

2.2.3.- Ensayos estables a flexión sobre vigas entalladas

Los ensayos estables de flexión se realizaron en una máquina

servohidráulica INSTRON 1275, operada en control de CMOD. La carga se midió con una célula de carga de 25/50 kN con una resolución de 1,25/2,5 N y una precisión del 0,5%. Las velocidades de ensayo fueron ajustadas de modo que se mantuviera constante la relación CMOD/canto, utilizándose una velocidad nominal de 7 $\mu\text{m}/(\text{ms})$. Cumpliéndose esta condición las cargas máximas fueron alcanzadas entre los 30 y 60 segundos.

La apertura de la entalla (CMOD) fué medida con un extensómetro MTS 632.03C-51 de bajas temperaturas, con una resolución de 0,2 μm y una precisión de $\pm 2 \mu\text{m}$.

La flexión se consideró igual al desplazamiento relativo entre el cabezal central de carga y la línea definida por los puntos situados en la parte superior de la probeta sobre la vertical de los apoyos. La línea se materializó mediante un bastidor rígido y una barra corta que cruza por un taladro centrado que se dejó en el cabezal de carga, como se representa esquemáticamente en la figura 3. El desplazamiento fué medido por un extensómetro criogénico que se alojó en el interior del taladro transversal realizado en el cabezal de carga, la precisión del extensómetro fué mejor que 5 μm .

Las salidas de la célula de carga y de ambos extensómetros fueron registradas de forma continua y simultáneamente se fueron tomando lecturas mediante el sistema automático de adquisición de datos, las cuales se almacenaron en cintas magnéticas en forma de una matriz de 500x3. Las curvas fuerza-desplazamiento y fuerza-CMOD, así como los parámetros de fractura se obtuvieron procesando la información almacenada.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1.- Ensayos a tracción directa

Los ensayos a tracción directa fueron realizados sobre probetas saturadas, cilíndricas de 75 mm de diámetro por 150 mm de altura. Los valores medios de los resultados obtenidos se resumen en la tabla 4. Se indica entre paréntesis la desviación estándar.

Tabla 4

Temperatura (C)	Edad (Días)	Resistencia a tracción (MPa)		Módulo de elasticidad (GPa)	
20	90	3,14	(0,05)	25,4	(0,35)
-170	90	4,01	(0,12)	47,9	(3,70)

Durante el periodo de enfriamiento la máxima diferencia de temperaturas alcanzada en una sección transversal de la probeta fué de

2,5°C.

3.2.- Ensayos estables a flexión sobre vigas entalladas

Estos ensayos se realizaron sobre vigas entalladas, su forma y dimensiones son las indicadas en la figura 1. En la tabla 5, se resumen los valores medios de los ensayos efectuados y entre paréntesis aparecen las desviaciones estándar para los mismos.

TABLA 5

PROBETA Nº	TEMPERATURA (C)	d (m)	P_u (kN)	f_n (MPa)	B_f (N/m)
FT-1	20	0,05	2,89 (0,07)	4,31	57 (3)
FT-2	20	0,10	5,21 (0,09)	4,15	75 (18)
FT-3	20	0,20	9,37 (0,09)	3,92	82 (3)
FT-4	20	0,30	11,25 (0,82)	3,08	94 (7)
FT-1 BT	-170	0,05	6,36 (0,02)	10,84	175 (24)
FT-2 BT	-170	0,10	13,94 (0,87)	11,42	213 (3)
FT-3 BT	-170	0,20	26,70 (3,12)	11,03	289 (7)
FT-4 BT	-170	0,30	35,80	9,76	300

a,b,d,l corresponden a las dimensiones de la figura 1.
 P_u es la carga máxima y $f_n = 1,5.P.l/b.(d-a)^2$.

La diferencia máxima de temperaturas alcanzada durante el periodo de enfriamiento en una sección transversal de la probeta es la indicada para cada geometría en la tabla 6.

Tabla 6

Probeta nº	Máxima diferencia de temperatura
FT-1 BT	6
FT-2 BT	9
FT-3 BT	10
FT-4 BT	11

4.- ANÁLISIS DEL PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El efectuar ensayos a temperaturas criogénicas sobre probetas

saturadas de hormigón trae como resultado una serie de dificultades experimentales adicionales que pueden no manifestarse a temperatura ambiente.

Algunos problemas comienzan a surgir con los dispositivos de ensayo que se encuentran en el interior de la cámara, muchos de ellos es posible que tengan un buen funcionamiento a temperatura ambiente pero no así a muy bajas temperaturas, esto puede deberse a variaciones dimensionales considerables en algunos casos; o bien, debido a la posible formación de hielo. Tomando en cuenta las dificultades antes mencionadas, en el sistema experimental utilizado, se han eliminado todo tipo de aparatos mecánicos al igual que la cámara ha sido perfectamente sellada para evitar al máximo la formación de hielo.

Con el dispositivo experimental diseñado, la única fuente potencial de errores está en los rodillos de apoyo de las vigas. En éstos existe la posibilidad de que se traben al formarse hielo, con lo cual al flectarse la viga éstos inducirían unas fuerzas horizontales no consideradas, y que harían un efecto de cierre en la fisura. Sin embargo, esto es difícil que ocurra y más difícil aún es comprobarlo en forma directa. La eficiencia de los rodillos se comprobó en forma indirecta, debido a que las curvas experimentales carga-desplazamiento no presentaron cambios bruscos ("stick-slip") por lo que este efecto no fué contemplado.

Una dificultad adicional surge al realizar ensayos con probetas de hormigón saturadas, ya que aparecen tensiones internas debido a la no uniformidad de temperaturas durante el proceso de enfriamiento. En consecuencia velocidades de enfriamiento deben ser muy bajas para prevenir la aparición de microfisuras y el crecimiento de la zona de fractura en el fondo de la entalla. Este efecto suele ser muy importante en el caso de hormigones saturados, lo cual se ha visto reflejado en estudios de dilatometría para hormigones saturados y con menores contenidos de humedad [9] y [10].

5.- ANALISIS DE RESULTADOS

ENSAYOS DE TRACCION DIRECTA

En estos ensayos se han obtenido el módulo de elasticidad y la resistencia a tracción, todo ello mediante el método directo.

En lo que respecta al módulo de elasticidad, se puede ver claramente que a baja temperatura éste es aproximadamente igual a dos veces el de temperatura ambiente. Este valor concuerda con los resultados publicados [4], en que se ha medido su evolución con la temperatura sobre probetas saturadas pero ensayadas en compresión.

En lo que respecta a la resistencia a tracción, se observa de los resultados que la evolución con la temperatura es solo de un 30%, al

medirla en ensayos de tracción directa a -170°C . Esto es un valor muy inferior al que aparece publicado en otras investigaciones; sin embargo, es interesante resaltar que en ellas las relaciones se han establecido a partir de ensayos de tracción por métodos indirectos, como es el ensayo de tracción por hendimiento [2,4]. Esto último es muy importante, ya que no existen resultados, o estudios, que permitan efectuar una correlación entre ensayos de tracción indirecta y directa a bajas temperaturas sobre probetas saturadas de hormigón. Por otra parte, los valores obtenidos de resistencia a tracción tanto a temperatura ambiente como a baja temperatura parecen ser bastante consistentes, sobre todo si se analiza la dispersión experimental que fue prácticamente nula, lo cual refleja claramente la tendencia.

ENSAYOS ESTABLES A FLEXION

Al analizar los valores de la energía de fractura G_f , (tabla 5), se ve una clara tendencia a aumentar con el tamaño de la probeta, lo cual se manifiesta tanto a temperatura ambiente como a baja temperatura. Más aún, esta tendencia es prácticamente la misma en términos relativos para ambas temperaturas. Este efecto de tamaño que se observa en estos resultados experimentales ha sido reflejado en otra experimentación anterior [12], donde el hormigón ensayado corresponde a otra mezcla diferente. Estos resultados parecen indicar que las hipótesis de los modelos de zona cohesiva no se cumplen en este caso, al no existir una energía de fractura constante para todos los tamaños. Sin invalidar los modelos se puede modificar una de las hipótesis; es decir aceptar que el material que se encuentra próximo a la zona cohesiva y alcanza niveles cercanos a la resistencia a tracción tenga un comportamiento no lineal y contribuya a la disipación de energía con un término proporcional al volumen afectado por el nivel tensional alto. En la actualidad no se dispone de un método que permita analizar las disipaciones volúmicas además de las superficiales, aunque en la actualidad se está trabajando activamente para desarrollarlo.

Los valores de la energía de fractura G_f a -170°C respecto a los de temperatura ambiente (20°C), están en todos los casos en la relación aproximada de 3:1, lo cual viene a reflejar que la tenacidad del hormigón saturado aumenta a temperaturas criogénicas, esto había sido observado anteriormente con otra serie de ensayos realizados en este Departamento para un hormigón diferente concordado plenamente con dicha relación.

Si en este caso se calcula la longitud característica del material utilizado el valor medio de G_f , se obtiene que para este hormigón:

$$\begin{aligned} l_{ch} (20) &= 200 \text{ mm} \\ l_{ch} (-170) &= 730 \text{ mm} \end{aligned}$$

Lo anterior viene a indicar que la fragilidad de un elemento estructural es aproximadamente 3,7 veces menor a bajas temperaturas que a

temperatura ambiente, lo que es un resultado muy sorprendente, dado que el comportamiento en compresión de probetas saturadas se suele describir como un proceso elástico y lineal a bajas temperaturas, hasta que ocurre una rotura en forma explosiva [4], indicando así un fallo frágil.

Por último, es interesante destacar que se ha observado que la rotura a bajas temperaturas y a temperatura ambiente presentan una marcada diferencia. En los ensayos criogénicos existía una manifiesta tendencia a producirse la rotura del árido, en cambio en los ensayos a 20°C se producía la descohesión del árido en la matriz, esto pudo observarse tanto en los ensayos a tracción directa como en los ensayos estables de flexión.

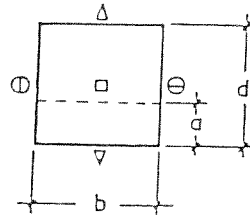
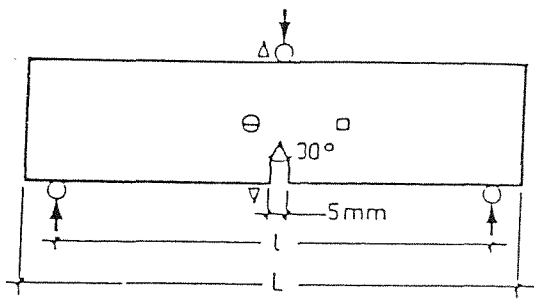
6.- AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento al Dr. Félix Tamayo R. representante de CIBA-GEIGY en España por su asesoramiento en el tratamiento realizado a las probetas de ensayo. Este trabajo ha sido realizado con la financiación del proyecto del Comité Conjunto Hispano-Norteamericano 83/071.

7.- REFERENCIAS

- [1] Elices, M., "Cryogenic Prestressed Concrete: Fracture Aspects", Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 7, N° 1. (1978).
- [2] The Concrete Society, "Cryogenic Concrete", Proceedings of the 1st International Conference, Newcastle upon Tyne, March 1981, Construction Press, pp. 336, (1982).
- [3] The Concrete Societies of the Netherlands and the U.K., "Cryogenic Concrete", Proceedings of the 2nd International Conference, Amsterdam, Netherlands concrete Society Preprints, (1983).
- [4] Elices, M., Rostasy, F.S., Faas, W.M., Wiedemann, G., "Cryogenic Behaviour of Materials for Prestressed Concrete", FIP State of the Art Report, pp. 84, (1982).
- [5] Arvidson, J.M., Sparks, L.L., Steketee, E., "Mechanical Properties of Concrete Mortar at Low Temperatures", NBS Report 82-1658, (1982).
- [6] RILEM Comité 50-FMC, "Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of Three-Point Bend Tests on Notched Beams", Materials and Structures, Vol. 18, N° 106, pp. 285-290, (1985).
- [7] RIMEL, "Materials and Structures", Vol. 7, 39, pp. 207-224, (1974).

- [8] Planas, J., Maturana, P., Elices, M., "Fractura por enfriamiento en vigas fisuradas", Anales de Mecánica de la Fractura, 6, (1987).
- [9] Planas, J., Corres, H., Elices, M., Chueca, R., "Thermal Deformation of Loaded Concrete during Thermal Cycles from 20°C to -165°C", Cement and Concrete Research 15, pp. 639-644, (1984).
- [10] Elices, M., Planas, J., Corres, H., "Thermal Deformation of Loaded Concrete at Low Temperatures, 2: Transverse Deformation", Cement and Concrete Research, 16, pp. 741-748, (1986).
- [11] Planas, J., Elices, M., "Asymptotic Analysis of the Development of a Cohesive Crack Zone in Mode I Loading, for Arbitrary Softening Curves", to be present in the Proceedings of the International Conference on Fracture of Concrete and Rock, Houston, Texas, (1987).
- [12] Planas, J., Elices, M., "Towards a Measure of G_f : An Analysis of Experimental Results", Fracture Toughness and Fracture Energy of Concrete, ed. F.H. Wittmann, Elsevier, Amsterdam, pp. 381-390, (1986).



L	l	d	a	b
300	125	50	17	100
550	250	100	33	100
550	500	200	68	100
800	750	300	100	100

dimensiones en mm.

⊖ ⊕ — Termopares
 ▽ Δ □

Fig.1.- Geometría de las probetas entalladas y posición de termopares.

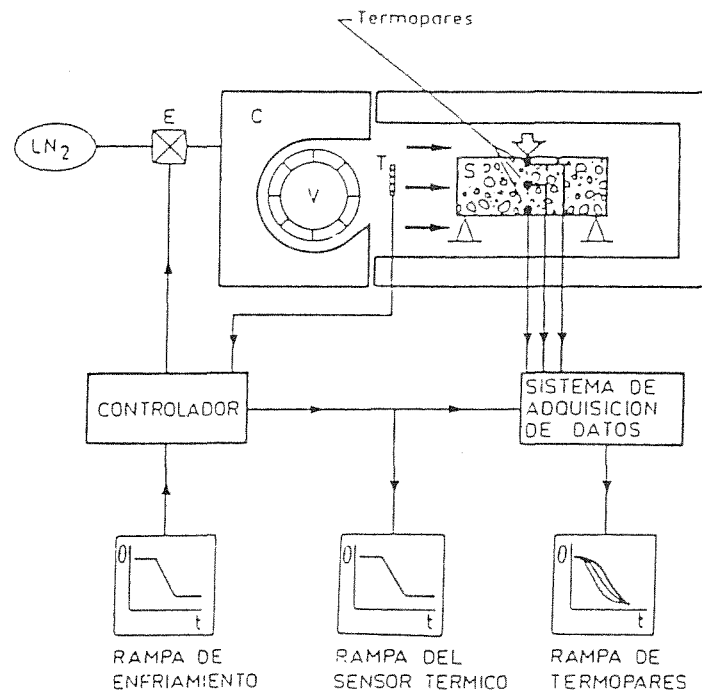


Fig.2.- Sistema de enfriamiento. Diagrama de bloque.

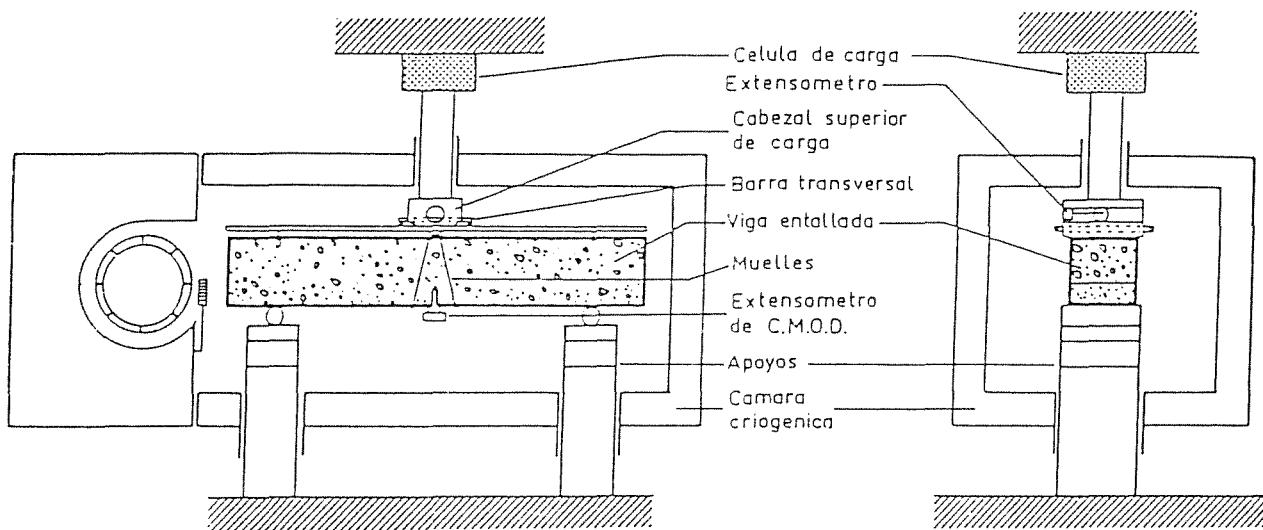


Fig.3.- Dispositivos para ensayos a flexión

SIMULACION POR COMPUTADOR DE LA PROPAGACION DE UNA FISURA
EN UN MATERIAL COMPUESTO

B. Parga Landa*, F. Hernández Olivares* y J. Gil Sevillano**
(**) Departamento de Ciencia de Materiales de la E.T.S.I. Caminos,
Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. 28040 MADRID
(*) E.T.S.I. Industriales de San Sebastián. Universidad de
Navarra. Urdaneta, 7.- 20006 SAN SEBASTIAN

RESUMEN. -

Los modelos teóricos desarrollados por Lange y Evans para explicar el aumento de la tenacidad en materiales frágiles reforzados con una segunda fase asocian una tensión de línea al frente de la fisura debido a la curvatura que adquiere al progresar entre los obstáculos. En esta comunicación se presentan los resultados de la simulación por computador del progreso de una fisura en una matriz frágil reforzada con fibras y con partículas. Se obtiene la contribución del mecanismo asociado a la tensión de línea en el factor de intensidad de tensiones y en la tensión de rotura, en función de la fracción volumétrica y resistencia de los obstáculos. Se concluye que el aumento de la resistencia a la fractura debido a la tensión de línea es mayor en materiales reforzados con partículas que en los reforzados con fibras.

ABSTRACT. -

Lange and Evans have shown that the "line tension effect" caused by second phase dispersions in brittle matrix usually increases its strength and toughness. In this communication crack bowing between particles and fibres in a brittle matrix have been observed by computer simulation. It has been studied the line tension contribution to stress intensity factor and strength to fracture dependence on volume fraction and obstacles penetrability. The effect of this toughening mechanism is greater in particulate composites than in fiber reinforced ones.

1.- INTRODUCCION

Como es bien sabido, uno de los métodos empleados para aumentar la tenacidad a la fractura de materiales frágiles es incorporarles una dispersión de pequeñas partículas o fibras de una fase distinta [1,2]. Ejemplos de estos materiales son los polímeros tipo epoxy que contienen partículas cerámicas, las matrices metálicas reforzadas con fibras uni o multidireccionales [3], las matrices cerámicas con partículas metálicas dispersas y los materiales compuestos avanzados de matriz polímera y fibras de vidrio, Kevlar o Carbono [4].

Tanto la tensión de rotura como la tenacidad de estos materiales compuestos dependen de las propiedades mecánicas de los componentes y de otros parámetros como la fracción volumétrica de la fase dispersa, el tamaño y distancia entre las partículas o fibras, el grado de cohesión con la matriz, las dimensiones de las microfisuras iniciales, la geometría y secuencia de apilamiento de las láminas en el caso de laminados orientados y el tamaño y orientación relativa de los granos cuando se trata de policristales.

La Mecánica de la Fractura elástica lineal predice que las fisuras actúan como concentradores de tensiones y, para el caso de un sólido homogéneo e isótropo solicitado en Modo I propone como solución del campo tensional debido a la presencia de la figura

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{2r} f_{ij}(\theta) \quad i, j = 1 \text{ a } 3 \quad (1)$$

donde:

K_I es el factor de intensidad de tensiones,
 r la distancia desde el borde de la fisura,
 $f_{ij}(\theta)$ una función universal, factor geométrico de orientación.

El criterio de fractura establece que la fisura se propaga cuando $K_I = K_{Ic}$, siendo K_{Ic} una característica del material.

El factor de intensidad de tensiones K_I depende del sistema de carga, dimensiones del sólido y tamaño de la fisura. El valor de K_{Ic} está determinado por la microestructura localizada en la zona de propagación de la fisura.

En el caso de materiales compuestos si bien no se cumplen las hipótesis de isotropía y homogeneidad sigue siendo aplicable el criterio de fractura arriba enunciado introduciendo pequeñas correcciones. Para materiales de matriz frágil reforzados con fibras Wiederhorn [4], basándose en el mecanismo de "crack tip shielding" y en el concepto de zona de proceso definido por Thompson, propone modificar el factor de intensidad de tensiones:

$$K_a + K_p = K_I$$

siendo K_a el factor de intensidad de tensiones debido a la tensión aplicada y K_p el debido al arranque de la fibra ("pull-out").

Un análisis completo de los micromecanismos de fractura debería considerar todos aquellos procesos que modifican el campo de tensiones aplicado. Entre éstos se encuentran, además del "pull-out" estudiado por Wiederhorn, el despegue de la intercara y la curvatura del frente de la fisura debido a la tensión de línea.

En el caso que nos ocupa -materiales frágiles reforzados- es aplicable el Principio de Superposición y pueden considerarse independientes las contribuciones de los distintos micromecanismos al factor de intensidad de tensiones K_I . Según esto el criterio de fractura enunciado seguiría teniendo validez para el caso más general, siendo el nuevo factor de intensidad de tensiones

$$K_I = K_a + K_{Id} + K_{Ip} + K_{It} \quad (2)$$

donde,

- K_a es el factor de intensidad de tensiones debido a la tensión aplicada,
- K_{Id} el factor de intensidad de tensiones debido al despegue fibra-matriz,
- K_{Ip} el debido al "pull-out" y
- K_{It} el debido al efecto de la tensión de línea.

Este aumento del factor de intensidad de tensiones explica el que los materiales compuestos exhiban una resistencia a la fractura de hasta varios órdenes de magnitud la de la matriz sin reforzar. No obstante, con independencia de los mecanismos descritos, dicho incremento varía mucho de un material a otro y depende del índice de compatibilidad fibra-matriz [2].

En lo que sigue se analiza únicamente el efecto de la tensión de línea y sus influencia en K_I . Se estudia un material frágil reforzado con partículas o con fibras haciendo uso de la técnica de la simulación por computador para representar la propagación de una fisura a través de una distribución de obstáculos sobre su plano de clivaje. Tras describir las observaciones experimentales de la operatividad de este mecanismo se resumen las aportaciones teóricas más destacables para modelizarlo. Finalmente se expone la técnica de la simulación por computador que se ha elaborado, los resultados obtenidos y su comparación con medidas experimentales para estimar la contribución real de este mecanismo al aumento de la tenacidad de materiales compuestos.

2.- TENSION DE LINEA DEL FRENTE DE UNA FISURA

Hay abundante evidencia experimental de que las fisuras que se propagan en matrices frágiles reforzadas con partículas o fibras interaccionan con ellas de manera similar a como lo hacen las dislocaciones con los obstáculos que encuentran en su deslizamiento [4-10]. Asimismo se ha comprobado que la curvatura del frente de la fisura se acentúa si los obstáculos son más resistentes que la matriz.

El primer modelo teórico se debe a Lange [5,6], quien propuso asignar una tensión de línea T (energía por unidad de longitud) al frente de la fisura similar, conceptualmente, a la de una dislocación:

$$T = \frac{dU}{ds} \quad (3)$$

donde dU es la variación de energía necesaria para aumentar ds la longitud del frente de la grieta entre dos obstáculos consecutivos. Aunque se trata de una magnitud algo confusa, Lange sugirió incorporarla a la energía efectiva de fractura. Así, obtiene:

$$\sigma_c^2 = \frac{2E}{\pi C'} \left(\Gamma_0 + \frac{T}{2C} \right) \quad (4)$$

donde σ_c es la tensión de rotura del material compuesto, esto es, la necesaria para que la fisura se propague curvándose a través de los obstáculos; E es el módulo de Young de la matriz; $2C'$ el tamaño de la grieta principal; Γ_0 la energía superficial de fractura de la matriz y $2C$ la distancia entre dos obstáculos consecutivos en el frente de la fisura.

Según este modelo, la energía superficial efectiva de fractura se incrementa en la cantidad $T/2C$ debido al efecto de la tensión de línea

$$\Gamma = \Gamma_0 + \frac{T}{2C} \quad (5)$$

Para una grieta circular se obtiene como resultado $T = (2/3)\Gamma_0 C$.

Posteriormente, Evans [7] extiende el tratamiento de Lange y calcula la relación σ_c/σ_m , donde σ_m es la tensión necesaria para la propagación de la grieta en la matriz en ausencia de obstáculos, en función del tamaño de las partículas, fracción volumétrica y forma geométrica del frente de las fisuras secundarias (entre dos obstáculos consecutivos). De este modo calcula los valores de T y compara con medidas experimentales utilizando la relación (5).

Para el caso de fisuras secundarias circulares Evans supone una interacción del frente de la fisura con dos obstáculos consecutivos como se muestra en la fig. 1. Admite que los obstáculos son impenetrables y que la fuerza impulsora de la propagación de las fisuras secundarias

proviene del campo de tensiones producido por la presencia de la grieta principal.

Utilizando los cálculos de Sack [11] para obtener el aumento de la energía elástica U de una fisura semicircular plana ortogonal a la tensión aplicada,

$$U = - \frac{8(1-\nu^2)C^3}{3E} \int_0^{\pi/2} \sigma^2 \operatorname{sen}\theta d\theta \quad (6)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson, Evans aplica el criterio de propagación

$$- \frac{dU}{dC} = 4\pi C \Gamma_0 \quad (7)$$

Sus resultados han sido ajustados posteriormente por Green [10] a un polinomio de grado 7:

$$\frac{\sigma_c^2}{\sigma_m^2} = \frac{E_C \Gamma}{E_m \Gamma_0} = \frac{K_{Icm}^2}{K_{Ic}^2} \quad (8)$$

con

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_m} = \sum_0^7 A_n (r'/C)^n \quad (9)$$

donde A_n son los coeficientes de la Tabla I de ref. 10 y r' y C los parámetros geométricos de la fig.1. Green justifica que para los obstáculos fuertes el valor adecuado para r' es r_0 , mientras que para obstáculos débiles debe tomarse $r'=0.64r_0$. E_C y E_m son los módulos de Young del compuesto y de la matriz, respectivamente; K_{Ic} y K_{Icm} los factores de intensidad de tensiones críticos del compuesto y de la matriz.

3.- SIMULACIONES POR COMPUTADOR

Una limitación importante de los modelos descritos es que no tienen en cuenta la aleatoriedad de la distribución de los obstáculos. El tratamiento analítico de este problema es de gran complejidad, como lo demuestra el modelo estadístico desarrollado por Kocks [12,13] para el caso similar del deslizamiento de una dislocación a través de una distribución aleatoria de obstáculos puntuales. En cambio, la técnica de la simulación por computador desarrollada por Foreman y Makin ha resuelto este problema de un modo más directo, obteniendo resultados similares a los de Kocks. Este método ha sido aplicado con éxito al estudio de la deformación plástica de materiales cristalinos [15,16].

Con el fin de aplicar a este problema la técnica de Foreman y Makin se han creado programas por computador para distribuir

aleatoriamente un número elevado de círculos sobre un cuadrado que representa el plano de propagación de la fisura. El resto del plano de clivaje se simula imponiendo condiciones de contorno de simetría respecto de los lados del cuadrado (exceptuando la base).

Los materiales compuestos enfibrados se han simulado con círculos del mismo radio. Los materiales reforzados con partículas esferoidales se han representado mediante una distribución de círculos de radio aleatorio inferior a un valor máximo. Cada círculo se ha construido con un número determinado de puntos que definen la circunferencia. Se excluye la posibilidad de que se corten entre sí dos o más círculos; en cambio se admite que un lado del cuadrado sea secante de algunos círculos.

La fracción volumétrica de partículas o fibras se obtiene con la fórmula:

$$f = \frac{A_c}{A_t} \quad (10)$$

donde A_c es la superficie ocupada por los círculos y A_t es la superficie total del cuadrado de la simulación.

La simulación se realiza con la técnica del círculo rodante asumiendo que las fisuras secundarias son arcos circulares. Cada obstáculo se construye utilizando el número suficiente de puntos para que su separación media sea mucho menor que la distancia media entre círculos. La resistencia de cada obstáculo se representa asignando el mismo ángulo de rotura a todos los puntos que lo componen (fig.2).

En la fig.3 se muestra un esquema de la secuencia de búsqueda de configuraciones estables de la fisura. Cada configuración estable está caracterizada por un valor del radio de curvatura. Aumentando la tensión uniformemente en la zona del frente de la fisura disminuye el radio de curvatura hasta que se desestabiliza la configuración actual por el mecanismo de Orowan o por rotura de un obstáculo (penetración), si el ángulo entre dos arcos de circunferencia coincidentes en un punto alcanza un valor menor o igual al ángulo que representa sus resistencia (ángulo crítico).

Se adopta como criterio de fractura la transparencia de la distribución de obstáculos. La fisura se propaga catastróficamente a través del material cuando el estado tensional da lugar a un radio de curvatura de las fisuras para el que no se encuentra ninguna configuración estable en el cuadrado de la simulación.

Los programas se han creado en Fortran 77. Se han compilado, montado y ejecutado en un Digital MicroVax. Se han realizado dos bloques de simulaciones. El primero con distribuciones de obstáculos circulares del mismo radio que representan las fibras de un material compuesto; para cada valor del radio (desde 0.50 a 4.75 en unidades arbitrarias, asignando 100 unidades al lado del cuadrado de la simulación, con incrementos de

0.25 ó 0.50) se han ejecutado tres simulaciones, cambiando la distribución de obstáculos cada vez. Los programas utilizan un generador de números pseudoaleatorios.

El segundo bloque de simulaciones se ha ejecutado con distribuciones de obstáculos circulares de radio distinto. Para obtener una distribución uniforme de radios se ha utilizado el mismo generador de números pseudoaleatorios mencionado anteriormente. Cada distribución de obstáculos se caracteriza en este caso por un valor máximo del radio de los círculos, igual al de las partículas que se encuentran dispersas en la matriz. Se ha hecho una simulación para cada valor del radio máximo.

Las simulaciones se han realizado con 100 círculos distribuidos sobre un cuadrado de lado 100. Cada círculo se ha construido con 12 a 15 puntos, a cada uno de los cuales se ha asignado un ángulo crítico Φ_c , el mismo para todos en cada simulación. Se han obtenido resultados para un espectro de valores de Φ_c desde 0° (resistencia máxima) a 160° (resistencia muy pequeña).

El criterio de fractura se ha incorporado al programa de la simulación mediante un procedimiento secuencia del búsqueda de configuraciones estables consecutivas; esta secuencia termina cuando algún arco secundario alcanza el límite superior del cuadrado, registrándose en ese momento el radio de curvatura de las fisuras secundarias.

Cada distribución de obstáculos queda caracterizada por los siguientes parámetros:

- Angulo crítico, θ_c .
- Fracción volumétrica representada, f .
- Radio de los círculos (si son todos iguales) o radio máximo (si son aleatorios), r_0 .
- Radio de curvatura de las fisuras secundarias para el que se obtiene la transparencia de la distribución de obstáculos, R .

A partir de estos datos se obtiene la contribución de la tensión de línea a la tenacidad de los materiales compuestos cuya estructura se asemeja a la representada en las geometrías simuladas. Utilizando los cálculos de Evans [7] se pueden obtener los valores de σ_c/σ_m para cada geometría y resistencia de los obstáculos.

Evans [7] y Green [9,10] utilizan como parámetro de las fisuras secundarias la distancia entre obstáculos $2C$. Esta elección está justificada para el caso que analizan: obstáculos distribuidos regularmente e impenetrables. En el nuestro es más conveniente emplear el radio de curvatura de transparencia R en lugar de C y utilizar las expresiones analíticas propuestas por Green (ec. (9)), tomando $r'=r_0$.

4.- RESULTADOS Y DISCUSION

En la fig. 4 se representa R/r_0 en función de la fracción volumétrica para distribuciones de círculos de radio constante y distintos valores del ángulo crítico. Se observa que la relación entre estos dos parámetros del sistema es casi independiente de Φ_c si $\Phi_c < 90^\circ$ (obstáculos duros), pero varía fuertemente con Φ_c para obstáculos blandos ($\Phi_c > 120^\circ$). Esto último se pone claramente de manifiesto en la fig. 5 donde se representa la pendiente de los ajustes lineales r_0/R vs. f en función de Φ_c . Del análisis de estas gráficas se deduce que la tensión de línea supone una contribución importante a la resistencia del material compuesto si los obstáculos son duros (no solo impenetrables).

La fig. 6 (a) muestra la variación de σ_c/σ_m con la fracción volumétrica para obstáculos circulares de radio constante y distintas resistencias. En el caso de fibras duras la resistencia del compuesto experimenta un aumento rápido para fracciones volumétricas superiores al 40%. El ángulo crítico de $90-100^\circ$ establece la transición fibras duras-blandas. Si las fibras son penetrables el material no experimenta un refuerzo importante.

Los resultados que se obtienen para el caso de esferas son similares a los descritos cuando los obstáculos representan fibras. En la fig. 6, (b) se muestra la variación de σ_c/σ_m con la fracción volumétrica de partículas en la matriz. Es destacable que en condiciones semejantes de dureza, fracción volumétrica y características de la matriz, el aumento de la tenacidad del material reforzado debido a la contribución de la tensión de línea del frente de la fisura es mayor para una dispersión aleatoria de partículas esferoidales que para una matriz reforzada con fibras; por lo tanto en lo que a este mecanismo se refiere conviene utilizar partículas en lugar de fibras para conseguir materiales compuestos tenaces.

En la fig. 6(b) se han representado también las medidas experimentales de σ_c/σ_m del sistema vidrio- Al_2O_3 estudiado por Lange [6]. Las partículas de alúmina se comportan como obstáculos débiles -como había observado Green [10]- con ángulos críticos comprendidos entre 140° y 160° . Experimentalmente se observa un mayor aumento de la resistencia a la fractura de los materiales con la fracción volumétrica del que predice la tensión de línea. Las partículas de mayor diámetro contribuyen más al incremento de la resistencia debido a la importancia creciente de otros mecanismos (despegue fibra-matriz) con el tamaño de estas partículas.

En la fig. 6 (a), se han dibujado los puntos correspondientes a medidas experimentales de la resistencia a la fractura de dos materiales enfibrados, un compuesto Borsic/Al [3] y un poliéster-fibra de vidrio [18]. En ambos casos se trata de propagación transfibrilar y en el Borsic/Al los ensayos se realizaron a bajas temperaturas. En este tipo de materiales es poco importante la contribución de la tensión de línea [7], lo cual excluye las resistencias debidas a ángulos críticos comprendidos entre 0° y 90° ; las observaciones experimentales de Kunio et al [19]

demuestran que los ángulos de 90° a 120° son los que representan mejor la resistencia de las fibras. La contribución más importante a la resistencia de estos compuestos procede de otros micromecanismos (descohesión, arranque de fibras, deslaminación).

5.- CONCLUSIONES

- 1.- Mediante la simulación por computador se ha determinado la contribución de la tensión de línea del frente de una fisura a la resistencia a la fractura de un material compuesto reforzado con fibras o partículas.
- 2.- Se ha estudiado por primera vez la influencia de la aleatoriedad en la distribución de los obstáculos sobre la resistencia del compuesto. La técnica empleada permite caracterizar la resistencia de los obstáculos por un ángulo crítico de rotura.
- 3.- El criterio de fractura de la transparencia de la distribución de obstáculos a la propagación de una fisura de frentes secundarios, con geometría de arcos de circunferencia, se muestra adecuado para determinar la resistencia a la fractura del compuesto en lo que se refiere a este mecanismo.
- 4.- El aumento de la resistencia a la fractura debido a la tensión de línea es mayor en materiales reforzados con partículas que en los reforzados con fibras.

6.- REFERENCIAS

- [1] M.R. Pigott. "Load Bearing Fibre Composites". Pergamon Press (1980).
- [2] H.D. Hull. "An Introduction to Composite Materials". Cambridge University Press (1981).
- [3] T.W. Chou, A. Kelly and A. Okura. "Fibre-Reinforced Metal-Matrix Composites". Composites 16 (1985), 187-206.
- [4] S.M. Wiederhorn. "Brittle Fracture and Toughening Mechanisms in Ceramics". Ann. Rev. Sic. 14 (1984), 373-403.
- [5] F.F. Lange. "The Interaction of a Crack Front with a Second-Phase Dispersion". Philos. Mag. 22 (1970) 983-992.
- [6] F.F. Lange. J. Am. Ceram. Soc. 54 (1971) 614-620.
- [7] A.G. Evans. "The Strength of Brittle Materials Containing Second Phase Dispersions". Philos. Mag. 26 (1972) 1327-1344.

- [8] D.J. Green, P.S. Nicholson, J.D. Embury. "Fracture of a Brittle Particulate Composite. Part One". J. Mater. Sci. 14 (1979), 1413-20.
- [9] D.J. Green, P.S. Nicholson, J.D. Embury. "Fracture of a Brittle Particulate Composite. Part Two". J. Mater. Sci. 14 (1979), 1657-1661.
- [10] D.J. Green. "Fracture Toughness Predictions for Crack Bowing in Brittle Particulate Composites". J. Am. Ceram. Soc. 66 (1983) C-4.
- [11] R.A. Sack. Proc. Roy. Soc. 58 (1946) 729.
- [12] U.F. Kocks. Philos. Mag. 13 (1966) 541-566.
- [13] U.F. Kocks. Can. J. Phys. 45 (1967) 737.
- [14] A.J.E. Foreman and M.J. Makin. Philos. Mag. 14 (1966) 911.
- [15] F. Hernández Olivares y J. Gil Sevillano. "Tensión de fluencia y endurecimiento por deformación resultantes de un bosque de dislocaciones. Simulación por computador". Anales de Física (B) 82 (1986) 189.
- [16] F. Hernández Olivares and J. Gil Sevillano. "A Quantitative Assessment of Forest-Hardening in FCC Metals". Acta Metall. 35 (1987) 631-641.
- [17] H. Harris. "Engineering Composite Materials". The Institute of Metals (1986).
- [18] A. Madroñero de la Cal. Rev. Plásticos Modernos N. 340 (1984).
- [19] T. Kunio, M. Shimzu and S. Sohmiya. Fibre Sci. and Tech. 18 (1983) 151.

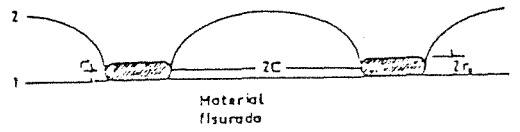


Fig.1.- Interacción del frente de la fisura con dos obstáculos consecutivos.

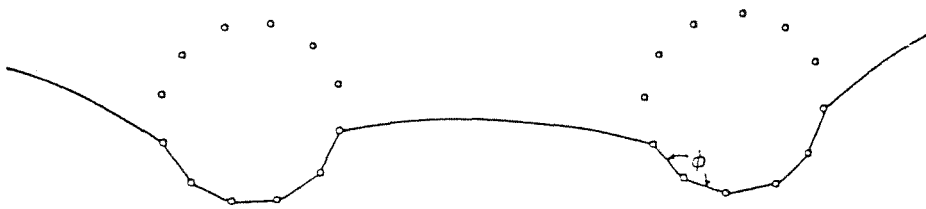


Fig.2.- Simulación de la interacción del frente de la fisura con los obstáculos. Angulo de rotura.

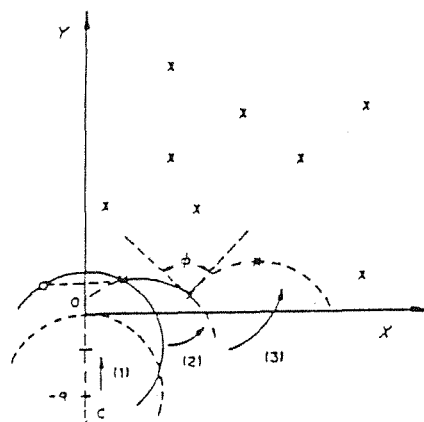


Fig.3.- Secuencia de búsqueda de una configuración estable. Método del Círculo Rodante (ref. 16)

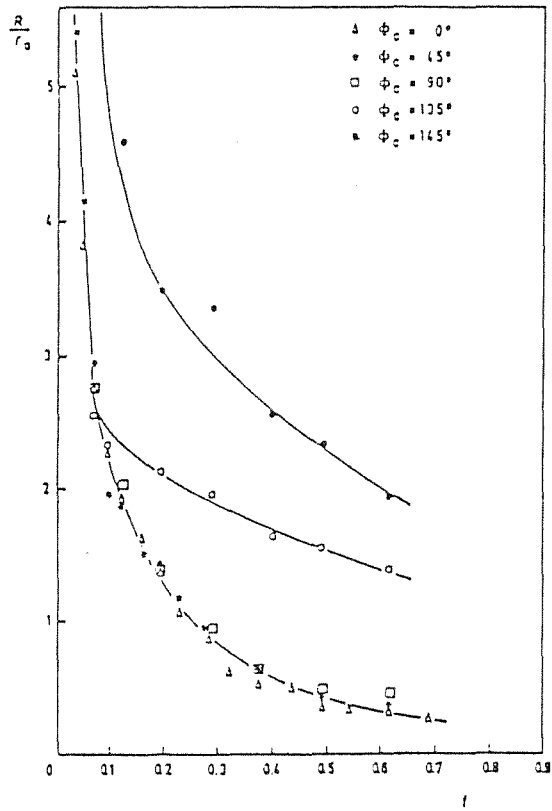


Fig.4.- Variación de R/r_0 para obstáculos de distinta resistencia.

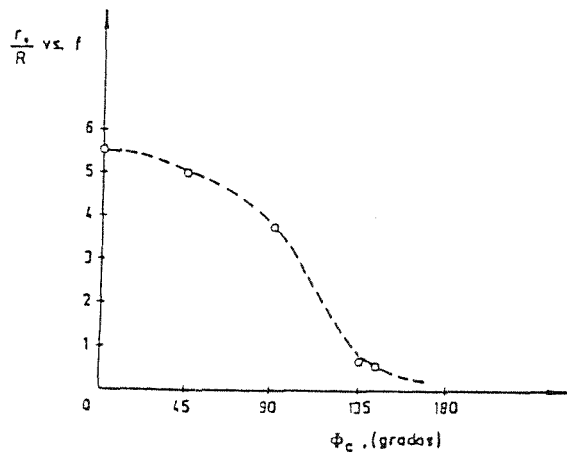


Fig.5.- Pendiente de r_1/R vs. f en función del ángulo crítico.

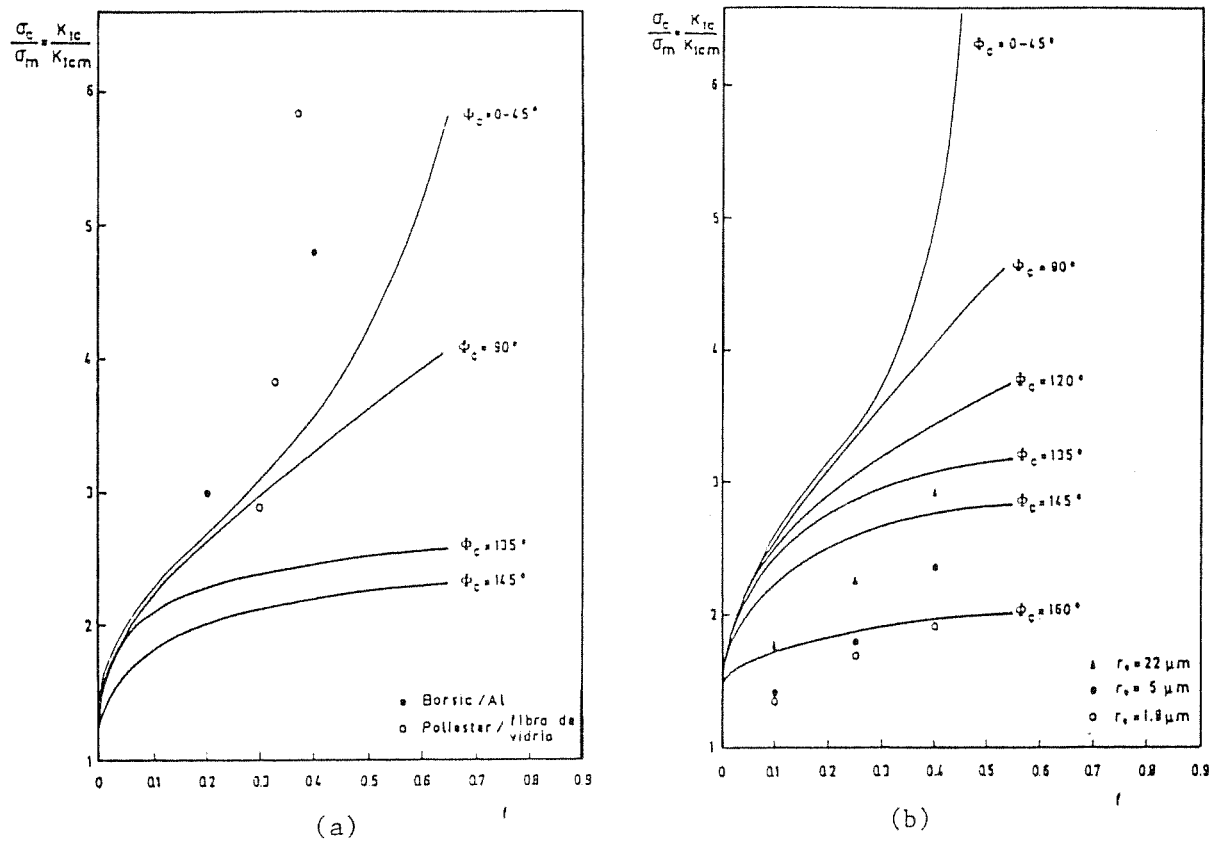


Fig.6.- Cálculos de la resistencia a la fractura del compuesto en función de la fracción volumétrica f para (a): círculos del mismo radio; (b): círculos de radio aleatorio.

FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS POR RESINAS DE POLIESTER
Y MICROESFERAS DE VIDRIO MEDIANTE TECNICAS DE IMPACTO

A.B. Heredia y A.B. Martínez
E.S. de Ing. Industriales
Laboratorio de Materiales Plásticos
Departamento de Materiales
Avda. Diagonal, 647. 08028 BARCELONA

SUMMARY-

This paper analyzes the results obtained from the study of fracture behaviour by impact of a composite material made up by an unsaturated polyester matrix filled with solid glass microbeads. The impact technique is used. Special emphasis is given to the effect of the volume fraction of glass-beads and to the adhesion in the particles-matrix interphase. The reinforcing mechanism is identified and the fracture toughness is interpreted as a function of the glass-beads volume fraction.

RESUME. -

Dans ce travail on analyse les résultats obtenus à l'étudier le comportement à la fracture par impact d'un matériel composé par une matrice de polyester insaturé chargé avec des microbilles de verre. On utilise la technique de l'impact instrumenté. On étudie spécialement l'effet de la fraction en volume de microbilles et de l'adhésion à l'interphase particule matrice. On identifie le mécanisme de renforcement et on interprète la ténacité à la fracture en fonction de la fraction en volume de microbilles.

1.- INTRODUCCION

La incorporación de partículas rígidas en los materiales plásticos se ha realizado tradicionalmente con el fin de abaratar costes, debido al menor precio en volumen de esta segunda fase añadida. Sin embargo, la adición de partículas rígidas a un material plástico, puede además mejorar significativamente algunas de sus propiedades, de forma especial su comportamiento a la fractura.

Varios autores [1-10], han estudiado el comportamiento a la fractura de resinas termoestables cargadas con partículas rígidas. Se ha encontrado que la adición de estas partículas se traduce en un aumento de la resistencia a la propagación de grietas. La explicación para el aumento de K_{Ic} en función de la fracción en volumen, V_p , de partículas en el composite, se ha basado en el mecanismo de "crack-pinning" originalmente desarrollado por Lange [11]. También se conoce, que la inclusión de partículas más rígidas que la matriz conduce invariablemente a un aumento en la rigidez del material compuesto.

Anteriormente [15] se ha analizado el comportamiento a la fractura de un modelo consistente en una matriz de poliéster insaturado cargada con diferentes porcentajes de microesferas de vidrio, utilizando la técnica de torsión doble, y se estudió la influencia de la adhesión en la interfase partícula-matriz. En este trabajo se utiliza el mismo modelo de material compuesto para estudiar su comportamiento a la fractura a una velocidad de deformación mucho más elevada que la utilizada anteriormente en el ensayo de torsión doble. La técnica utilizada ha sido la de impacto instrumentado.

2.- MATERIALES

Para la matriz se ha utilizado una resina de poliéster insaturado ESTRATIL A-228 facilitada por RIO RODANO, S.A., que contiene un 35% en peso de estireno. Por cada 100 gr. de resina se adicionaron 1 cc. de MEKP (solución al 50% en peso) como iniciador, y 0.1 cc. de Octoato de Cobalto (solución al 6% en peso) como acelerante. El curado tuvo lugar a temperatura ambiente y se realizó un postcurado a 30°C durante 96 horas.

Las microesferas de vidrio ($E=70$ GPa) nos fueron suministradas por SOVITEC IBERICA, S.A., con una estrecha distribución de diámetro medio 50 μm .

Para actuar sobre la adhesión en la interfase entre la partícula y la matriz, se han realizado dos tipos de tratamientos superficiales en las microesferas. Uno para mejorar la adhesión, mediante el agente de acoplamiento Z-6032 (Silano funcional vinilbencilamino) de DOW CORNING. Por cada Kg. de microesferas se adicionó un 0.3% en peso de Z-6032 disuelto en 35 cc. de una mezcla 90/10 en volumen de metanol y agua, después de 15 minutos de agitación en un mezclador rotativo se introducen durante

10 minutos a 80°C en una estufa con circulación forzada de aire. El otro tratamiento se realizó con el antiadherente DC-1107 de DOW CORNING. Por cada Kg. de microesferas se adicionó un 0.3% en peso de DC-1107 disuelto en 35 cc. de acetona, después de 15 minutos de agitación en un mezclador rotativo se introducen durante dos horas en una estufa a 200°C con circulación forzada de aire.

3.- TECNICAS DE IMPACTO

El aparato utilizado ha sido un péndulo Charpy de la marca CEAST instrumentado con el Advanced Fractoscope System MK3, que registra la fuerza soportada por la parte impactora del péndulo en función del tiempo de duración de la experiencia. Mediante el microprocesador que lleva conectado el sistema, estos valores se pueden procesar a demanda del operador y obtenerse también las funciones de la energía, velocidad y desplazamiento versus el tiempo, y también fuerza versus desplazamiento.

La geometría de la sollicitación del ensayo Charpy es idéntica a la del ensayo TPB (Three Point Bending) lo que nos permite la utilización del equipo de impacto instrumentado para la realización de este ensayo de la mecánica de la fractura. En este ensayo K_{Ic} viene dado por la expresión [16]

$$K_{Ic} = \frac{\sigma^2 Y^2(a/D) a}{1-\nu^2}$$

donde
$$\sigma = \frac{3 P L}{2 B D^2}$$

$Y^2(a/D)$ es un factor geométrico tabulado [16] que depende de la anchura D de la probeta y de la longitud de la entalla inicial, a es el coeficiente de Poisson ($\nu=0.39$), y L la separación entre apoyos ($L=60$ mm).

La pendiente inicial de las curvas fuerza-desplazamiento, en la región de comportamiento elástico, se pueden usar para calcular el módulo, E , de Young, si se aplica la teoría de la elasticidad para la deflexión elástica de vigas de sección rectangular cargadas en el centro y simplemente soportadas.

Al aplicar una fuerza F en el centro de una probeta de sección rectangular de anchura D y espesor B , simplemente apoyada, la deflexión en el centro de la probeta viene dada por:

$$y = \frac{F L^3}{4 E B D^3}$$

donde L es la distancia entre apoyos.

4.- PROBETAS

Como probetas se han utilizado (Figura 1) barras de sección rectangular mecanizadas a partir de planchas, de espesor $B=5.8$ mm., obtenidas en un molde por colada. Las otras dimensiones fueron la anchura D de 9 mm., y la longitud total de 80 mm.

Las probetas utilizadas en el ensayo de TPB fueron entalladas a una profundidad de 1.8 mm., y previamente el ensayo las entallas se agudizaron con una hoja de afeitar.

Los diferentes composites se fabricaron dosificando la fracción en volumen de microesferas de vidrio, con o sin tratar superficialmente, a la formulación de la matriz. Durante el curado el molde estuvo sometido a rotación alternativa a fin de evitar la sedimentación de las microesferas.

Se controló la dosificación de las microesferas midiéndose la densidad de las probetas. Ocasionalmente se determinó el porcentaje de cenizas, calculándose el porcentaje en volumen de aire ocluido como consecuencia de la viscosidad y del proceso de obtención de la plancha. En ningún caso este porcentaje de aire ocluido fue superior al 1%. En ninguna de las probetas ensayadas se observaron signos de sedimentación, siendo uniforme la distribución de las microesferas.

Para los ensayos se ha utilizado un péndulo cuya masa efectiva es de 2.3 Kg. que impacta las probetas a una velocidad de 0.17 m/s.

5.- TRATAMIENTO DE LOS RESULTADOS

El impacto de probetas de materiales rígidos origina invariablemente vibraciones en el aparato y surge la cuestión de si las señales eléctricas generadas en el sensor del péndulo deberían o no ser filtradas. Todos los resultados discutidos en este trabajo se han obtenido sin filtrar las señales, así como las curvas fuerza-tiempo tienen superpuesta una vibración cuya frecuencia es característica del aparato. La cantidad del ruido que se produce depende de la naturaleza de la fractura, pero en la interpretación de los resultados que aquí presentamos, nunca ha sido una fuente de confusión.

De manera general, cada uno de los resultados presentados es el valor medio para una serie de ensayos repetidos. En todos los casos el tamaño de la muestra fue como mínimo de 6 probetas.

6.- FRACTOGRAFIA

Las superficies de fractura se han examinado en un microscopio electrónico de barrido (MEB) Philips 500. Para hacer las superficies con-

ductoras éstas se metalizaron previamente a su observación mediante la deposición de una delgada capa de oro.

7.- MODULOS DE YOUNG

Los valores de los módulos de Young como función de la fracción en volumen de microesferas, se encuentran representados en la figura 2. Los diferentes símbolos en la figura, corresponden a los valores obtenidos según el tratamiento superficial de las microesferas. Puede observarse que los valores del módulo aumentan con la incorporación de microesferas. Para una misma fracción en volumen de microesferas, los valores de los módulos de Young aumentan a medida que aumenta la adhesión en la interfase entre la partícula y la matriz, de la misma manera que ocurría al trabajar con velocidades de deformación 10^4 veces inferiores [17].

La evolución de los módulos de Young en función de la fracción en volumen de microesferas se ha estudiado mediante la aplicación del modelo desarrollado por Narkis [18] expresado por la ecuación:

$$E_c = \frac{E_m}{K (1-V^{1/3})}$$

donde E_c y E_m son respectivamente los módulos de Young del composite y de la matriz, y K es un parámetro empírico que permite el ajuste de los valores experimentales.

Las curvas I, II y III de la figura 2, representan los valores del módulo calculados según el modelo de Narkis. A cada una de ellas le corresponde respectivamente, los valores 1.51, 1.75 y 1.83 del parámetro K . Estos valores del parámetro K son los que mejor ajustaban los resultados experimentales [17] obtenidos a velocidades de deformación más pequeñas. El valor del parámetro K aumenta según disminuye la adhesión en la interfase partícula-matriz.

Las curvas I, II y III ajustan razonablemente los resultados experimentales mostrados en la figura 2, indicando que la evolución de los módulos del composite con la adición de las microesferas, es equivalente a la encontrada a bajas velocidades de deformación. La única variación son los valores absolutos de los módulos que son ahora superiores al estar determinados a mayor velocidad de deformación, en concordancia con el carácter viscoelástico de la matriz.

8.- TENACIDAD A LA FRACTURA

En la figura 3 se representan los valores de K_{Ic} obtenidos mediante el ensayo TPB. Estos valores corresponden a composites con una diferente fracción en volumen de microesferas, y para los diferentes tratamientos superficiales de éstas.

Se observa que K_{Ic} aumenta con V_p , y que para un mismo V_p aumenta con el aumento de la adhesión en la interfase partícula-matriz. Estos valores son superiores a los obtenidos a velocidades de deformación inferiores [15], y se distingue con facilidad la diferencia de adhesiones interfaciales según el tratamiento superficial de las microesferas, al observarse los valores de K_{Ic} lo que era más difícil de distinguir a las velocidades más pequeñas citadas [15] anteriormente.

Para explicar el mecanismo de refuerzo, es decir, el aumento de K_{Ic} al incorporar partículas rígidas en la matriz, Lange [11] propuso el mecanismo de "crack pinning-bowing" que ha sido extendido y modificado por otros autores [19-21]. Se ha encontrado evidencia de su operatividad en estos mismos composites estudiados a velocidades de deformación cuatro décadas inferiores.

El mecanismo de anclaje-arqueo de la grieta, representado esquemáticamente en la figura 4, propone básicamente que cuando una grieta que se propaga encuentra una hilera de partículas rígidas e impenetrables es impedida en su propagación y tiende a arquearse entre las partículas formando grietas secundarias. Tal como la tensión va aumentando las grietas secundarias se van arqueando hasta que el material deja de ser capaz de aguantar la tensión y las grietas se propagan dejando tras la partícula una cola característica debida a que las grietas secundarias regresen y se propaguen en distintos planos.

Las micrografías mostradas en la figura 5 evidencian la operatividad de este mecanismo en nuestros composites. Se observan las colas características en la parte posterior de las microesferas según la dirección de propagación de las grietas.

Para el caso de inclusiones esféricas sin enlazar a la matriz [22] la máxima tensión se encuentra localizada en el ecuador de las partículas, de ahí la apariencia de las superficies de fractura en la figura 5a para los casos de microesferas sin tratar, y de la figura 5b para los composites con microesferas tratadas con el agente antiadherente. Son microesferas no enlazadas y las cavidades que dejaron las microesferas fueron arrastradas por la otra mitad de la probeta al romper.

Sin embargo, para el caso de microesferas enlazadas a la matriz [22] la máxima tensión se encuentra situada en los polos, lo que justifica la apariencia de la superficie de fractura de los composites con las microesferas tratadas con el agente de acoplamiento, figura 5c, microesferas tapadas por una capa de resina y con las colas características del mecanismo de anclaje y arqueado.

El tratamiento antiadherente de las partículas es el causante de la poca eficacia del mecanismo de refuerzo para el caso de partículas tratadas con DC-1107, mientras que esta eficacia aumenta con la adhesión en la interfase partícula-matriz como lo demuestran los resultados obtenidos con el agente de acoplamiento Z-6032.

9.- ENERGIA DE FRACTURA

En la figura 6 se presentan los valores de la energía de fractura, G_{Ic} para los diferentes composites estudiados.

Los valores de la energía de fractura se han calculado mediante la expresión:

$$G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E} (1 - \nu^2)$$

a partir de los valores de E y de K_{Ic} representados en las figuras 2 y 3.

Los valores mayores de G_{Ic} se obtienen para los composites con microesferas tratadas con el agente de acoplamiento, y valores menores a medida que disminuye la adhesión en la interfase entre la partícula y la matriz.

Tanto K_{Ic} como E dependen fuertemente de la concentración de microesferas. El valor de G_{Ic} viene afectado por ambas variables aunque parece tener un mayor peso específico la variación de E con V_p . Las distintas observaciones efectuadas sobre las superficies de fractura no nos han permitido asociar ningún cambio en la apariencia con la evolución de G_{Ic} , consecuentemente parece más acertado concentrarse en la evolución de K_{Ic} que no en la de G_{Ic} .

Los valores de la energía absorbida durante el impacto, calculados mediante el software del equipo CEAST utilizado, están libres de la contribución de la energía cinética de expulsión de las dos porciones de probeta al finalizar la rotura. Con estos valores y utilizando el tratamiento de Plati y Williams [23] se han calculado los valores de G_{Ic} , y concuerdan razonablemente con los presentados en la figura 6.

10.- CONCLUSIONES

Los módulos de Young de los diferentes composites estudiados aumentan con la fracción en volumen de microesferas y con la mejora de la adhesión en la interfase partícula-matriz.

La tenacidad a la fractura mejora con la adición de microesferas y con el aumento de la adhesión en la interfase partícula-matriz.

La mejora de la tenacidad a la fractura se interpreta e identifica con el mecanismo de "crack pinning-bowing".

La eficacia del mecanismo de refuerzo identificado aumenta con la adhesión en la interfase partícula-matriz.

11.- AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CAICYT la financiación de este trabajo en el proyecto 2629/83 y al Department of Materials del Queen Mary College de la Universidad de Londres las facilidades concedidas en el uso del equipo de impacto.

12.- REFERENCIAS

- [1] F.F. Lange, K.C. Radford, "Fracture Energy of an Epoxy Composite System", J. Mat. Sci 6 (1971) 1197-1203.
- [2] R.J. Young, P.W.R. Beaumont, "Failure of Brittle Polymers by Slow Crack Growth", J. Mat. Sci. 10 (1975) 1343-1350.
- [3] R.J. Young, P.W.R. Beaumont, "Failure of Brittle Polymers by Slow Crack Growth", J. Mat. Sci. 12 (1977) 684-692.
- [4] S. Yamini, R.J. Young, "The Mechanical Properties of Epoxy Resins". J. Mat. Sci., 15 (1980) 1823-1831.
- [5] A.E. Moloney et al., "The Fracture of Particulate-Filled Epoxide Resins", J. Mat. Sci., 18 (1983) 208-216.
- [6] J. Spanoudakis, R.J. Young, "Crack Propagation in a Glass Particle-Filled Epoxy Resin". J. Mat. Sci. 19 (1984) 487-496.
- [7] J. Spanoudakis, R.J. Young, "Crack Propagation in a Glass Particle-Filled Epoxy Resin". J. Mat. Sci. 19 (1984) 472-486.
- [8] A.C. Moloney et al, "The Fracture of Particulate-Filled Epoxide Resins", J. Mat. Sci. 19 (1984) 1125-1130.
- [9] A.J. Kinloch et al, "The Deformation of Hibrid-Particulate Composites", J. Mat. Sci. 21 (1986) 380-388.
- [10] F.F. Lange, "The Interaction of a Crack Front with a Second-Phase Dispersion". Phil. Mag. 22 (1970) 983.
- [11] A.B. Heredia, A.B. Martínez, "Comportamiento a la fractura de resinas de poliester cargadas con microesferas de vidrio". Rev. Plast. Mod. 363 (1986) 331-336.
- [12] Z.V.I. Hashin, "Theory of Mechanical Behaviour of Heterogeneous Media", Applied Mech. Reviews, 17 (1964), 1-9.
- [13] L.E. Nielsen, "Mechanical Properties of Particulate-Filled Systems", J. Com. Mat., 1 (1967), 100-119.

- [14] J.A. Manson, L.H. Sperling, "Polymer Blends and Composites", Plenum Press New York, 1976.
- [15] A.B. Heredia, A.B. Martínez, "Aplicación del ensayo de torsión doble al estudio de la fractura de materiales termoestables compuestos", Anales de Mecánica de la Fractura 3 (1986), 199-206.
- [16] J.G. Williams, "Fracture Mechanics of Polymers", Ellis Horwood Ltd., Chinchester, 1984.
- [17] A.B. Martínez, A.B. Heredia, "Influencia de la interfase en la fractura de materiales compuestos", Rev. Plast. Mod. 366 (1986), 768-773.
- [18] M. Narkis, "The Elastic Modulus of Particulate-Filled Polymers", J. Appl. Polym. Sci, 22 (1978), 2391-2394.
- [19] A.G. Evans, "The Strength of Brittle Materials Containing Second Phase Dispersions", Phil. Mag. 26 (1974) 1327-1344.
- [20] D.J. Green et al, "Fracture of a Brittle Particulate Composite", J. Mat. Sci., 14 (1979), 1413-1420.
- [21] D.J. Green et al, "Fracture of a Brittle Particulate Composite", J. Mat. Sci., 14 (1979), 1657-1661.
- [22] J.N. Goodier, "Concentration of Stress around Spherical and Cylindrical Inclusions and Flaws", J. Appl. Mech. 55 (1933) 39-44.
- [23] E. Platti, J.G. Williams, "The Determination of the Fracture Parameters for Polymers in Impact", Pol. Eng. Sci., June 1975, Vol. 15, N°6.

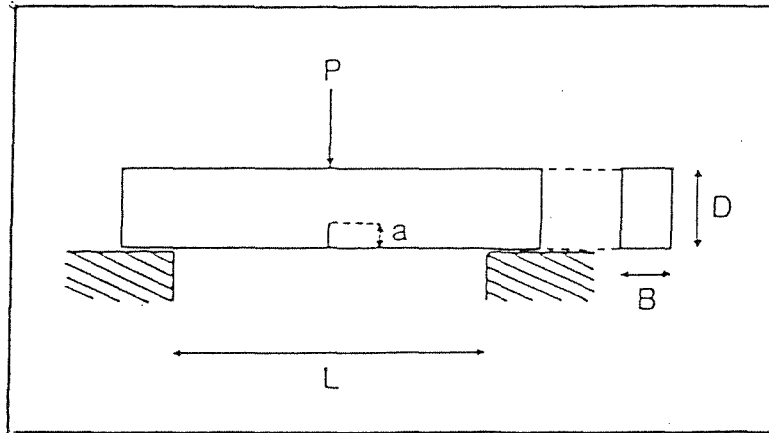


Fig.1.- Geometría del ensayo

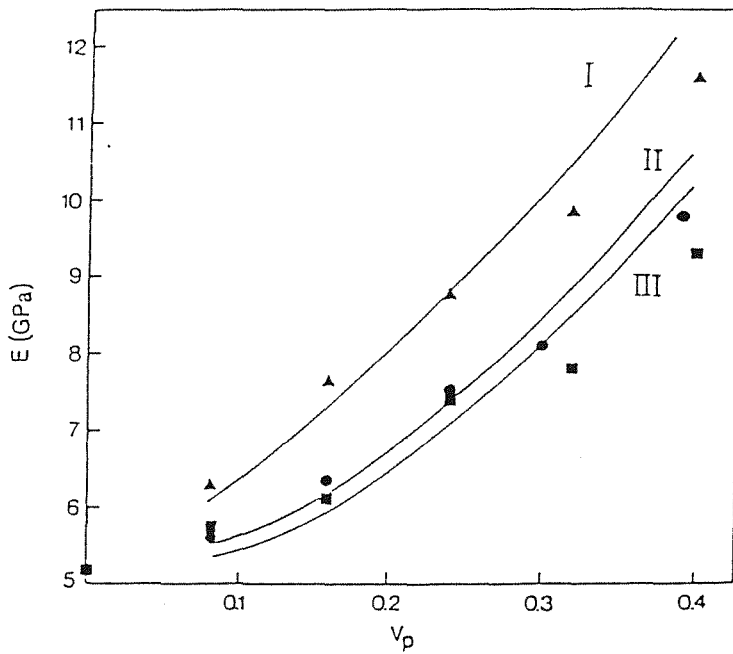


Fig.2.- Módulos de Young

- (●) sin tratamiento superficial
- (▲) Z-6032
- (■) DC-1107

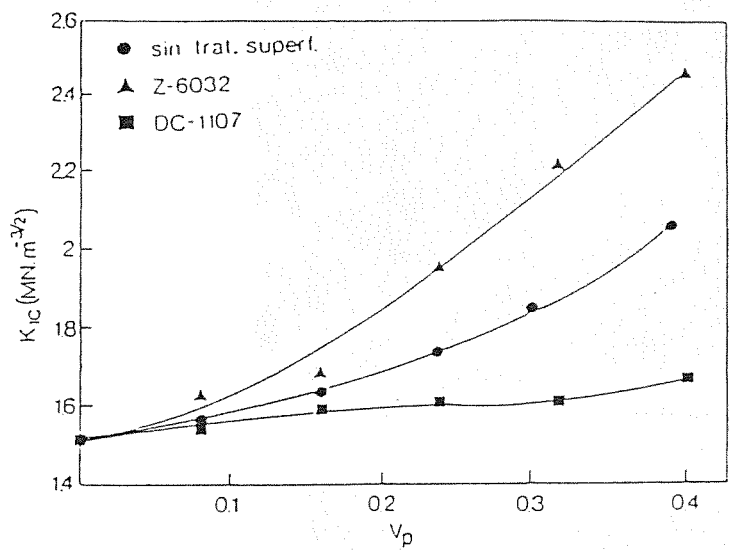


Fig.3.- Tenacidad a la Fractura

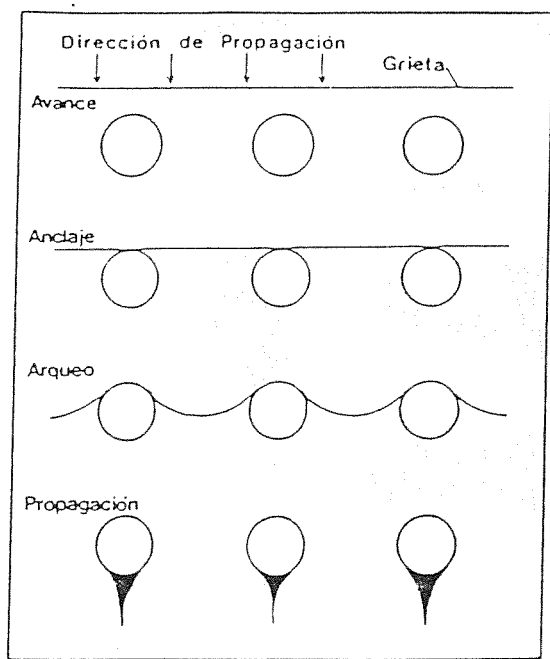


Fig.4.- Representación esquemática del mecanismo de "crack pinning-bowing"

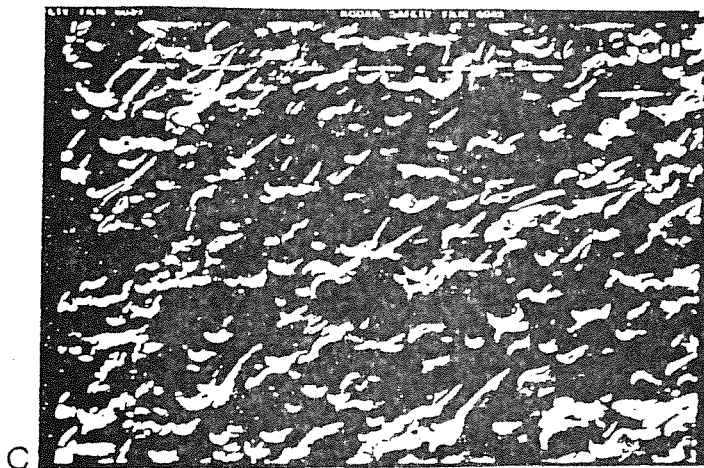
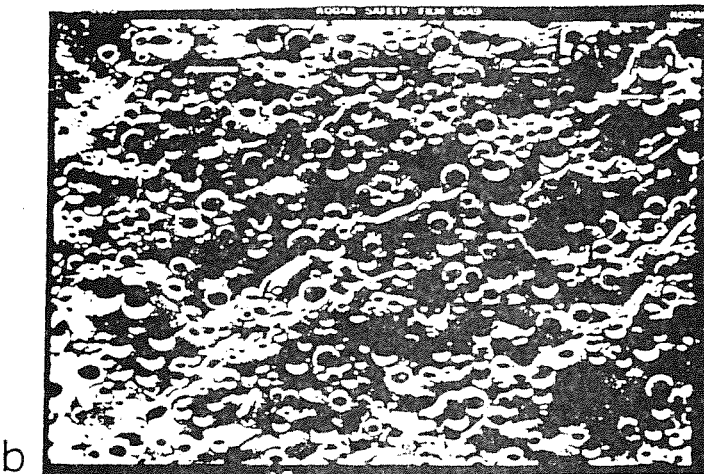
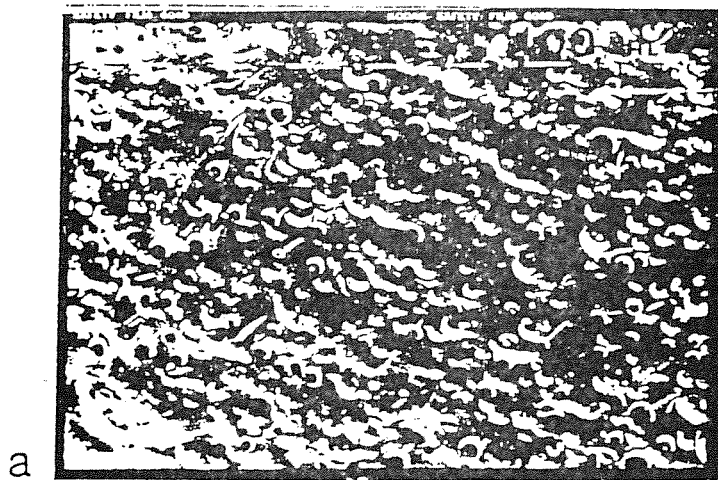


Fig.5.- Superficies de fractura. $V_p = 0.24$

- (a) microsferas sin tratar
- (b) microsferas tratadas con DC-1107
- (c) microsferas tratadas con Z-6032

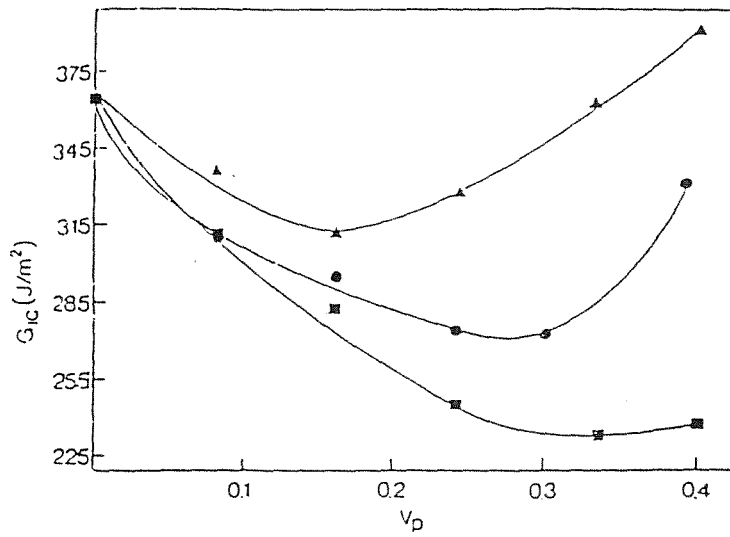


Fig.6.- Energía de fractura

- (●) sin tratamiento superficial
- (▲) Z-6032
- (■) DC-1107

MODIFICACION DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE UNA RESINA DE
POLIESTER MEDIANTE LA ADICION DE PARTICULAS ELASTOMERICAS

M.LL. MASPOCH, A.B. MARTINEZ

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales
Laboratorio de Materiales Plásticos. Departamento de Materiales
Avda. Diagonal, 647
08028 - Barcelona - España

SUMMARY

We have prepared composites dosaging fractions in weight of diferents rubbers to a unsaturated polyester resin, before it cured. These materials are composed by a matrix of unsaturated polyester resin and a dispersed second phase of rubbery particles. Using double torsion testing we have studied the propagating crack and we have calculated the values of K_{Ic} . We have determined the evolution of rubbery particles from second phase. The micrography of fracture surfaces are interpreted and related to chemical structure of rubber and substructure for these particles and their interphase to the matrix.

RESUME

On a préparé des matériaux composés enfaisant la dosification de fractions en poid de différents élastomeres sur une résine de polyesther insaturé, avant de son endurcissement. Ces matériaux composés sont formés par une matrice de polyesther avec une seconde phase dispersée des particules élastomeriques. En utilisant la tecnica de double torsion on étudie la propagation des crevasses et on détermine les valeurs de K_{Ic} . On étudie l'évolution de K_{Ic} avec la forme, grandeur et fraction en volume des particules élastomeriques de la seconde phase. Les micrographies des surfaces de fracture s'interpretent et se rapportent a la structure chimique de l'élastomere et avec la substructure de ces particules et son interphase avec la matrice.

1. INTRODUCCION

La incorporación de partículas elastoméricas en los materiales plásticos se realiza con el fin de mejorar la tenacidad a la fractura del material sin una merma significativa. en general, de otras de sus propiedades, en especial, las mecánicas y térmicas. Existen en el mercado conocidos materiales de estas características tales como por ejemplo el poliestireno de impacto, ABS, y modificadores para PVC entre otro.

Los poliésteres insaturados son materiales termoestables muy frágiles cuyo comportamiento a la fractura una vez modificado con partículas rígidas ha sido estudiado [1-2].

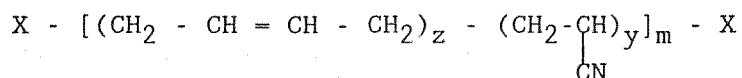
Existen varias recopilaciones [3-5] sobre el comportamiento a la fractura de materiales plásticos modificados con elastómeros, y algunos autores [6-9] han trabajado con materiales termoestables, específicamente con resinas epoxi modificadas con partículas elastoméricas.

Este trabajo consiste en una exploración efectuada con diversos tipos de elastómeros a fin de crear un modelo de material compuesto que permita estudiar profundamente los mecanismos de modificación de la tenacidad a la fractura en materiales compuestos por una matriz de poliéster insaturado y una segunda fase formada por partículas de elastómero.

2. MATERIALES

Para la matriz se ha utilizado una resina de poliéster insaturado ESTRATIL A-228 facilitada por RIO RODANO S.A., que contiene un 25% en peso de estireno y tiene una viscosidad de 5 poises a 25 °C. Por cada 100 g de resina se adicionaron 1 cc. de MEKP (solución al 50% en peso) como iniciador y 0.1 cc, de Octoato de Cobalto (solución al 6% en peso) como acelerante. El curado tuvo lugar a 30 °C de temperatura y se realizó un postcurado a 60 °C durante 48 horas.

Para la fase elastomérica se han empleado los elastómeros líquidos HYCAR facilitados por F.B. GOODRICH. Estos elastómeros en general copolímeros butadieno/acrilonitrilo se pueden representar estructuralmente [10-11] por



donde X puede ser: H para HYCAR 1312, -COOH para los HYCAR CTBN, y -CH = CH₂ para los HYCAR VTBN. El HYCAR VTBNX posee en adición al VTBN otros grupos vinilo colgantes, mientras que el HYCAR CTB está formado por un homopolímero de butadieno con grupos carboxilo terminales. Estos

elastómeros son líquidos de elevada viscosidad, según el tipo entre 600 y 2500 poises a 27 °C lo que equivale a pequeñas masas moleculares ($\bar{M}_n = 3800$ aproximadamente).

También se han empleado otros elastómeros de elevada masa molecular, tales como el poliéster termoplástico elastómero HYTREL de DU PONT, el PMMA modificado para impacto OROGLAS DR y el modificador de impacto PARALOID BTA estos dos últimos facilitados por ROHM AND HAAS ESPAÑA S.A.

3. PROBETAS

Las probetas para el ensayo de torsión doble, mostrado en la figura 1 que tienen unas dimensiones nominales de 85*19*6 mm se obtuvieron por mecanización de planchas del grosor de la probeta obtenidas por colada en un molde. La profundidad de la entalla longitudinal se mecanizó a 1.75 mm.

La fracción en peso del elastómero, se dosificó a la resina de poliéster y se mantuvo la agitación durante el suficiente tiempo hasta observarse visualmente una uniformidad en la mezcla o disolución, momento en el que se catalizó para el curado y se coló en el molde.

Una vez obtenidas las planchas, se extrajeron porciones que fueron pulidas y observadas en el microscopio óptico, tomándose micrografías que fueron analizadas determinándose la forma, tamaño y fracción en volumen de las partículas de la segunda fase.

La micrografía óptica de la sección pulida de la plancha fue cubierta por una malla cuadrada y contados N_L y N_A que corresponden, respectivamente, al número de partículas interceptadas por unidad de longitud de una línea de la malla al azar y al número de partículas interceptadas por unidad de área de un plano al azar.

El radio medio y la fracción en volumen para partículas esféricas vienen dados [12] por las expresiones

$$r = \frac{2N_L}{\pi N_A}$$

$$V_f = \frac{8N_L^2}{3\pi N_A}$$

La distribución de las partículas fué uniforme en todas las probetas ensayadas.

4. ENSAYO DE TORSION DOBLE

La propagación de grietas se ha estudiado utilizando la técnica de torsión doble, cuya geometría se ha mostrado en la Figura 1. Esta técnica permite una determinación fácil y válida del parámetro crítico de intensidad de tensión K_{Ic} .

La técnica se encuentra descrita en detalle [3], y se puede demostrar que K_{Ic} es independiente de la longitud de la grieta y que para un material elástico [13]

$$K_{Ic} = W_n P_c \left[\frac{3 (1+\nu)}{W t^3 t_n \psi} \right]^{1/2}$$

donde P_c es la carga crítica para la propagación de la grieta, W_n es el brazo del momento aplicado, ν es el coeficiente de Poisson del material (en nuestros composites hemos estimado $\nu = 0.39$), W la anchura de la probeta, t el espesor de la probeta t_n el espesor de la probeta en el plano de la grieta y ψ una corrección geométrica que viene dada [14] por

$$\psi = 1 - 0.63 d + 1.2 d e^{-1/d}$$

donde $d = 4t/W$.

Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos INSTRON a una velocidad de desplazamiento de las mordazas 0.5 mm/min. Previamente al ensayo se agudizaron las entallas de las probetas con una hoja de afeitar.

5. FRACTOGRAFIA

Las superficies de fractura se examinaron en un microscopio óptico de reflexión, y también en un microscopio electrónico de barrido (SEM) PHILIPS 500. En este último caso, para hacer las superficies conductoras, estas se metalizaron previamente a su observación mediante la deposición de una delgada capa de oro.

6. DISCUSION DE LOS RESULTADOS

Las grietas pueden propagarse de dos maneras diferentes que presentan formas distintas en los gráfico carga-desplazamiento registrados en el ensayo de torsión doble. La propagación puede ser estable y continua tal como la mostrada en la Figura 2a, o inestable y discontinua tal como la mostrada en la Figura 2b.

En la propagación inestable y discontinua se observan dos

valores diferentes P_i y P_a de la carga, que corresponden a valores de iniciación y paro del crecimiento de la grieta, que permiten determinar los parámetros de fractura correspondientes a la iniciación y al paro.

La tabla mostrada en la Figura 3 contiene la fracción en peso W_f dosificada de cada elastómero, la forma, tamaño medio y fracción en volumen V_f , de las partículas elastoméricas encontradas en el composite, así como el tipo de propagación de grieta y el valor de la tenacidad a la fractura determinados en el ensayo de torsión doble.

Durante la preparación de las planchas con, respectivamente, HYTREL, PARALOID BTA y OROGLAS DR, al mezclar y agitar el elastómero con la resina de poliéster, ocurrió un fuerte hinchamiento del polvo de los elastómeros, que llegaron a transparentar pero no a disolverse. Ello ha dado lugar después del curado a la obtención de partículas elastoméricas de forma irregular interpenetradas con la matriz pero no adheridas químicamente.

El aumento de la tenacidad a la fractura observada con la adición de HYTREL, puede identificarse en la micrografía mostrada en la Figura 4 con el mecanismo de "crack pinning-bowing" [15-17] pues se observa el arqueamiento de los frentes de grieta y las colas características. Las partículas de HYTREL actúan como partículas rígidas impenetrables, y el valor de K_{Ic} es parecido al obtenido en composites de la misma matriz y microesferas de vidrio (1-2). Una vez finalizado el ensayo de torsión doble las dos mitades de la probeta permanecían unidas solamente por las partículas de HYTREL. La elevada fracción en volumen de partículas de PARALOID BTA y OROGLAS DR, no nos ha permitido observar si el mecanismo de "crack pinning-bowing" también actúa en dichos composites.

En las Figuras 6, 7 y 8 se muestran las micrografías (SEM) de las superficies de fractura de los composites de HYCAR 1312, CTB y CTBN. en estas figuras se observa la existencia de unas partículas más pequeñas que se han ido agregando formando partículas de mayor tamaño que están escasamente adheridas a la matriz. Durante la preparación de estos composites, en función del tiempo, y después de mezclarse los elastómeros con la resina de poliéster, se producía una separación de fases, flotando la fase elastomérica sobre la resina de poliéster. Las partículas pequeñas se han originado durante la agitación, y dependiendo de la duración del curado, estas se han ido aglomerando formando partículas de mayor tamaño y escasa adhesión con la matriz. Resultando para estos tres elastómeros propagaciones discontinuas de grietas y valores de K_{Ic} de paro similares entre sí y con el valor del poliéster, es decir, no se ha producido mejora de la tenacidad a la fractura.

En la Figura 9 se muestran las micrografías (SEM) de la superficie de fractura de un composite con VTBNX. Las superficies de fractura de los composites VTBN tienen la misma apariencia y son similares. En estas micrografías se observa que las partículas no poseen subestructura y están fuertemente unidas a la matriz.

Los elastómeros líquidos VTBN y VTBNX parecen ser solubles en la resina de poliéster. Estos elastómeros poseen grupos vinílicos capaces de reaccionar con los grupos vinílicos de poliéster insaturado o del estireno que es el monómero de entrecruzamiento, dando lugar a enlaces covalentes y en su caso a una buena adhesión química en la interfase entre la partícula y la matriz. A medida que progresa el curado y aumenta la masa molecular, tiene lugar una disminución de la entropía de mezcla ΔS_m , y en la expresión de la energía libre de mezcla

$$\Delta G_m = \Delta H_m - T \Delta S_m$$

al ser generalmente ΔH_m positiva y reducirse ΔS_m , disminuye la miscibilidad ocurriendo la separación de fases y se generan las partículas de elastómero en el seno de la matriz.

El incremento de la adhesión en la interfase ha producido una mejora del valor de la tenacidad a la fractura, pero parece producirse un máximo en su valor a una determinada fracción en volumen de partículas.

7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a B.F. GOODRICH CHEMICAL SALES COMPANY B.V. el haberles facilitado las muestras de los elastómeros líquidos HYCAR, a ROHM AND HAAS ESPAÑA S.A. por las muestras de PARALOID BTA y OROGLAS DR, y a DU PONT la muestra de HYTREL.

8. REFERENCIAS

- [1] Heredia A.B y Martínez A.B. "Comportamiento a la fractura de resinas de poliéster cargadas con microesferas de vidrio", Rev. Plast. Mod. 363 (1986) 331-336.
- [2] Heredia A.B y Martínez A.B. "Influencia de la interfase en la fractura de materiales compuestos", Rev. Plast. Mod. 363 (1986) 768-773.
- [3] Kinloch A.J., Young R.J. "Fracture behaviour of polymers" Applied Science Publishers, London, 1983
- [4] Willians J.G. "Fracture mechanics of polymers", Ellis Horwood Ltd., Chichester, 1984.
- [5] Bucknall C.B. "Toughened Plastics" Applied Science Publishers, London, 1977.
- [6] Kinloch A.J. et al, "Deformation and fracture behaviour of a rubber toughened epoxy" Polymer 24 (1983) 1341-1354 y 1355-1363.

- [7] Kinloch A.J., Hunston D.L. "Effect of volume fraction of dispersed rubbery phase on the toughness of rubber toughened epoxy polymers" J. Mat. Sci. Letters 5 (1986) 1207-1209.
- [8] Yee A.F., Pearson R.A. "Toughening mechanisms in elastometer modified epoxies" J. Mat. Sci. 21 (1986) 2462-2474.
- [9] Pearson R.A., Yee A.F. "Toughening mechanisms in elastometer modified epoxies" J. Mat. Sci. 21 (1986) 2475-2488.
- [10] Riew C.K. et al, "Rubber toughened thermosets", Toughness and brittleness of plastics, Advances in chemistry series 154, American Chemical Society, Washington, 1976
- [11] Hycar reactive liquid polymers, Product data, B.F. Goodrich, Cleveland, 1983.
- [12] Gifkins R.C. "Optical microscopy of metals", Sir Isaac Pitman and Sons Ltd., Melbourne, 1970
- [13] Williams J.G. "Applications of linear fracture mechanics", Adv. Polym. Sci. 27 (1978) 67-120.
- [14] Biswas D.R., Pujari V.K., "Verification of the double-torsion equation by using different thickness samples of a machinable glass-ceramics", J. Am. Ceram. Soc. 64 (1981) C98.
- [15] Lange, F.F. "The interaction of a crack front with a second phase dispersion", Phil. Mag. 22 (1970) 983.
- [16] Evans A.G. "The strength of brittle materials containing second phase dispersion", Phil. Mag, 26 (1974) 1327-1344.
- [17] Green B.J. et al, "Fracture of a brittle particulate composite" J. Mat. Sci. 14 (1979) 1413-1420 y 1657-1661.

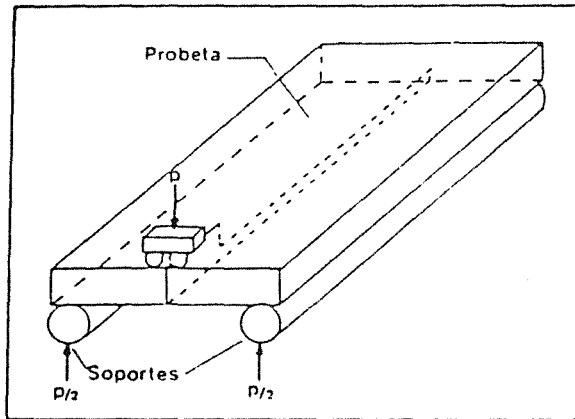


Figura 1 - Geometría del ensayo de torsión doble

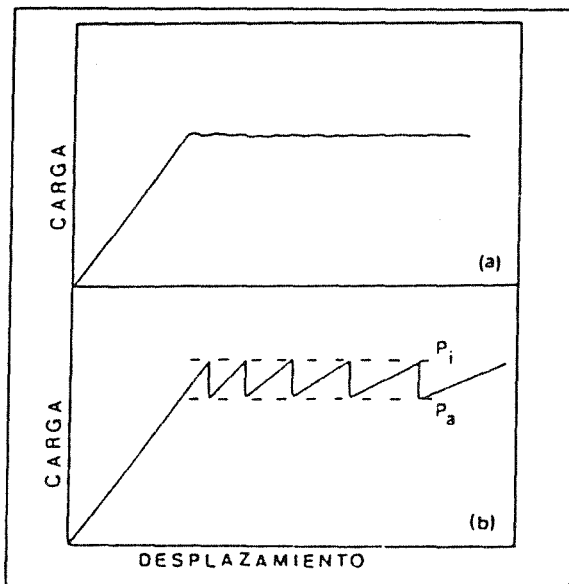


Figura 2 - Gráficos carga-desplazamiento (a) Propagación Estable
(b) Propagación inestable

Elastómero	Wf	Vf	\bar{r} (μm)	K_{Ic}^- ($\text{MNw m}^{-3/2}$)	Tipo de propagación partículas	
NO	0	-	-	i .50 p .49	discontinua	irregulares
HYTREL	0.09	-	-	.65	continua	irregulares
PARALOID	0.09	-	-	i .75 p .66	discontinua	irregulares
OROGLAS	0.05	-	-	i .76 p .60	discontinua	irregulares
1312	0.09	.25	36	i .69 p .49	discontinua	esféricas
CTB	0.09	.33	25	i .55 p .45	discontinua	esféricas
CTBN	0.09	.17	15	i .66 p .44	discontinua	esféricas
VTBN	0.026	.11	6.4	i .63 p .50	discontinua	esféricas
VTBNX	0.09	.29	19	.77	continua	esféricas
	0.17	.34	20	.80	continua	esféricas
	0.09	.23	11	.79	continua	esféricas
	0.17	.38	25	.74	continua	esféricas

Figura 3 - Tabla resumen de los resultados experimentales



Figura 4
Micrografía óptica. HYREL $W_f = 0.09$

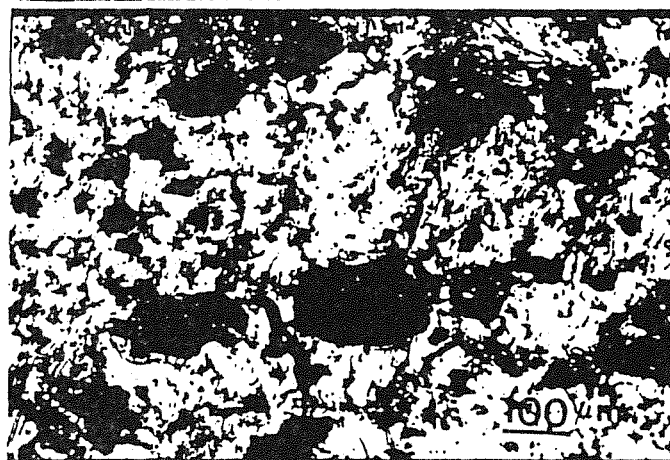


Figura 5
Micrografía óptica. PARALOID $W_f = 0.09$

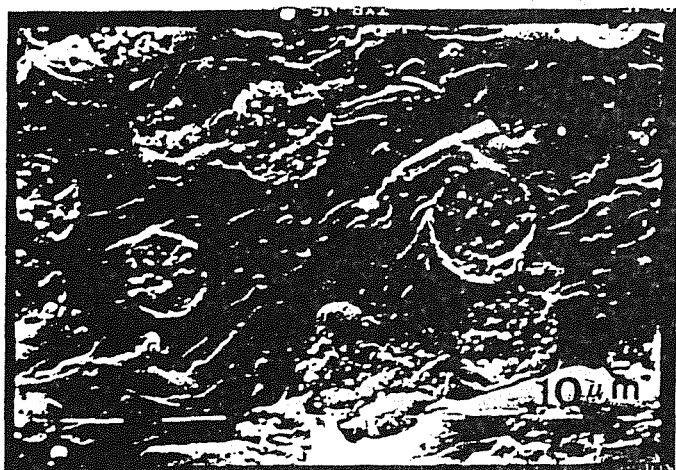


Figura 6
Micrografía SEM HYCAR 1312 $W_f = 0.09$

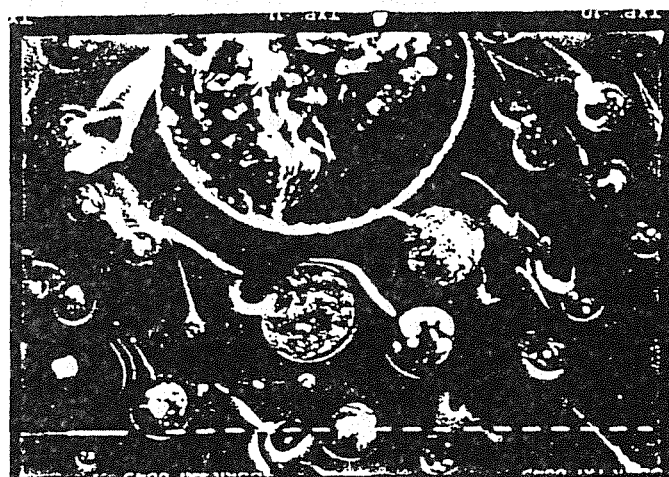


Figura 7
Micrografía SEM HYCAR CTB $W_f = 0.09$

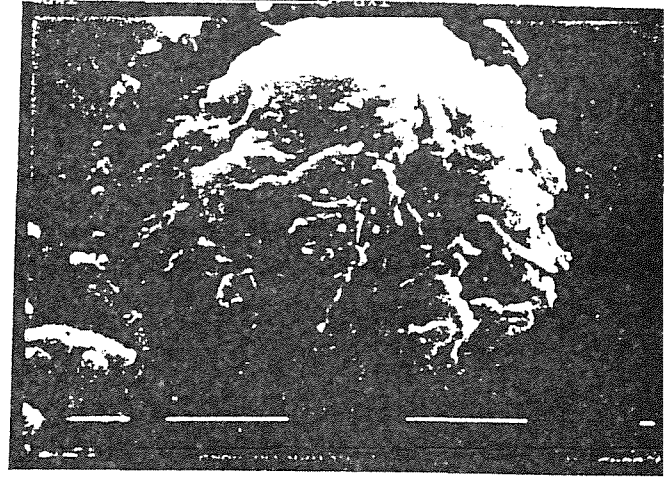
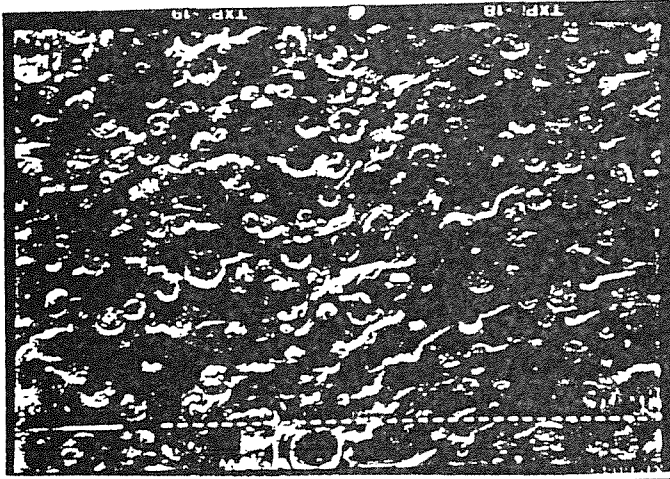


Figura 8 - Micrografías SEM HYCAR CTBN $W_f = 0.09$
(a) Línea de paro
(b) Subestructura partícula de la línea de paro

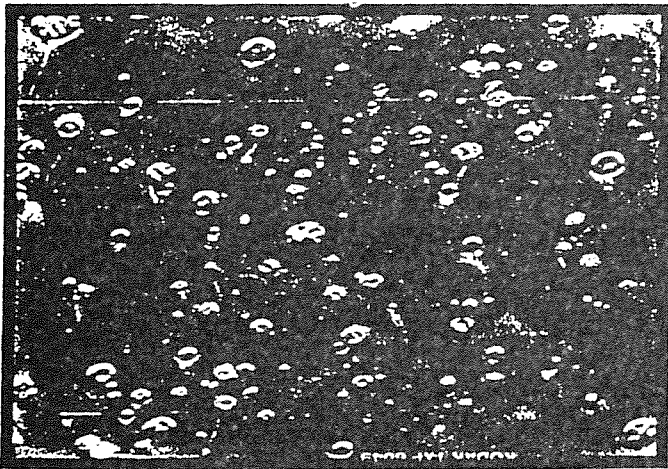


Fig. 9 - Micrografía SEM. HYCAR VTBNX
(a) $W_f = 0.024$
(b) Detalle de una partícula $W_f = 0.09$

CARACTER DEL DEFECTO CRITICO Y SU RELACION CON EL PROCESAMIENTO
EN MATERIALES CERAMICOS MULTIFASICOS

C. Baudin, J.S. Moya

Instituto de Cerámica y Vidrio (C.S.I.C.) Ctra. Valencia, Km. 24.300,
Apartado de Correos, 20, Arganda del Rey, Madrid, España

RESUMEN- *En el presente trabajo se propone la utilización del tamaño de defecto crítico, calculado a partir de los valores de la tenacidad y de la resistencia a la fractura en flexión, como parámetro microestructural de control del procesamiento de los materiales preparados por sinterización reactiva de polvos de circon y alúmina.*

ABSTRACT.- *The use of the critical defect size, calculated from toughness and fracture strength values, as microstructural processing-controlling parameter of reaction sintered materials prepared from zircon and alumina mixtures, is proposed.*

RESUME.- *Dans ce travail il est proposé d'utiliser la valeur de la taille du défaut critique, calculée á partir des valeurs de la tenacité et de la charge de rupture, comment paramètre de control de la fabrication des materiaux préparés par frittage reactif des poudres du zircon et de l'alumine.*

1.- INTRODUCCION

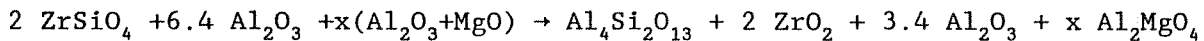
Una forma de obtención de cuerpos densos de mullita-circonia [1-6] o mullita-circonia-alúmina [7] es el método denominado sinterización reactiva. En este método se parte de compactos en verde formados por mezclas de alúmina y circón a los cuales se somete a un tratamiento térmico durante el que tienen lugar la densificación del compacto y la reacción entre la alúmina y la sílice, procedente de la descomposición del circón. El material obtenido está formado por una matriz mullítica y una fase dispersa de circonia.

La temperatura de tratamiento necesaria para que estos procesos tengan lugar puede disminuirse considerablemente mediante la adición controlada de óxidos tales como MgO, TiO₂ o CaO [3-7].

En este trabajo se ha estudiado el carácter de los defectos existentes en los materiales mullita-circona y mullita-circona-alúmina preparados por sinterización reactiva de polvos de circón y alúmina, utilizando MgO como aditivo. Para ello se han utilizado tanto datos de caracterización microestructural y mecánica de materiales mullita-circonia existentes en la literatura [3], como los obtenidos por los autores para materiales mullita-circona-alúmina.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

Se han preparado mezclas de circón (Opazir S, Quiminsa, España), alúmina (RC 172 DBM, Reynolds, EE.UU) y magnesia (Mag-chem 10, Martín Marietta, EE.UU), en proporciones tales que satisficieran a la siguiente ecuación:



con X = 0.3, 0.5 y 1. La homogeneización se llevó a cabo por molienda de atrición, con bolas de alúmina y en alcohol isopropílico, durante una hora. Las mezclas, una vez secas, fueron tamizadas (63 μm) y prensadas isostáticamente (200 MPa) en forma de bloques paralelepípedicos (~50 mm x 20 mm x 10 mm). Los cuerpos en verde así conformados se calcinaron a 1450°C durante periodos comprendidos entre 30 y 120 min.

La densidad de las muestras una vez cocidas se determinó por el método de inmersión en agua.

Para la determinación de E, y σ_f se utilizaron barras paralelepípedicas (~20 mm x 3 mm x 3 mm) cortadas de los bloques iniciales utilizando un disco de diamante. El módulo de Young se determinó a partir de la frecuencia propia de vibración de las barras (Grindosonic) excitadas mediante un golpe brusco en su punto central; el valor de E se calculó como el valor medio de ocho medidas. Para la determinación de σ_f se utilizó un dispositivo de flexión en tres puntos (distancia interapoyos 15

mm) colocada en una máquina de carga universal (INSTRON), la velocidad de desplazamiento de la cabeza de la máquina fue de $0,05 \text{ mm min}^{-1}$. La cara en tensión de las probetas utilizadas fue previamente pulida con diamante (hasta $3 \mu\text{m}$). Se realizaron ocho medidas en cada caso y el valor de σ_f se calculó como el valor medio de los obtenidos, una vez eliminados los valores máximo y mínimo.

La tenacidad se determinó por el método de la indentación, utilizando cargas de 300-400 N y una punta de diamante VI36; los cálculos se realizaron según [8]. El valor reportado es el valor medio de cinco medidas.

Se realizaron observaciones microestructurales sobre superficies de las muestras no pulidas y atacadas químicamente (HF 10% vol, 1 min); y de las superficies de fractura de las probetas que habían sido ensayadas para la determinación de σ_f . Siempre se utilizó MEB (Cambridge 600 y JEOL 733).

El tamaño de defecto crítico se calculó a partir de la ecuación de Griffith:

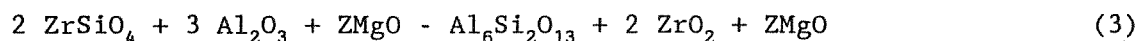
$$\sigma_f = \frac{z}{Y} \frac{K_{Ic}}{C^{1/2}} \quad (2)$$

asumiendo como geometría la de un defecto semicircular superficial, para el cual, según el ajuste de Bansal [9]:

$$Z = 1.12, \quad Y = 2$$

También se calcularon los valores del defecto crítico de los materiales preparados por A. Leriche, del C.R.I.B.C. (Mons), a partir de los valores de K_{Ic} y σ_f reportados en la ref.3. Los métodos de ensayo utilizados por esta autora son iguales que los seguidos en el presente estudio.

De los materiales caracterizados en la ref.3, se han considerado únicamente los obtenidos a partir de mezclas de circón, alúmina y magnesia en proporciones tales que satisficían a la ecuación:



con Z = 1.8% en peso, tratados a 1500°C durante periodos de 30 a 120 min. de duración.

La cantidad de líquido presente y las variaciones en la cantidad de mullita, fueron determinadas por Leriche a partir de análisis cuantitativos de DRX. El método resultó ser poco sensible para los materiales preparados en este trabajo debido a que prácticamente toda la mullita está formada para tiempos de tratamiento ~ 30 min y que la cantidad de líquido permanente es muy pequeña en todos los materiales. Para determinar la proporción de este último se realizó un análisis puntual sobre micro-

grafías de muestras pulidas y atacadas químicamente y la cantidad de líquido se calculó como la diferencia entre el porcentaje de huecos obtenido y la porosidad de la muestra.

3.- RESULTADOS

No se han detectado diferencias entre los valores de la densidad ($\sim 97\% \rho$ teórica) y de la cantidad de líquido ($\sim 2\% \text{ vol}$) de los distintos materiales preparados en este trabajo.

La fig. 1 muestra la microestructura típica de los materiales estudiados; están formados por un entramado de granos prismáticos de mullita dentro de los cuales se encuentran embebidas partículas de circonia y, ocasionalmente, de alúmina. Entre los granos de mullita existen zonas de alto contenido en líquido (extraído mediante ataque químico), en las cuales se encuentran partículas de circonia y de alúmina. La forma de los granos de mullita es altamente anisótropa por lo que tamaño es difícilmente cuantificable sobre superficies pulidas.

En general, las superficies de fractura de estos materiales (fig. 2) presentan un aspecto muy accidentado y no es posible la identificación de los defectos responsables del fallo de material.

La observación de superficies de fractura no atacadas (fig.3) revela que, en las zonas de alto contenido en líquido, la fractura se propaga a lo largo de los bordes de grano, separando a las partículas de la fase amorfa. En la fig.3 pueden observarse los huecos dejados en el vidrio por las partículas de alúmina y circonia y cómo éstas han sido rodeadas por la fractura.

En la fig.4 se representa la variación del tamaño de defecto crítico en función del tiempo de tratamiento térmico para los materiales preparados en este trabajo utilizando distintas adiciones de MgO. Como puede observarse, los valores de este parámetro son menores para los materiales de bajo contenido en MgO; en todos los materiales se produce un incremento brusco del valor del tamaño de defecto crítico cuando el tiempo de tratamiento pasa de 90 a 120 min, durante el periodo comprendido entre 30 y 90 min. este parámetro permanece constante.

4.- DISCUSION

En gran número de casos, la fractura de los materiales cerámicos multifásicos está ligada a la existencia de interfases débiles a través de las cuales, las grietas, de tamaño superior al tamaño de defecto crítico, pueden propagarse fácilmente antes del fallo completo del material. El aspecto de las superficies de fractura en las zonas de acumulación de líquido (fig.3), en las que la grieta se propaga rodeando a las partículas, indica que el papel de las interfases débiles podría ser

desempeñado en los materiales que nos ocupan por el líquido observado.

Como claramente se observa en la micrografía de la fig.1, los volúmenes intersticiales limitados por los grandes cristales de mullita están constituidos por una fase vítrea (eliminada por el ataque químico), granos de alúmina y por la fracción de los granos de circonita de mayor tamaño (2-3 μm). El tamaño de estos volúmenes intersticiales viene determinado por el tamaño de los granos columnares de mullita.

Durante el enfriamiento, los granos de circonita incluidos en este volumen transforman a la simetría monoclinica, generando microgrietas como consecuencia del aumento de volumen (3-5%) que la transformación conlleva [9]. La energía necesaria para la propagación de estas microgrietas a través de la fase vítrea o por vía intergranular, es muy inferior a la requerida para la propagación a través de los grandes cristales de mullita reforzada por una fase dispersa de circonita por lo que, estos cristales constituyen una barrera que limita el crecimiento de las microgrietas. Por estas razones, no es suponer que el tamaño de defecto crítico venga definido por la longitud de las grietas generadas en los intersticios, a su vez dependiente del tamaño de los granos columnares de mullita.

Si el tamaño de los granos de mullita fuera el determinante del tamaño de defecto crítico, éste último dependería fuertemente de variables del procesamiento tales como la cantidad de MgO añadida, la temperatura, o el tiempo de tratamiento térmico, responsables del desarrollo de la microestructura; y este parámetro podría ser utilizado como parámetro de control del procesamiento tanto de los materiales que nos ocupan como de materiales que presentaran el mismo tipo de microestructura.

Cuando el óxido añadido como aditivo es MgO, los cristales de mullita crecen rápidamente a partir de los líquidos transitorios que aparecen entre 1350 y 1425°C [4]. Este crecimiento rápido explica la formación de las zonas aisladas de alto contenido en líquido observadas en la fig.1. No ha sido posible detectar diferencias cuantitativas entre las cantidades de líquido presente en los distintos materiales preparados en este trabajo. Sin embargo, dado que las proporciones relativas de alúmina, circonita y mullita presentes en los distintos materiales son prácticamente las mismas (ec. 1) es de esperar que la cantidad de líquido aumente al aumentar la cantidad de MgO añadido, ya que las composiciones estarán situadas en planos paralelos, tanto más cercanos al punto invariante del sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MgO}$ (~1450°C) cuanto mayor sea la cantidad de MgO. El tamaño de los cristales de mullita aumentaría al aumentar la cantidad de líquido presente y, con ello, el tamaño de defecto crítico. Este aumento del tamaño de defecto crítico con la cantidad de MgO añadida ha sido observado experimentalmente (fig.4).

En la tabla I se indican los tamaños de defecto crítico calculado para los materiales preparados por Leriche, a partir de los valores de K_{Ic} y σ_f reportados a ref [3]. Los valores de este parámetro son menores que los obtenidos para los materiales aquí estudiados (fig.4) pero, sin

embargo, la cantidad de líquido presente en estos materiales es mayor (Tabla I), detectable mediante análisis cuantitativo de DRX. El crecimiento de los granos de mullita viene determinado tanto por la velocidad de los mecanismos de transporte operativos (i.e. cantidad y viscosidad de los líquidos) como por la distancia que los iones deben recorrer antes de reaccionar. La gran cantidad de alúmina presente en los materiales que nos ocupan (3.4 moles en exceso, ec. (1)), comparada con la cantidad añadida en el trabajo de Leriche (composición estequiométrica de la mullita, ec. (3)), puede ser responsable de la mayor facilidad de formación de la mullita en el primer caso y, consecuentemente, del mayor tamaño de sus cristales. Esto explicaría las diferencias observadas entre los valores del tamaño de defecto crítico calculados para ambas series de materiales.

TABLA I.- Resumen de los resultados obtenidos por Leriche y calculados en este trabajo a partir de sus resultados

Tiempo de tratamiento	Superficie observable de los granos de mullita (M ²)	% Mullita	% Vidrio	Defecto crítico (calculado) (μm)
30 min.	32	46	12	60 ± 10
60 min.	33	51	15	66 ± 10
120 min.	51	56	4	105 ± 10

En la tabla I se indican los tamaños de defecto crítico calculado para los materiales preparados por Leriche, a partir de los valores de K_{Ic} y σ_f reportados a ref [3]. Los valores de este parámetro son menores que los obtenidos para los materiales aquí estudiados (fig. 4), pero, sin embargo, la cantidad de líquido presente en estos materiales es mayor (Tabla I), detectable mediante análisis cuantitativo de DRX. El crecimiento de los granos de mullita viene determinado tanto por la velocidad de los mecanismos de transporte operativos (i.e. cantidad y viscosidad de los líquidos) como por la distancia que los iones deben recorrer antes de reaccionar. La gran cantidad de alúmina presente en los materiales que nos ocupan (3.4 moles en exceso, ec (1)), comparada con la cantidad añadida en el trabajo de Leriche (composición estequiométrica de la mullita, ec(3)), puede ser responsable de la mayor facilidad de formación de la mullita en el primer caso y, consecuentemente, del mayor tamaño de sus cristales. Esto explicaría las diferencias observadas entre los valores del tamaño de defecto crítico calculados para ambas series de materiales.

Leriche propuso como parámetro para la medida del tamaño de los granos de mullita la superficie observable de éstos, en micrografías de superficies pulidas y atacadas químicamente con objeto de eliminar la fase vítrea intergranular. En sus materiales, este parámetro sufre un ascenso brusco cuando el tiempo de tratamiento pasa de 60 a 120 min, esta evolución es análoga a la experimentada por el tamaño de defecto crítico (tabla I). Por otra parte, la cantidad de vidrio presente sufre también un descenso brusco cuando el tiempo de tratamiento se eleva a 120 min. (Tabla 1).

Los datos comentados hasta ahora pueden explicarse teniendo en cuenta los dos procesos que ocurren durante el tratamiento, por una parte, la reacción de formación de la mullita y, por otra, el desarrollo de la microestructura. En los primeros estadios del proceso ($t < 30$ min), los cristales de mullita crecen bruscamente a partir de la sílice amorfa creada durante la descomposición del circón, proceso que se ve acelerado tanto por la presencia de una mayor cantidad de MgO (i.e. aceleración de los mecanismos de transporte de masa), como a la presencia de una mayor cantidad de alúmina (i.e. menores distancias de difusión).

Para estadios posteriores, la cantidad de sílice amorfa presente es mucho menor, de hecho, la composición del material se acerca a la composición de equilibrio. Así pues, tanto la formación de la mullita como el crecimiento de los granos de ésta son procesos lentos. La energía disponible para la difusión de los iones dentro del material debe dividirse entre los dos procesos mencionados. Una vez determinada la reacción, el único proceso que tiene lugar es el de crecimiento de grano, por lo que es mucho más rápido.

Así pues, la dependencia con variables del procesamiento tales como las proporciones de Al_2O_3 y MgO iniciales y el tiempo de tratamiento térmico del tamaño de defecto crítico y de los cristales de mullita, es idéntica. Este hecho, unido al aspecto de las superficies de fractura, en las que no se encuentra ningún defecto tridimensional que pueda ser responsable del fallo del material (fig.2), y al carácter intergranular de la fractura en las zonas de acumulación de líquido (fig.3); permite concluir que el defecto crítico en estos materiales está asociado con la propagación subcrítica de microgrietas a través de las zonas intersticiales limitadas por los granos de mullita.

5.- CONCLUSIONES

1. Los defectos responsables de la fractura de los materiales mullita-circona y mullita-circona-alúmina, preparados por sinterización reactiva de polvos de circón y de alúmina, utilizando MgO, como aditivo; son defectos planos, asociados a los bordes de granos de los cristales de mullita.
2. Como parámetro estructural de control de las variables del procesa-

miento de estos materiales, puede tomarse el tamaño del defecto crítico, calculado a partir de la ecuación de Griffith, asumiendo una geometría fija.

3. El tamaño de defecto crítico es mayor en las muestras con mayor contenido en alúmina y, para proporciones de alúmina y circonio iniciales fijas, aumenta con el contenido en MgO.
4. El tiempo de tratamiento térmico (a $T \sim 1450-1500^{\circ}\text{C}$) no influye en el tamaño de defecto crítico hasta que no se ha superado el tiempo de tratamiento necesario para que la reacción de formación de la mullita, que forma el esqueleto del material, haya concluido.

6.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el proyecto de la CAICYT nº 560. Los autores agradecen a A. Caballero la colaboración prestada en la realización y presentación de este trabajo. Uno de los autores (C. Baudin) agradece a la empresa Alúmina Aluminio S.A., la concesión de una beca para la realización del presente estudio.

7.- REFERENCIAS

- [1] Di Rupo, E., Anseau, M.R., Boork, R.J., J. Mater. Sic., 14, (1979), 2924.
- [2] Claussen, N., John, J., J. Am. Ceram. Soc., 63, (3-4), (1980), 228.
- [3] Leriche, A., "Influence des Parametres d'élaboration des Composites Mullite-Zircone sur leur Microstructure", tesis doctoral presentada en la Facultad de Ciencias de la Université de l'Etat á Mona", Mons, Bélgica, 1986.
- [4] Miranzo, P., Pena, P., Moya, J.S., de Aza, S., J. Mater. Sci., 20, (1985), 1702.
- [5] Melo, M.F., Moya, J.S., Pena, P., de Aza, S., Ibid, 2711.
- [6] Pena, P., Miranzo, P., Moya, J.S., de Aza, S., Ibid, 2011.
- [7] Baudin, C., Cambier, F., Delaey, L., J. Mater. Sci., 21, (1986), 4024.
- [8] Miranzao, P., Moya, J.S., Ceramics International, 10, (4), (1984), 147.
- [9] Bansal, G.K., J. Am. Ceram. Soc., 59, (1-2), (1976), 87.
- [10] Miranzo, P., Pena, P., de Aza, S., Moya, J.S., Rincón, J.MM., Thomas, G., "TEM Study of Reaction Sintered Zircona-Mullite Composites with CaO and MgO Additions", aceptado para publicación en el J. Mater. Sci.

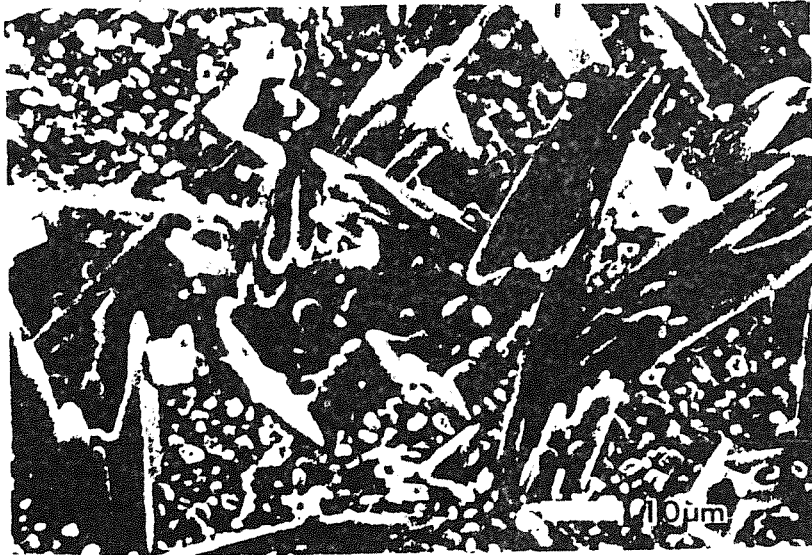


Fig. 1 - Microestructura del material preparado de acuerdo con la ec. (1), con $X=0,3$, tratado durante 90 min a 1450°C . Micrografía (MEB) de una muestra no pulida y atacada químicamente.

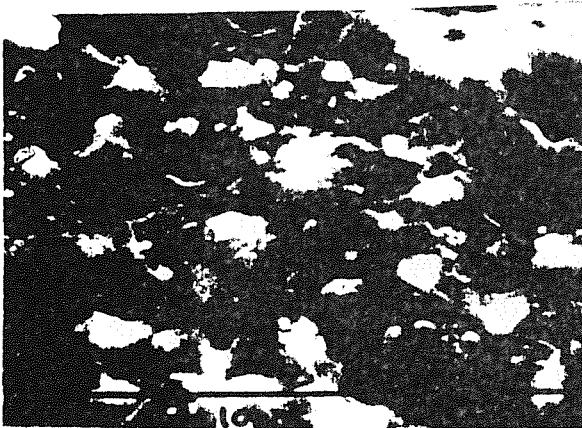


Fig. 2 - Superficie de fractura de una muestra utilizada para la determinación de σ_f .

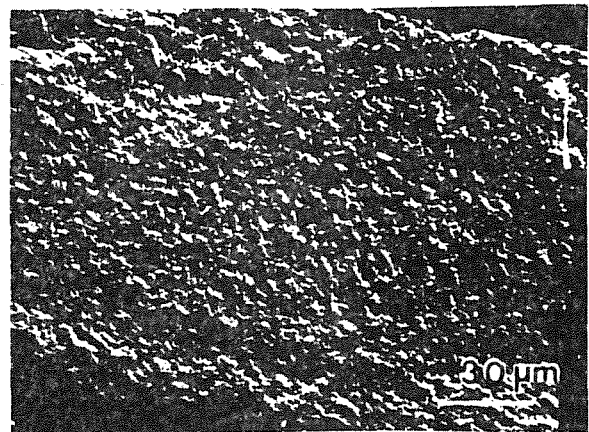


Fig. 3 - Detalle de una zona rica en líquido de una superficie de fractura.

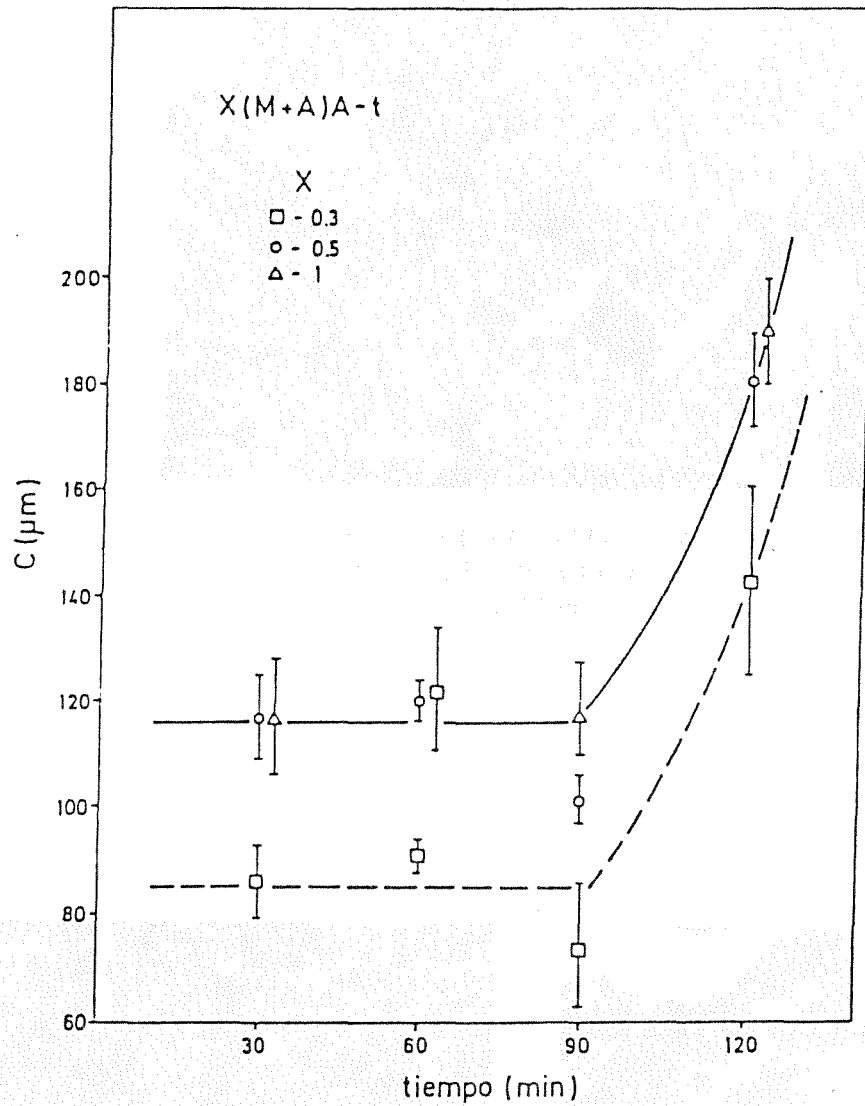


Fig. 4 - Tamaño de defecto crítico vs tiempo de tratamiento térmico para los materiales preparados de acuerdo con la ec. (1).

DEFORMACION CICLICA DE DOS ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS
DE ALTO CONTENIDO EN CROMO, ALEADOS CON MOLIBDENO Y NIQUEL

M. Anglada, M. Nasarre y J.A. Planell
Departamento de Metalurgia, E.T.S.I. Industriales
Universidad Politécnica de Cataluña
Diagonal, 647. 08028 - BARCELONA

RESUMEN

Se ha investigado el comportamiento mecánico bajo deformación cíclica de dos aceros inoxidable superferríticos (28%Cr 4%Mo 2%Ni y 28%Cr 2%Mo 4%Ni). Se han obtenido las curvas de deformación cíclica y las curvas de endurecimiento a dos distintas velocidades de deformación, y se han analizado las estructuras de dislocaciones generadas durante la deformación cíclica de ambos aceros mediante microscopía electrónica de transmisión. Finalmente, se ha determinado el lugar de nucleación de las grietas examinando las superficies de las probetas fatigadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

ABSTRACT

It has been studied the cyclic deformation behaviour of two superferritic stainless steels of composition 28%Cr 4%Mo 2%Ni and 28%Cr 2%Mo 4%Ni. The cyclic stress-strain curves and the hardening curves at two different strain rates have been obtained. The dislocation structures generated by cyclic deformation in both steels have been analysed by means of transmission electron microscopy. Finally, it has been observed the crack nucleation sites by examining the surface of the specimens by means of optical microscopy and scanning electron microscopy.

RESUME

On a étudié le comportement cyclique de deux aciers inoxydable ferritiques de composition 28%Cr 4%Mo 2%Ni et 28%Cr 2%Mo 4%Ni. On a déterminé les courbes d'écroutissage cyclique et les courbes de consolidation cyclique à deux différents vitesses de déformation. Les structures des dislocations formées dans les deux aciers par déformation cyclique sont analysées en microscopie électronique en transmission. Finalement, on a étudié les lieux de l'amorçage des fissures de fatigue en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage.

1.- INTRODUCCION

Los aceros inoxidable ferríticos de alto contenido en cromo, aleados con molibdeno y níquel, y con cantidades muy pequeñas de elementos intersticiales, ofrecen muy buena resistencia a la corrosión en medios clorurados. Estos aceros, frecuentemente denominados aceros superferríticos, se utilizan principalmente en intercambiadores de calor refrigerados por agua de mar en las plantas generadoras de energía y en la industria química [1]. El hecho de que el nivel de elementos intersticiales en solución sólida sea muy bajo, es el responsable de que estos aceros sean dúctiles a temperatura ambiente y no posean la fragilidad característica de los aceros ferríticos tradicionales de alto contenido en cromo. Los aceros inoxidable superferríticos tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo a todas las temperaturas y su estructura consiste en una solución sólida monofásica. Sin embargo, existen dos intervalos de temperatura centrados alrededor de 475°C y 800°C en los cuáles se forman fases intermetálicas que producen una fragilización considerable [2].

Las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable superferríticos han sido muy poco estudiadas. Una de las características más sorprendentes de algunos de estos aceros es la presencia de maclado durante la deformación uniaxial a temperatura ambiente, siendo éste más abundante a temperaturas alrededor de 300°C [3]. Esto es un comportamiento anormal, contrario a la tendencia general observada en los materiales ferríticos.

En el trabajo presente se examina el comportamiento mecánico de dos aceros inoxidable superferríticos bajo la acción de cargas cíclicas de tracción-compresión, así como las estructuras de dislocaciones que se generan.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los dos aceros inoxidable superferríticos estudiados fueron suministrados por Allegheny Ludlum Steel Corporation (Aleación A) y por Thyssen Edelstahlwerke AG (Aleación B) en estado recocido y en forma de planchas de 13 y 11 mm de espesor, respectivamente. El tamaño de grano de ambas aleaciones es heterogéneo especialmente en la aleación A en la cual los granos presentan una estructura del tipo "pancake" en el centro de la plancha. El tamaño medio del grano es de 110 y 80 μm para las aleaciones A y B respectivamente; en la medición no se consideraron los granos de tamaño muy grande (superior a 1 mm) del centro de la plancha de la aleación A. La composición química de ambas aleaciones suministradas por los fabricantes se especifica en la tabla 1.

TABLA 1. Composición (en % en peso) de las aleaciones (T.G.= tamaño del grano)										
Alloy	Cr	Mo	Ni	C	N	P	Mn	Si	Nb	T.G.
A	28.3	3.92	2.43	0.002	0.12	0.010	0.10	0.14	--	110 μ m 30 μ m
B	28.7	2.40	3.88	0.005	0.04	0.019	0.28	0.36	0.43	80 μ m

Para intentar disminuir y homogenizar el tamaño del grano de la aleación A, el espesor de las planchas fue reducido aproximadamente a la mitad mediante trabajo en frío. Posteriormente el material fue recristalizado a 1030°C en una atmósfera de argón y a continuación fue templado rápidamente en agua para evitar la precipitación de fases intermetálicas durante el enfriamiento. De esta manera, el tamaño medio del grano resultante fue de alrededor de 30 μ m (aleación AR). Nótese la escasa cantidad de elementos intersticiales en la aleación A. La aleación B contiene un nivel superior de elementos intersticiales pero está estabilizada con Nb, de manera que la mayoría de intersticiales está en forma de carbonitruros de niobio. Además también se detectaron pequeñas cantidades de circonio formando óxidos de circonio.

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica de fatiga a temperatura ambiente en tracción-compresión (R=-1) utilizando una onda triangular para el control de la amplitud de deformación total (ϵ_T). La deformación se midió mediante un extensómetro colocado sobre la longitud de prueba de las probetas o bien entre mordazas. El control y los resultados de los ensayos realizados a altas velocidades de deformación fue realizado mediante un ordenador conectado a la máquina servohidráulica por medio de una interfase de la marca Instron.

Las probetas utilizadas se mecanizaron en forma cilíndrica con longitudes de prueba de 10 y 7 mm y diámetros iguales a 7.2 y 3 mm respectivamente. Las longitudes de prueba fueron pulidas con papeles finos y finalmente fueron electropulidas en una solución de ácido acético y ácido perclórico.

La preparación de las láminas delgadas para la observación de la estructura de las dislocaciones por medio de microscopía electrónica de transmisión se realizó mediante los procedimientos usuales: corte de láminas perpendiculares al eje de las probetas, producción de caras paralelas, corte de discos de 3 mm de diámetro por electroerosión y adelgazamiento final mediante la técnica de electropulido utilizando un chorro de solución electrolítica (10% ácido perclórico, 90% ácido acético) a una temperatura de 13°C. Las láminas fueron examinadas en un microscopio JEOL CMX-100 a 100 kv.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1.- Deformación cíclica

En la Fig. 1 se presentan las curvas de endurecimiento de ambos aceros para probetas fatigadas a amplitud de deformación total constante y a dos distintas velocidades de deformación. El esfuerzo representado en el eje de ordenadas es el esfuerzo promedio entre los esfuerzos máximos de tracción y compresión. Nótese que tanto el endurecimiento como el ablandamiento que se produce durante los primeros veinte ciclos es relativamente pequeño. El ablandamiento que sigue al endurecimiento inicial es más pronunciado cuanto mayor es la amplitud de deformación. Las curvas de deformación cíclica esfuerzo de saturación versus amplitud de deformación plástica de saturación (curvas c.s.s.) se obtuvieron por el método del incremento progresivo de la amplitud de deformación total hasta la saturación. En la Fig. 2 puede observarse que estas curvas son similares para ambas aleaciones. La pendiente de las curvas es bastante pequeña, sobre todo en el caso de la curva c.s.s. correspondiente a la velocidad de deformación de $2 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ donde la pendiente es prácticamente horizontal. Esto pone de manifiesto que en ambas aleaciones el endurecimiento cíclico es muy pequeño, similarmente a lo que ocurre en la deformación unidireccional de los aceros inoxidable superferríticos [3].

Las curvas de endurecimiento obtenidas durante el aumento progresivo de la amplitud de deformación sobre dos probetas de acero A deformadas a distintas velocidades de deformación se presentan en la Fig. 3. Las amplitudes indicadas en la figura corresponden a las amplitudes de deformación plástica de saturación. En este caso, a la velocidad de deformación de $2 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, se produce ablandamiento desde el primer ciclo. Este ablandamiento es el responsable de que la curva c.s.s. tenga una pendiente casi horizontal. Si la curva c.s.s. se representa mediante una expresión del tipo $\sigma = k \epsilon_p^n$, el exponente n tiene valores entre 0.03 y 0.05 para los diferentes casos considerados.

La observación de la microestructura inicial de ambos aceros en estado recocido por medio de microscopía electrónica de transmisión pone de relieve una estructura monofásica con una densidad de dislocaciones muy pequeña tal como se aprecia en la Fig. 4 para la aleación A. La estructura de dislocaciones inducida por la deformación cíclica no es la misma en todos los granos. Esto puede verificarse en la Fig. 5 donde se observa que en los tres granos vecinos a un punto triple se han formado marañas, paredes y celdas en una probeta de la aleación AR deformada durante 356 ciclos a $\epsilon_T = 0.7\%$ y $\dot{\epsilon}_T = 4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Las paredes de dislocaciones se forman siempre perpendiculares a la proyección del vector de Burgers primario sobre el plano de la lámina (Fig. 6) y están constituidas por dislocaciones de borde formando dipolos. En los canales entre las paredes se observan dislocaciones primarias de carácter helicoidal siendo la distancia entre las paredes igual a $0.5 \mu\text{m}$. En la aleación B también se

forman paredes de dislocaciones tanto a velocidades de deformación lentas (Fig. 7) como a velocidades rápidas (Fig. 8) pero las paredes están menos definidas. Ejemplos de marañas y celdas se muestran en las Figs. 9 y 10 respectivamente. Nótese que las celdas tiene forma generalmente alargada.

En los ejemplos anteriores, las probetas fueron deformadas a amplitudes de deformación relativamente grandes (oligofatiga). En probetas deformadas a amplitudes pequeñas, la estructura de dislocaciones en varias láminas está constituida por una distribución de dislocaciones homogénea (Fig. 11 y 12).

En el caso de la aleación A durante los primeros ciclos se detectó la presencia de maclado. La Fig. 13 muestra una macla en una probeta deformada a una velocidad de deformación de $4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ y a una amplitud de deformación total igual a 0.3%. El estudio de la superficie de las probetas fatigadas para determinar el lugar de nucleación de las grietas mostró la existencia de un relieve acusado sobre la superficie de las probetas después de ser fatigadas a amplitudes de deformación grandes. Las grietas aparecen tanto en los bordes de grano (Fig. 14 como en las bandas de deslizamiento (Fig. 15).

4.- DISCUSION

El comportamiento bajo deformación cíclica de los dos aceros estudiados es bastante similar. Una de las características es el poco endurecimiento cíclico exhibido, lo cual también ocurre en otros aceros inoxidables ferríticos tanto bajo deformación cíclica como unidireccional (4,5). Por otra parte, el hecho de que el endurecimiento cíclico sea menor a las velocidades de deformación elevadas, indica que la tensión interna disminuye al aumentar la velocidad de deformación, ya que es bien sabido (6) que la otra componente de la tensión, la tensión efectiva, es mayor a velocidades de deformación elevadas.

El esfuerzo de saturación para ambos aceros (alrededor de 580 MPa a $\epsilon_p \approx 0.1\%$) es claramente superior al correspondiente al del acero inoxidable superferrítico Fe-26Cr-1Mo (aproximadamente 400 MPa) [4] el cual es el único acero inoxidable superferrítico que ha sido estudiado bajo deformación cíclica. La diferencia se debe fundamentalmente a las cantidades de Mo y Ni presentes, ya que estos elementos afectan fundamentalmente el esfuerzo de fricción pero su influencia sobre el endurecimiento cíclico es pequeño. Sin embargo, el aumento en el esfuerzo de fricción para el deslizamiento hace que las aleaciones estudiadas sean proclives a la deformación por maclado especialmente a velocidades de deformación elevadas. El borde entre macla y matriz resulta ser un lugar favorable para la iniciación de las grietas y por consiguiente disminuye la resistencia a la fatiga.

De las observaciones realizadas también se pone de manifiesto que la movilidad de las dislocaciones helicoidales es inferior a las de

borde, debido a la presencia de segmentos de dislocaciones helicoidales después de la deformación a ϵ_T pequeñas (Fig. 12). Esto indica que, por lo menos a las velocidades de deformación elevadas, el modo de deformación corresponde al de bajas temperaturas de los metales b.c.c. [7]'

El hecho de que se generen distintas estructuras de dislocaciones en los granos de una misma probeta puede ser debido a que la distinta orientación cristalográfica influya en la evolución de las estructuras de dislocaciones durante el proceso de fatiga. Así, al producirse la estructura de saturación en unos granos con un factor de Schmid favorable, éstos pueden acomodar la deformación impuesta, mientras que los granos con factor Schmid menos favorable quedan con la estructura de dislocaciones correspondientes a la etapa del endurecimiento inicial. En monocristales de Fe-3%Si con orientaciones próximas al centro del triángulo estereográfico unitario, se ha determinado (8) que las estructuras de venas, paredes y celdas corresponden a distintos estadios del proceso de oligofatiga siendo las venas las estructuras típicas de la etapa inicial y las paredes y celdas las correspondientes al estadio de saturación.

En el caso de los metales b.c.c. la iniciación intergranular de las grietas en el régimen de bajas temperaturas puede interpretarse en términos de la asimetría del deslizamiento [9]. En el caso de policristales ésta se manifiesta en el relieve superficial producido por los cambios de forma de los granos [10] lo cual puede inducir la nucleación intergranular debido a la incompatibilidad de los cambios de forma de dos granos contiguos [11]. Cuando se producen maclas, entonces el borde entre macla y matriz deviene también un lugar favorable a la nucleación de grietas probablemente por la misma razón.

5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean expresar su gratitud a la CAICYT por la ayuda financiera recibida a través del proyecto 2696/83 y a Allegheny Ludlum Steel Corporation y Thyssen Edelstahlwerke AG por la donación de las aleaciones. Parte de este trabajo ha sido realizado en el marco de una Acción Integrada Hispano-Británica.

6.- REFERENCIAS

- [1] A.P. Bond, C. Bertoli y H.J. Dundas, Proc. of the Symposium on Advanced Steels for Seawater Applications, Ed. por Hugh Morrow III, p. 1, Climax Molybdenum Company (1980).
- [2] H.D. Solomon y L.M. Levison, Acta Met., 26, 429 (1978).
- [3] M. Anglada, M. Nasarre y J.A. Planell, Scripta Metallurgica (en prensa).

- [4] F. Magnin y J.H. Criver, *Materials Science and Engineering*, 39, 175 (1979).
- [5] F.B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science, London (1983).
- [6] A. Seeger, *Philos. Mag.*, Ser. 7, 45, 719 (1954).
- [7] B. Sesták, *Proc. of the 5th International Conference on the Strenght of Metals and Alloys*, Vol. 3, Pergamon Press, Oxford, 1980.
- [8] B. Sesták, V. Novák y S. Libovicky, *Philos. Mag.* (en prensa).
- [9] M. Anglada y F. Guiu, *Philos Mg. A*, 44, 499 (1981).
- [10] H. Mughrabi y Ch. Wüthrich, *Philos. Mag. A*, 33, 963, (1981).
- [11] M. Anglada, A. *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 2 49 (1985).

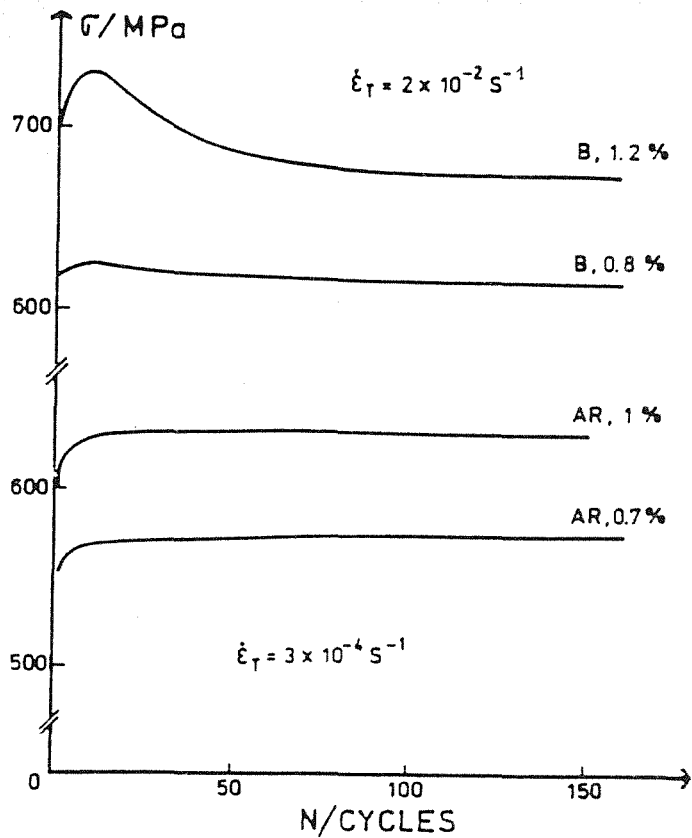


Fig.1.- Curvas de endurecimiento cíclico a dos velocidades de deformación.

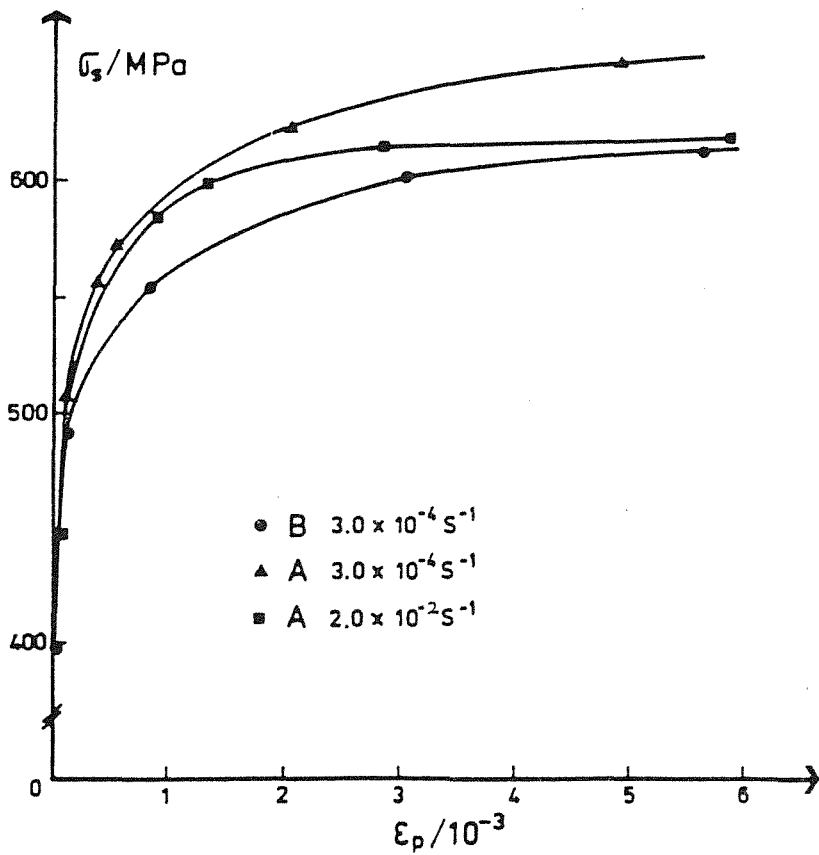


Fig.2.- Curvas de esfuerzo versus amplitud de deformación plástica.

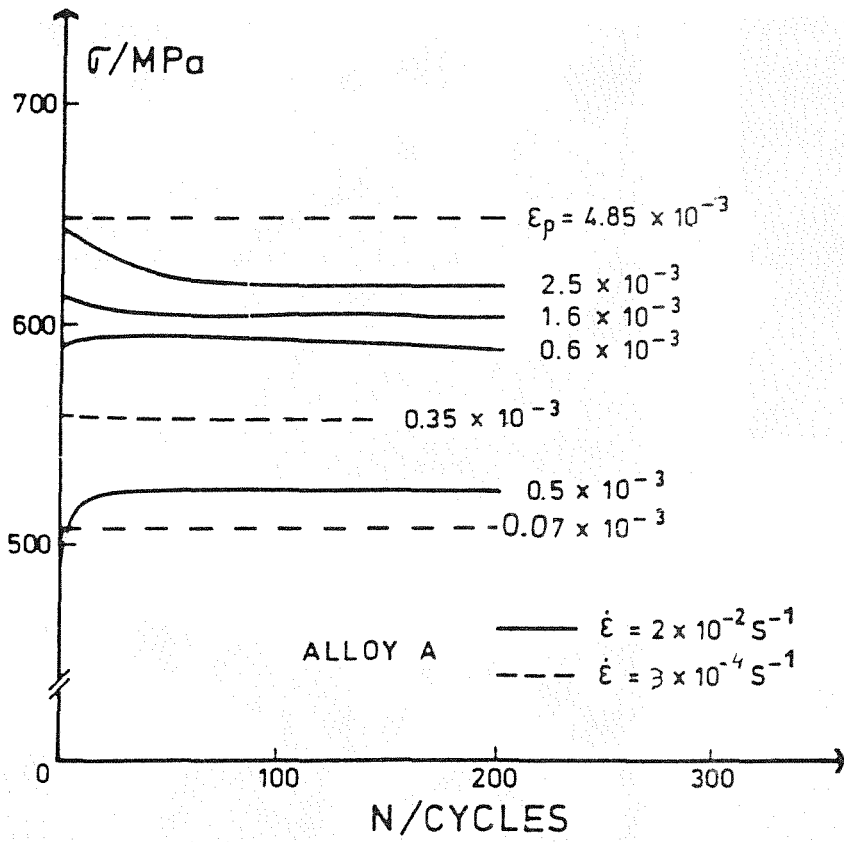


Fig.3.- Curvas de endurecimiento para probetas deformadas a amplitudes de deformación crecientes.

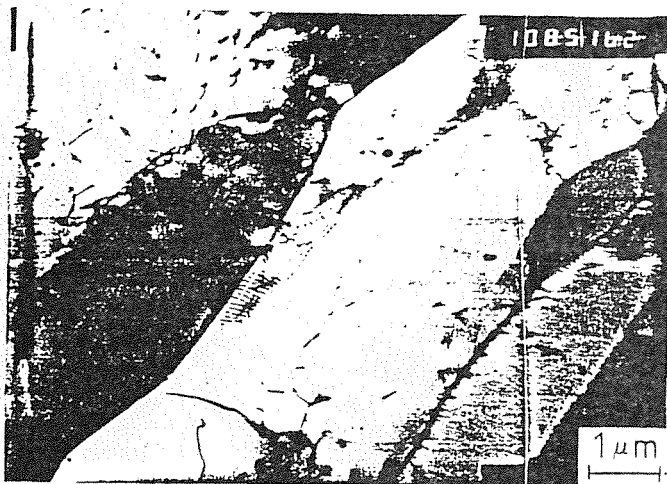


Fig.4.- Estructura en la aleación A no deformada.

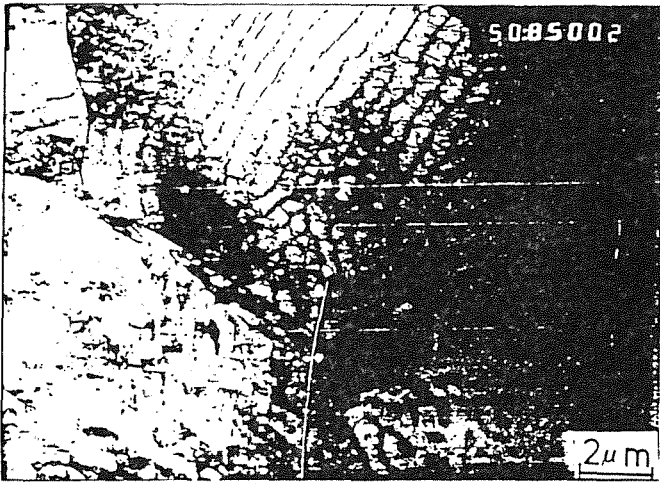


Fig. 5. Aleación AR, $\epsilon_T=0.7\%$, $\dot{\epsilon}_T=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $N=157$ ciclos.

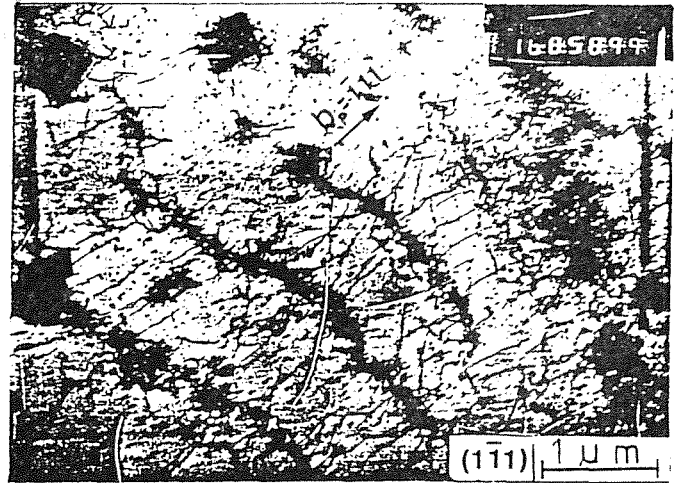


Fig. 8. Aleación B, $\epsilon_T=0.58\%$, $\epsilon_T=2.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

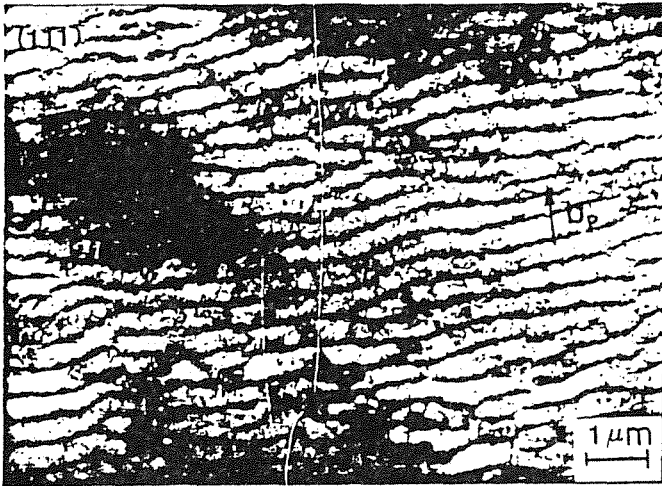


Fig. 6. Aleación A, $\epsilon_T=1.0\%$, $\dot{\epsilon}_T=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $N=157$ ciclos.

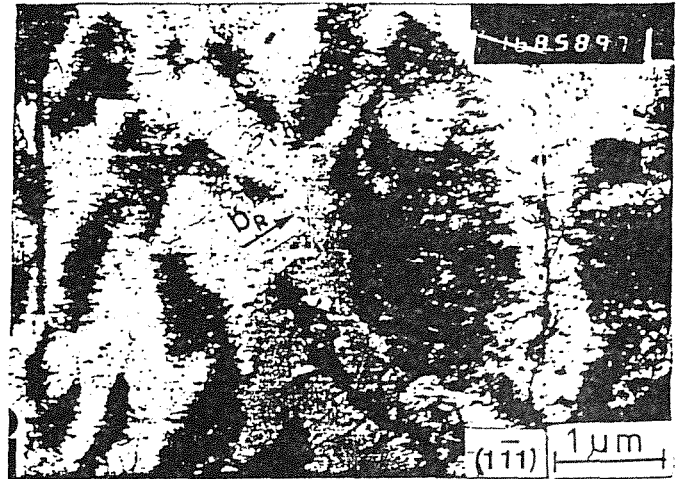


Fig. 9. Aleación B, $\dot{\epsilon}_T=4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

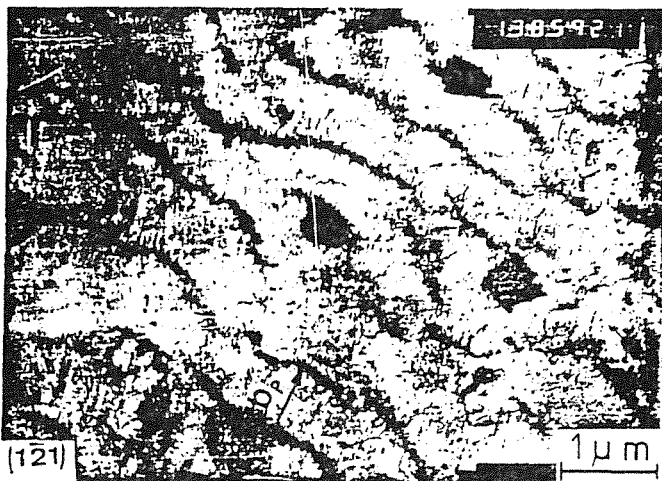


Fig. 7. Aleación B, $\dot{\epsilon}_T=3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

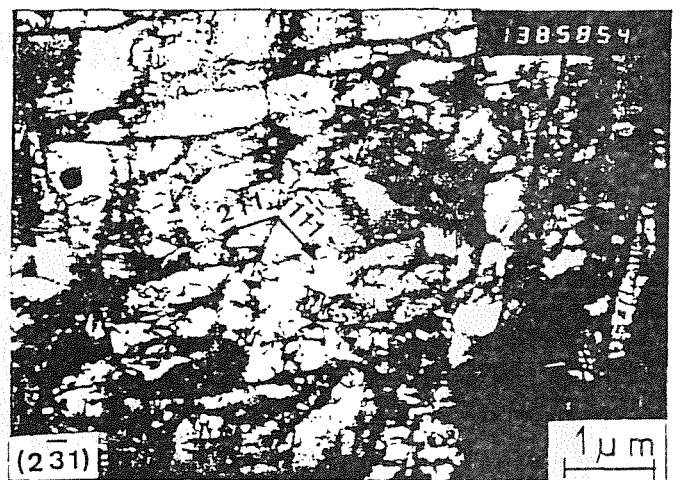


Fig. 10. Aleación AR, $\epsilon_T=0.58\%$, $\dot{\epsilon}_T=2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 2000 ciclos.

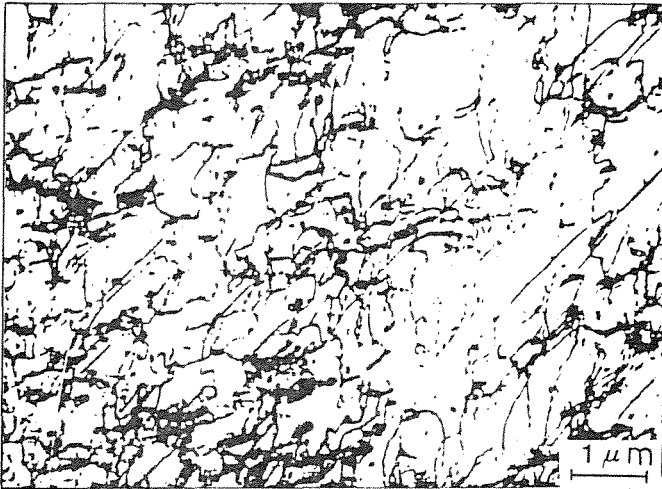


Fig. 11. Aleación AR, $\sigma = \pm 40 \text{ MPa}$, 10 Hz.

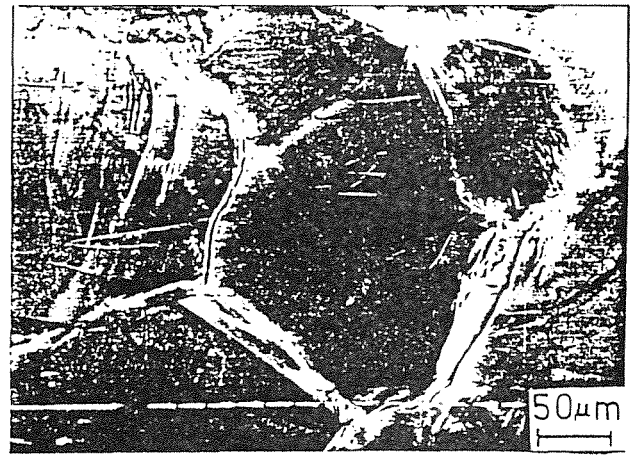


Fig. 14. Aleación A, 1%, $8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 200 ciclos.

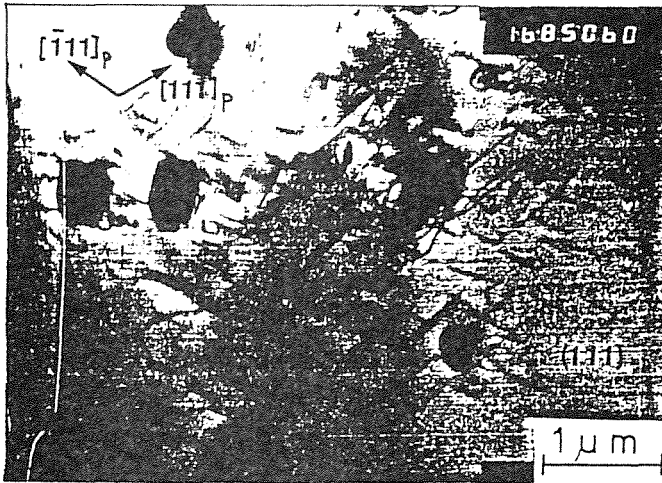


Fig. 12. Aleación B, 0.4%, 0.16 s^{-1}

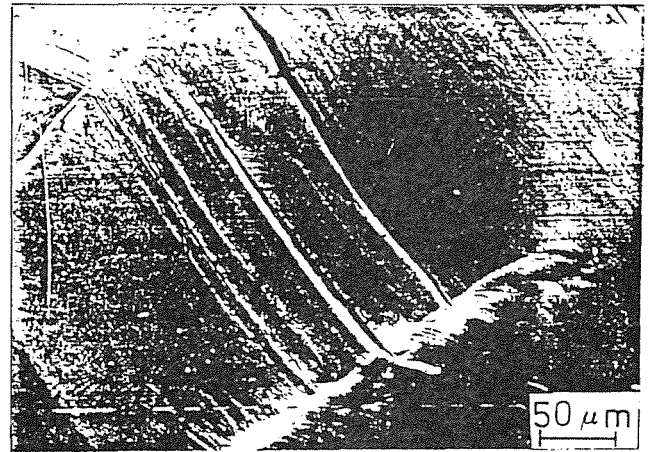


Fig. 15. Aleación A, 1%, $8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 200 ciclos.

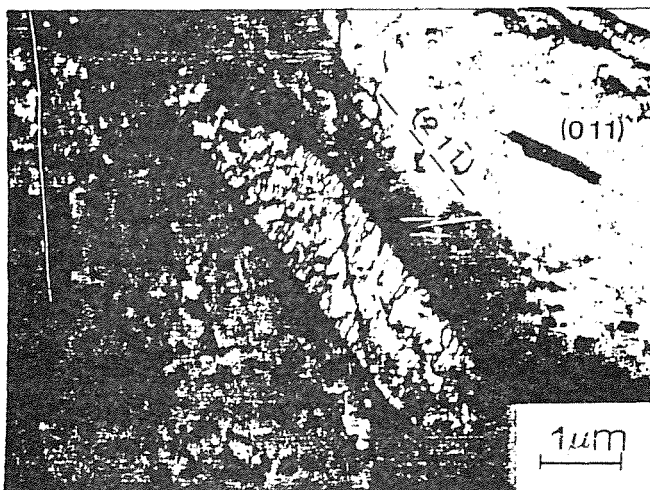


Fig. 13. Aleación A. Macla.

INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO A 475°C SOBRE LA FATIGA
DE DOS ACEROS INOXIDABLES SUPERFERRITICOS

M. Anglada y M. Nasarre
Departamento de Metalurgia, E.T.S.I. Industriales
Universidad Politécnica de Cataluña
Diagonal, 647. 08028 - BARCELONA

RESUMEN

Se ha estudiado el comportamiento bajo deformación cíclica de dos aceros inoxidable superferríticos (28%Cr 4%Mo 2%Ni y 28%Cr 2%Mo 4%Ni) envejecidos a 475°C. La fragilidad producida por este tratamiento ha sido estudiada por medio del ensayo de resiliencia. Los aceros envejecidos presentan un endurecimiento en el curso de los primeros ciclos seguido de un ablandamiento considerable. Las observaciones por medio de MET y MEB muestran que la deformación está concentrada en bandas que son los lugares donde se nuclean las fisuras.

ABSTRACT

It has been studied the cyclic deformation behaviour of two superferritic stainless steels (28%Cr 4%Mo 2%Ni and 28%Cr 2%Mo 4%Ni) aged at 475°C. The brittleness produced by this treatment has been studied by means of the impact test. The aged steels show hardening during the first cycles followed by considerable softening. The observations carried out by TEM and SEM show that the deformation is concentrated in bands which is the place where cracks nucleate.

RESUME

On a étudié le comportement cyclique de deux aciers inoxydable superferritiques (28%Cr 4%Mo 2%Ni et 28%Cr 2%Mo 4%Ni) viellis á 475°C. La fragilité produite par ce traitement est étudié par l'essai de resiliéce. Les matériaux viellis presenten un durcissement au cours des premier cycles, suivi par un considérable adoucissement. Les observations par TEM et SEM montrent que la deformation est concentré en bandes laquelle sont le lieu de l'amorçage des fissures.

1.- INTRODUCCION

Los aceros inoxidable ferríticos de alto contenido en cromo, aleados con molibdeno y níquel, poseen una excelente resistencia a la corrosión en medios clorurados y son mucho más tenaces que los aceros inoxidable ferríticos tradicionales con cantidades similares de cromo [1]. Esto se ha logrado disminuyendo drásticamente la cantidad de elementos intersticiales en solución sólida. El desarrollo de estos nuevos aceros, denominados frecuentemente aceros inoxidable superferríticos, ha renovado el interés en el fenómeno conocido como la fragilización a 475°C típica de los aceros inoxidable ferríticos [2]. Cuando estos aceros son mantenidos en el intervalo de temperatura comprendido entre 370°C y 510°C se produce una disminución muy acusada de la energía absorbida en el impacto en el ensayo de resiliencia. El mecanismo responsable de la fragilización a 475°C ha sido desconocido durante mucho tiempo, pero actualmente se acepta que la fragilización se debe a la precipitación de una fase rica en cromo (fase α') dentro de la matriz rica en hierro (fase α). La precipitación de α' en aleaciones Fe-Cr con alrededor de 30% de cromo y envejecidas a 470°C no se realiza por nucleación y crecimiento sino que se produce por descomposición espinoidal. Debido a que el poder dispersor del cromo frente a los electrones es muy similar al del hierro, es muy difícil detectar la presencia de la fase α' mediante microscopía electrónica de transmisión, aún después de tiempos de envejecimiento muy largos a 475°C. Normalmente se recurre a la dispersión de neutrones a ángulos pequeños para poner en evidencia el fenómeno [3].

Las propiedades de fatiga de las aleaciones descompuestas de forma espinoidal han sido estudiadas en aleaciones con estructura cristalina cúbica centrada en las caras. Por ejemplo, Ham et al [4] han encontrado que el cociente de fatiga (cociente entre el esfuerzo correspondiente a una vida entre 10^6 - 10^7 ciclos y la resistencia máxima a la tracción) es igual o mayor a 0.5 para 10^6 ciclos mientras que en el caso de aleaciones de alta resistencia que se endurecen por nucleación y crecimiento este cociente es alrededor de 0.3. Sin embargo, otros resultados obtenidos en la aleación Cu-Ni-Sn [5] han mostrado que la descomposición espinoidal no aumenta la resistencia a la fatiga.

En el trabajo presente se estudia la influencia de la fragilidad a 475°C sobre el comportamiento de dos aceros inoxidable superferríticos sometidos a fatiga oligocíclica.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los dos aceros estudiados fueron suministrados en estado recocido por Allegheny Ludlum Steel Corporation (Aleación AR) y por Thyssen Edelstahlwerke AG en forma de planchas de 13 y 11 mm de espesor. La composición química de ambas aleaciones se indica en la Tabla 1.

TABLA 1. Composición (en % en peso) de las aleaciones (T.G.= tamaño del grano)										
Alloy	Cr	Mo	Ni	C	N	P	Mn	Si	Nb	T.G.
AR	28.3	3.92	2.43	0.002	0.012	0.010	0.10	0.14	--	30 μ m
B	28.7	2.40	3.88	0.005	0.04	0.019	0.28	0.36	0.43	80 μ m

El tamaño medio del grano de la aleación B es de 80 μ m mientras que en la Aleación A el tamaño medio del grano final se obtuvo a partir del material de partida mediante trabajo en frío y recristalización.

Los ensayos de resiliencia se llevaron a cabo en probetas de tipo Charpy de 10 mm con la entalla en V de 2 mm de profundidad formando un ángulo de 45° y con un fondo de entalla de 0.25 mm de radio. Las probetas utilizadas se cortaron de la plancha en las direcciones longitudinal y transversal con la entalla situada en distintas posiciones (probetas T-L, L-T y L-S). La primera letra del código indica la dirección perpendicular al plano de la fractura mientras que la segunda indica la dirección de propagación de la grieta.

Las probetas utilizadas para los ensayos de fatiga se mecanizaron en forma cilíndrica con la dirección de laminación paralela al eje de las probetas, con una longitud de prueba de 7 mm y un diámetro de 3 mm. Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno tubular a una temperatura de 475 \pm 2°C. Después del envejecimiento la superficie de las probetas de fatiga fue pulida por los procedimientos usuales de preparación de muestras metalográficas. El pulido final se realizó mediante un pulido electrolítico de manera que la superficie final tuviera un aspecto perfectamente especular.

Los ensayos de fatiga oligocíclica se realizaron en una máquina servohidráulica de fatiga controlando la amplitud de deformación total a una amplitud de deformación plástica constante igual a 0.1% y a una frecuencia de 0.1 Hz. Esto se consiguió variando manualmente la amplitud de deformación total de manera que la anchura del ciclo de histéresis permaneciera constante. Las superficies de las probetas de fatiga fueron examinadas mediante microscopía electrónica de barrido. También se prepararon láminas delgadas por los procedimientos usuales para su observación por microscopía electrónica de transmisión en un microscopio JEOL 100CX operado a 100 kv.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

La fragilización producida por el tratamiento térmico a 475°C se manifiesta de forma clara en la reducción de la energía absorbida en el ensayo de resiliencia en probetas con distintas orientaciones, tal como se muestra en la Fig. 1 para la aleación B. Nótese que la disminución en C_v es ya apreciable después de un tiempo de envejecimiento de 20 minutos y que en las probetas L-S sin envejecer C_v es bastante mayor que en las probetas T-L y L-T. El cambio en las propiedades mecánicas producido por el tratamiento a 475°C también se manifestó en una reducción en la ductilidad y en un aumento de la dureza. Sin embargo, se encontró que estos últimos parámetros son menos sensibles que C_v al proceso de fragilización en sus etapas iniciales.

Las superficies de fractura de las probetas de la aleación B no envejecida son de carácter mixto predominando los hoyuelos típicos de la fractura dúctil sobre las facies de clivaje (Fig. 2). La proporción de superficie de clivaje aumenta rápidamente con el tiempo de envejecimiento y al cabo de 20 horas las superficies de fractura de los tres tipos de probeta están formadas casi exclusivamente por facies de clivaje (Figs. 3-4) con pequeñas zonas dúctiles colocadas preferentemente sobre planos perpendiculares al plano de fractura macroscópico. Sobre las facies de clivaje pueden observarse los detalles característicos de este tipo de superficies tales como ríos, lenguetas y zonas de descohesión a lo largo de los planos de maclado (Figs. 5 y 6).

Las curvas de endurecimiento cíclico de ambas aleaciones se presentan en las Figs. 7 y 8 para probetas envejecidas a 475°C y deformadas cíclicamente a tracción-compresión ($R=-1$), a amplitud de deformación plástica igual a 0.1% y a una frecuencia de 0.1 Hz. Puede apreciarse que además del aumento en el límite elástico, lo cual se refleja en el esfuerzo correspondiente al primer ciclo, se produce un fuerte endurecimiento durante aproximadamente los diez primeros ciclos, al cabo de los cuales las aleaciones se ablandan considerablemente. En las probetas envejecidas durante tiempos largos el ablandamiento persiste hasta la rotura. En el caso de la aleación AR, el efecto del envejecimiento es mayor que en la aleación B, y se traduce en un incremento de hasta 340 MPa en el límite elástico (medido a una deformación plástica de 0.1%) y en un valor máximo del esfuerzo cíclico de aproximadamente 1080 MPa.

El envejecimiento a 475°C induce deformación por maclado a temperatura ambiente. Esto se refleja en los ciclos de histéresis correspondientes a los primeros ciclos en los cuales aparecen caídas de carga (Fig. 9).

El análisis por microscopía electrónica de transmisión de láminas delgadas de probetas envejecidas y fatigadas a $\epsilon_p=0.1\%$, se realizó en una probeta de la aleación AR envejecida durante 5 horas y en una probeta de la aleación B envejecida durante 86 horas. En el caso de la

aleación AR (Fig. 10) aparecen una serie de bandas paralelas con orientaciones cristalográficas ligeramente distintas que el análisis de los diagramas de difracción no pudo identificar como maclas. Bandas similares también aparecieron en otras probetas envejecidas. Sin embargo, en el caso de la aleación B en las láminas examinadas no aparecieron estas bandas y la estructura de dislocaciones observada es más característica de una aleación recocida que de una fatigada.

El examen de la superficie de las probetas de la aleación A envejecida y fatigada pone de relieve que la deformación se concentra en bandas en las cuales se forman las grietas (Fig. 11). En la Fig. 12 se presenta un detalle de la superficie de un grano fuertemente deformado, próximo a la superficie de fractura. Obsérvese que la superficie aparece formando un relieve ondulado con las cúspides coincidiendo con la posición de las líneas de deslizamiento. Las grietas se nuclean a lo largo de las líneas de deslizamiento que se cruzan.

4.- DISCUSION

Actualmente es generalmente aceptado que durante el envejecimiento a 475°C de las aleaciones Fe-Cr con contenidos de cromo superiores al 18% tiene lugar una descomposición espinoidal originándose fluctuaciones periódicas en la composición [3]. El aumento en el límite elástico que se produce en las aleaciones espinoidales Fe-Cr se debe al aumento en la componente atérmica de la tensión [6] pero el mecanismo responsable no es muy bien conocido, aunque usualmente se supone que se debe a los esfuerzos internos creados por las deformaciones de coherencia producidas por la descomposición espinoidal.

En las probetas de resiliencia no tratadas térmicamente, se ha puesto en evidencia que los valores de Cv en probetas L-S son superiores a las medidas en probetas L-T y T-L. Esta anisotropía se debe probablemente al hecho de que el grano tiene forma de pancake, sobre todo en el centro de las planchas de la aleación B. En la orientación L-S, la grieta se propaga perpendicularmente a la superficie de estos granos. La componente del esfuerzo en el extremo de la grieta en la dirección de propagación, σ_x , puede generar una superficie libre en el borde del grano lo cual reduce σ_x a cero en ésta, disminuyendo así el estado triaxial de tensiones [7]. Esto junto con el hecho de que el extremo de la grieta se hace roma cuando se alcanza el borde del grano, origina un aumento en la tenacidad y por tanto un aumento en Cv.

La evolución del esfuerzo con el número de ciclos es similar en líneas generales a la observada por Park et al [6] en la aleación espinoidal Fe-26 Cr-1 Mo. Mediante difracción de neutrones a ángulos pequeños, estos autores determinaron que la amplitud de las fluctuaciones de concentración disminuyen con el número de ciclos pero la longitud de onda de las fluctuaciones permanece constante.

El aumento en el esfuerzo en el primer ciclo depende del valor de la amplitud de las fluctuaciones de concentración las cuales, a su vez, dependen del tiempo de envejecimiento. El endurecimiento de los primeros diez ciclos se debe al aumento en la densidad de las dislocaciones y a una mayor interacción entre éstas. El movimiento de las dislocaciones origina una variación en la concentración de los puntos situados a cada lado del plano de deslizamiento y esta variación no se restaura durante el semiciclo compresión debido a la irreversibilidad del movimiento de las dislocaciones. De manera que se origina una disminución local en la amplitud de las fluctuaciones de concentración y, por tanto, el movimiento de las dislocaciones en los ciclos siguientes será más fácil a través de estas regiones. El resultado es que la deformación se localiza en bandas, mientras que otras regiones apenas se deforman plásticamente.

5.- AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean expresar su gratitud a la CAICYT por la subvención recibida a través del proyecto 2696/83 y a Allegheny Ludlum Steel Corporation y Thyssen Edelstahlwerke AG por la donación de las aleaciones. Parte de este trabajo ha sido realizado en el marco de una Acción Integrada Hispano-Británica.

6.- REFERENCIAS

- [1] R.F. Steigerwald, A.P. Bond, H.J. Dundas y E.A. Lizlovs, Corrosion, 33, 279 (1977).
- [2] T.J. Nichol, A. Datta y C. Aggen, Met. Trans., 11A, 573 (1980).
- [3] J.C. LaSalle y L.H. Schartz, Acta Metall., 34, 989 (1980).
- [4] R.K. Ham, J.S. Krikaldy y J.T. Plews, Acta Metall., 15, 861 (1967).
- [5] M.P. Quin y L.M. Schwartz, Mater. Sci. Engng., 54, 121 (1982).
- [6] K.H. Park, J.C. LaSalle y L.M. Schwartz, Acta Metall., 33, 205 (1985).
- [7] R.W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John Wiley & Sons, New York (1983).

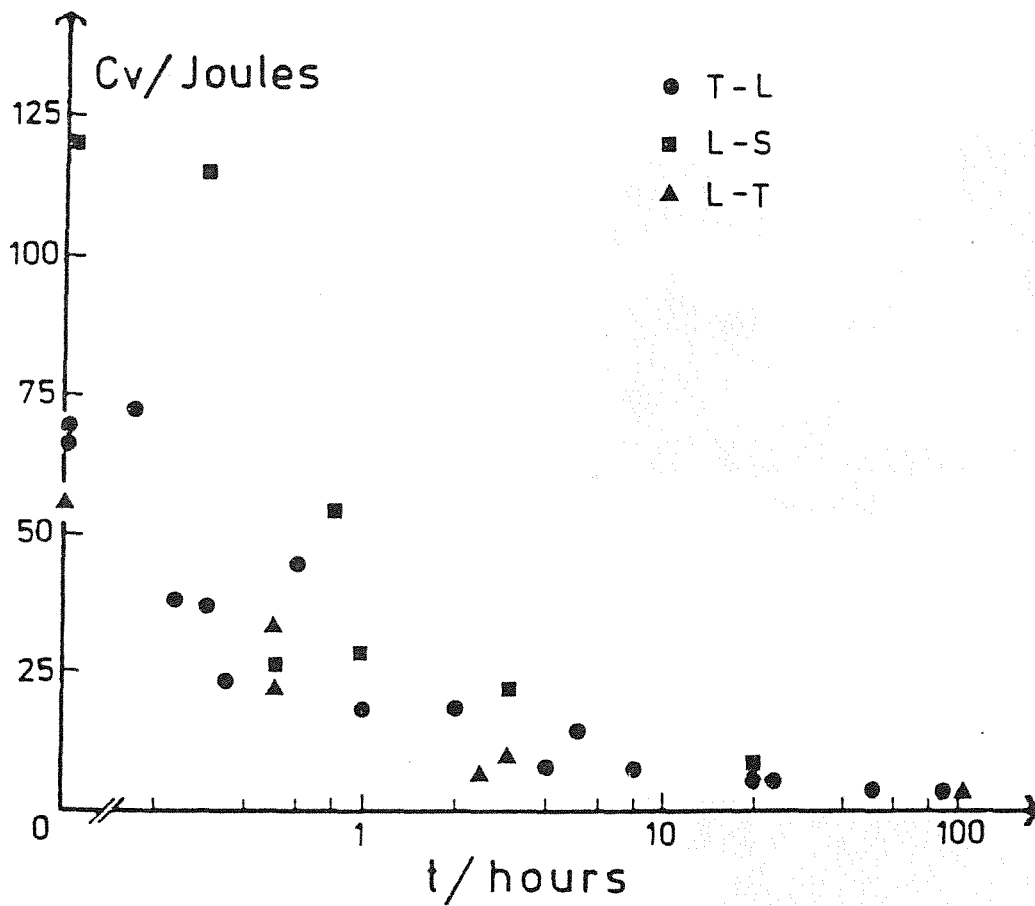


Fig. 1.- Energía absorbida en el impacto, Cv, en función del tiempo de envejecimiento. Aleación B.

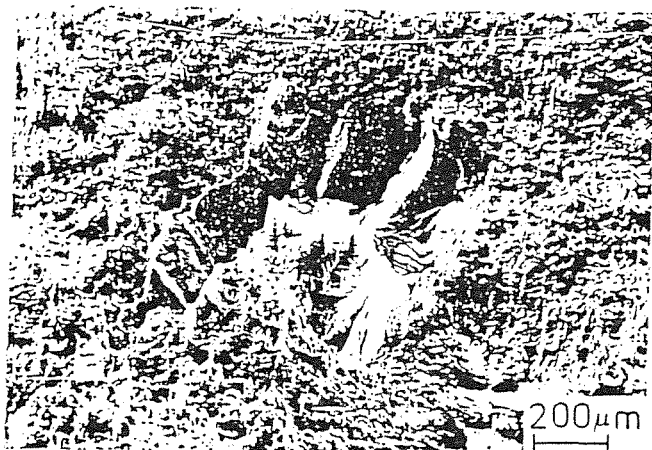


Fig.2.- Probeta T-L sin envejecer



Fig.3.- Probeta T-L, t=22 horas.



Fig.4.- Probeta L-S, t=20 horas



Fig.5.- Probeta L-T, t=20 horas



Fig.6.- Probeta T-L, t=100 horas

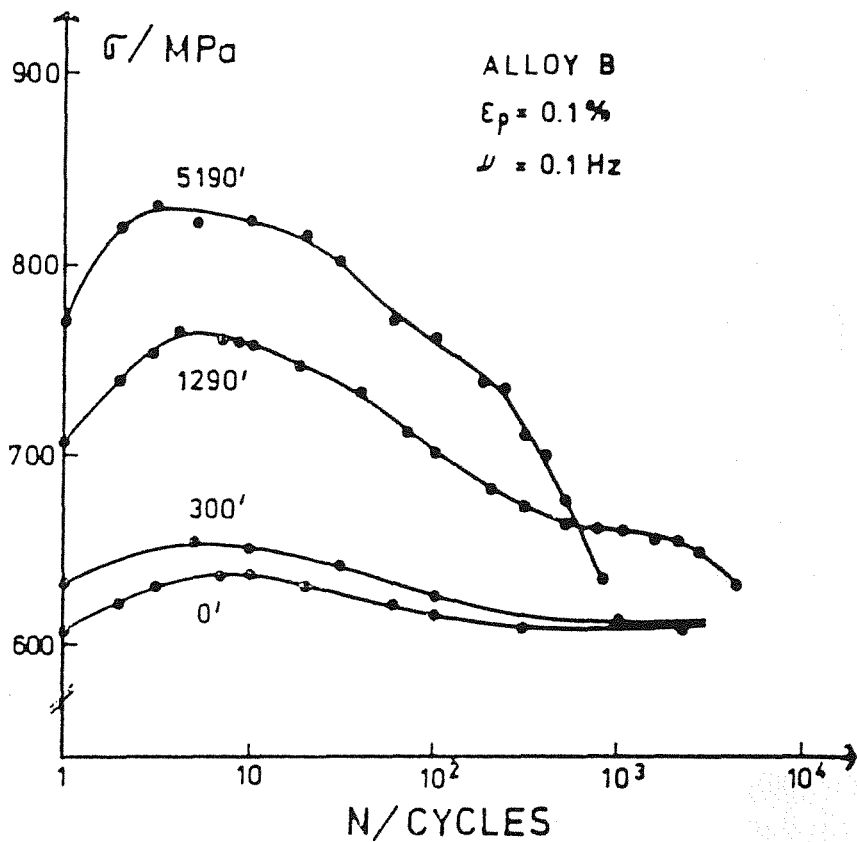


Fig.7.- Curvas de endurecimiento de la aleación B envejecida durante los tiempos indicados.

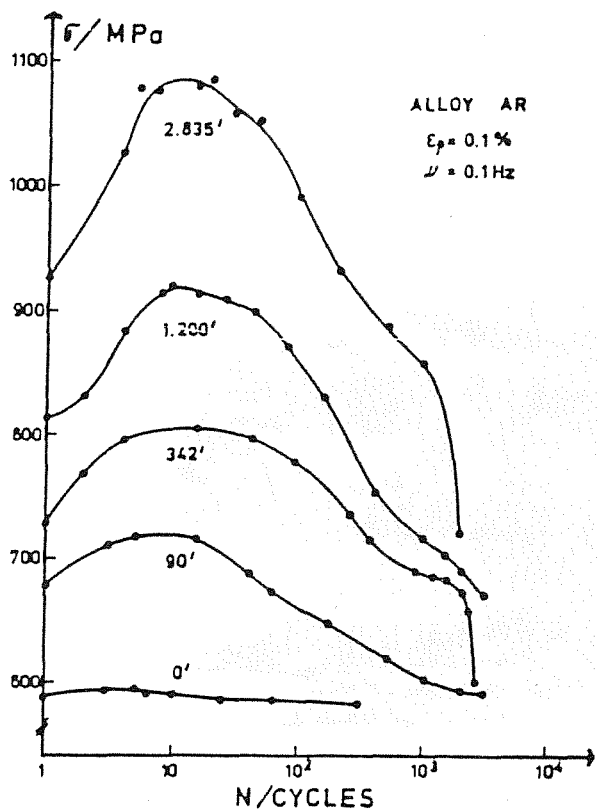


Fig.8.- Curvas de endurecimiento de la aleación AR envejecida durante los tiempos indicados.

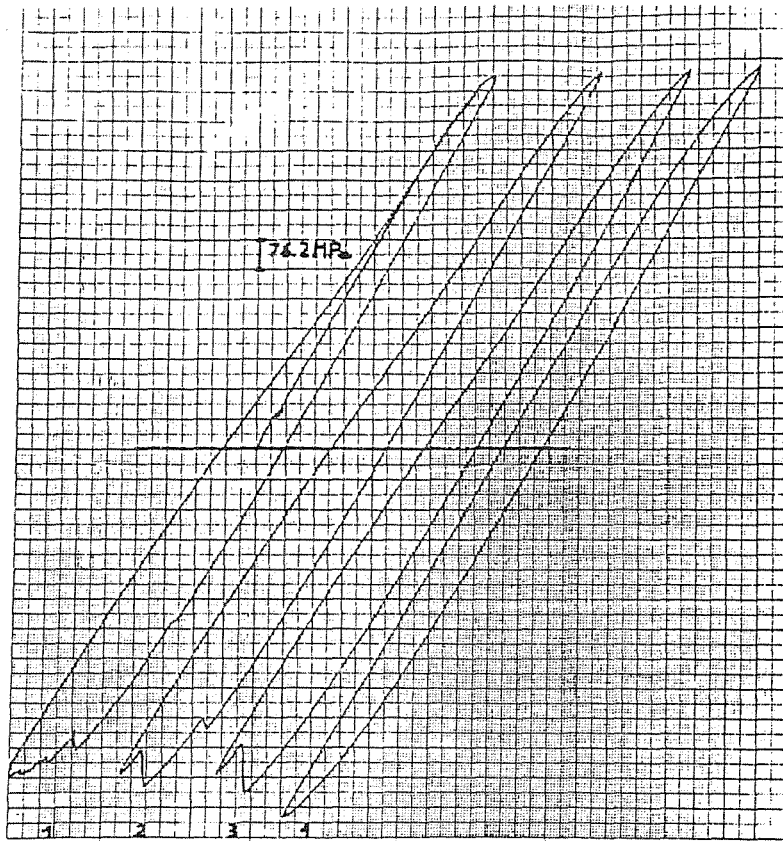


Fig.9.- Ciclos de histéresis iniciales. Las caídas de carga corresponden a maclado.

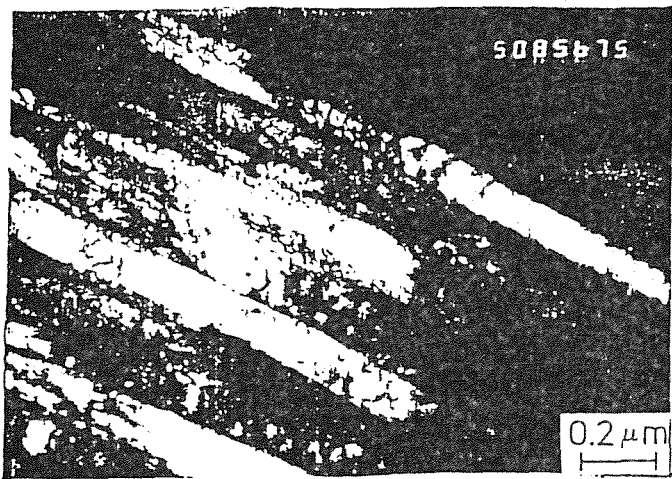
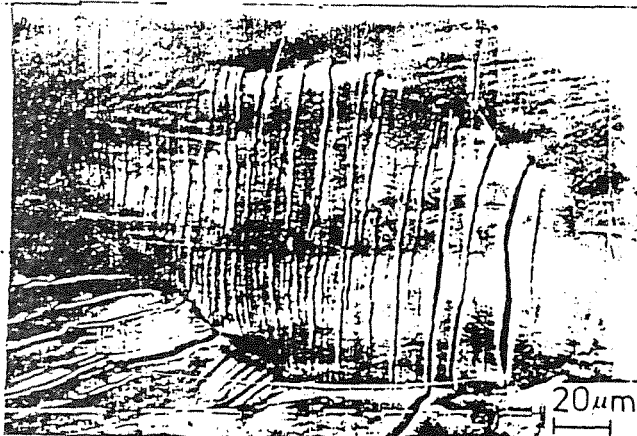


Figura 10.- Aleación AR. Envejecida 5 horas.

Figura 11.- Grietas generadas en los bordes de deformación de una probeta de aleación A envejecida 45 horas.



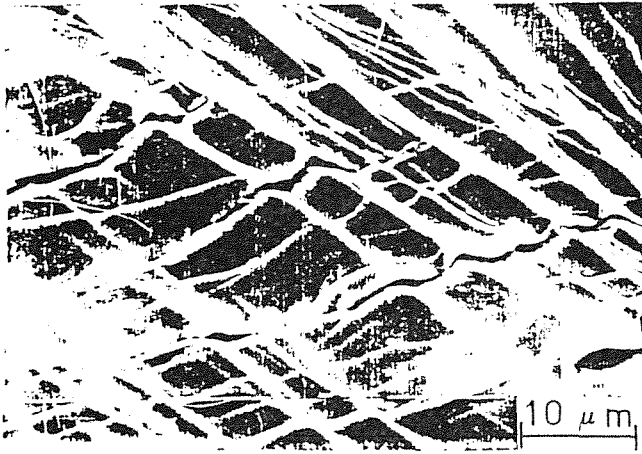


Fig.12.- Grietas formadas en bandas.
Aleación A envejecida 45 horas.

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA
DE ACEROS DE CILINDROS DE LAMINACION

R. García Castañón*, F.J. Belzunce*, J. García** y J.M. Llano**

* Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Oviedo

** Fundición Nodular. Lugones. Asturias

RESUMEN.

Os cilindros de laminação em quente sofrem deformações cíclicas originadas pelas tensões de origen térmico, que dam lugar á aparição duma rede de gretas superficiais. O comportamento destes elementos estará por elo directamente relacionado com a velocidade do crescimento das gretas pela fadiga. Varias provetas destes aceiros trataram-se térmicamente no laboratório com objecto de valorar a influência de microestructura sobre a velocidade do crescimento de gretas pela fadiga destes materiais.

ABSTRACT.

Hot rolling rolls are subjected to cyclic deformation due to thermal stresses that result in a network of cracks on the roll surface. The performance of these elements depends on the material's fatigue crack growth rate. Specimens were heat treated in order to assess the microstructural features that control the fatigue crack growth rate of these steels.

RESUME.

Les cilindres de laminage a chaud subissent des cycles de déformation à cause des contraintes thermiques qui engendrent un réseau des fissures superficielles. La performance de ces elements est controlée par la vitesses de fissuration des materiaux. Plusieurs éprouvettes de ces aciers on été traitées thermiquement a fin de modifier leur microstructures et de determiner les parametres qui controllent la vitesse de fissuration des aciers.

1.- INTRODUCCION

Las solicitaciones principales que actúan sobre los ciclindros de laminación en caliente durante su servicio son las siguientes:

- Térmicas: Tensiones ligadas al ciclado térmico.
- Mecánicas: Tensiones de flexión, torsión y cizalladura debidas a la presión de laminación.
- Tribológicas: Desgaste en caliente causado por el deslizamiento entre el ciclindro y el producto laminado.
- Residuales: Tensiones originadas durante la elaboración y tratamiento térmico del ciclindro.

Resulta muy difícil poder evaluar con un cierto grado de precisión todas estas solicitaciones, especialmente debido a la existencia de muchas variables y factores difíciles de cuantificar a priori, como por ejemplo, la temperatura exacta del producto laminado, la refrigeración, la presencia de películas superficiales oxidadas, etc.

De cualquier modo, las solicitaciones más intensas que actúan en la superficie de un cilindro de un tren de laminación en caliente son las de origen térmico, siendo el efecto relativo de todas las demás mucho menos importante. Las tensiones de origen térmico son las responsables del agrietamiento superficial del cilindro, y a su vez, estas grietas pueden causar el fallo total del mismo, tras una fase de crecimiento por fatiga (figura 1).

2.- FATIGA TERMICA SUPERFICIAL

El cilindro de laminación, que antes de entrar en servicio se encuentra a temperatura ambiente, se pone en contacto en cada ciclo de trabajo con una barra o chapa cuya temperatura varía entre 1150 y 950°C, lo que supone la elevación de su temperatura superficial hasta 450-650°C.

En el giro del cilindro, la región calentada deja el contacto con el producto laminado y se enfría bruscamente mediante chorros de agua a presión hasta una temperatura próxima a la ambiente. Diversos autores [1,2,3,4] han calculado teórica y experimentalmente las variaciones térmicas que se producen en cada punto del cilindro durante la laminación en caliente. La figura 2 recoge estos datos (primer ciclo), y pone de manifiesto que la superficie del ciclindro está sometida en cada vuelta a un ciclo térmico entre las temperaturas extremas de 500-600°C y la temperatura ambiente.

Se puede realizar un cálculo simplificado de las tensiones cíclicas de origen térmico que actúan sobre el cilindro durante la laminación suponiendo que la región superficial del mismo en contacto con el producto laminado se expande libremente, para luego obtener las tensiones de compresión necesarias para llevar el material a su posición

original, dado que las variaciones dimensionales son impedidas por las capas más internas y frías del cilindro. Un proceso similar pero opuesto ocurre luego en la etapa de enfriamiento subsiguiente.

Tomando una temperatura media de la región superficial del contacto cilindro-producto laminado igual a 550°C y los valores del límite elástico, módulo elástico y coeficiente de expansión térmica típicos de estos aceros ($\sigma_{ys}=650 \text{ MN/m}^2$, $E=200.000 \text{ MN/m}^2$ y $\alpha=13,8 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$) hemos obtenido el ciclo de histéresis térmica representado en la figura 3.

En el primer ciclo de trabajo del cilindro se sobrepasa el límite elástico a compresión del acero cuando su temperatura superficial alcanza los 180°C (línea OA), deformándose plásticamente a partir de este punto hasta alcanzar la temperatura máxima de 550°C (línea AB). El descenso de la tensión se debe al descenso del límite elástico del acero con la temperatura. Durante la etapa de enfriamiento, los esfuerzos circunferenciales y longitudinales se convierten en tracciones que sobrepasan el límite elástico cuando la superficie del cilindro se enfría hasta 260°C (línea BC). El enfriamiento posterior hasta la temperatura ambiente vuelve a deformar plásticamente al material (línea CD). En el siguiente ciclo térmico, la superficie del cilindro se calienta de nuevo, deformándose elásticamente (línea DE), estableciéndose ya el ciclo de histéresis térmica definitivo (figura 3).

La deformación plástica total del ciclo de histéresis calculado del modo indicado es aproximadamente de 0,6%, cuando el alargamiento a tracción de estos aceros es del 1-2%. En definitiva, a pesar de las evidentes simplificaciones introducidas en el modelo de cálculo de las tensiones cíclicas de origen térmico, tras un número más o menos grande de ciclos de trabajo aparece inevitablemente una red de grietas superficiales como la que se expone en la figura 4.

El principal problema que se plantea en el trabajo de los cilindros de laminación no es la nucleación de la citada red de grietas, sino el que éstas actúen como iniciadoras del crecimiento de grietas más profundas bajo los esfuerzos fluctuantes de origen térmico primero, y cuando éstos se amortiguan a unos 5 mm. de profundidad, bajo la acción de los esfuerzos mecánicos también fluctuantes de laminación amplificadas en los alrededores de aquellas discontinuidades.

3.- ESTRUCTURAS DE LOS ACEROS

Entre las diferentes calidades de aceros utilizados en la elaboración de cilindros para operaciones de laminación en caliente hemos seleccionado en este trabajo la correspondiente a los cilindros de los trenes Blooming. Se trata de aceros fundidos cuya composición química y propiedades mecánicas se presentan en la tabla 1.

%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo
0,8-1	0,9-1,2	0,2-0,5	0,9-1,3	0,9-1,3	0,2-0,5

Límite elástico (MN/m ²)	Resistencia Tracción (MN/m ²)	Alargamiento (%)	Dureza (HRC)
575 - 700	700 - 850	1 - 2	30 - 37

Tabla 1.- Composición química y propiedades mecánicas de los cilindros Blooming.

El tratamiento térmico de estos cilindros consiste en un recocido de homogeneización con objeto de reducir la segregación que tiene lugar durante la solidificación de estos grandes elementos mecánicos (8.000-9.000 Kg de peso), seguido de un normalizado y un revenido. La microestructura final obtenida es fundamentalmente perlítica con irregulares agrupaciones de carburos dispersos.

3.1.- Modificación estructural

Con objeto de determinar la influencia de los parámetros microestructurales de estos aceros en la propagación de grietas por fatiga, que según se expuso en el epígrafe 2 es en definitiva la propiedad más influyente para valorar el previsible comportamiento en servicio de los cilindros de laminación, se han tomado muestras de estos aceros, que hemos tratado térmicamente y por último se han mecanizado probetas de tipo compacto con objeto de obtener las curvas de propagación de grietas por fatiga.

Los parámetros microestructurales susceptibles de modificación con tratamientos térmicos apropiados son los siguientes:

- Proporción de áreas con acumulaciones de carburos
- Tamaño de grano austenítico
- Separación interlaminar de la perlita

El primero de los citados parámetros depende directamente del tratamiento de recocido de homogeneización previo, mientras que el tamaño del grano de austenita está relacionado con la temperatura de austenización en el tratamiento normalizado. La separación entre las

láminas de la perlita se podría modificar actuando sobre la velocidad de enfriamiento en el normalizado pero, en la práctica industrial, el margen de actuación a este respecto está limitado por la enorme masa de estos cilindros. De cualquier modo la perlita que se obtiene en el tratamiento industrial en la superficie de estos elementos es fina con objeto de asegurar una resistencia mecánica suficiente.

Hemos realizado en un horno de laboratorio tres tratamientos térmicos diferentes a base de modificar las temperaturas de austenización de los tratamientos de recocido y normalizado.

Los parámetros microestructurales correspondientes a estos tres tratamientos (M2,M3,M4) junto con los relativos a la estructura no modificada M1 correspondiente al tratamiento industrial se presentan en la tabla 2.

	Carburos (%)	Grano Austenita (μm)	Ancho perlita (μm) ^o	HRC
M1	2,73	65 - 75	0,14 - 0,15	32
M2	1,72	50 - 60	0,11 - 0,12	35
M3	1,48	55 - 65	0,12 - 0,13	34
M4	1,09	20 - 25	0,12 - 0,13	33

Tabla 2.- Parámetros microestructurales de los aceros objeto de estudio

4.- ENSAYOS DE FATIGA

Los ensayos de medida de las curvas de propagación de grietas por fatiga se han realizado a temperatura ambiente en una máquina servohidráulica MTS de 250 KN de capacidad dinámica, operando bajo control de carga, onda sinusoidal y con una frecuencia de 9 Hz.

Se emplearon probetas de tipo compacto (CT) con un espesor igual de 10 mm. Se utilizaron en todos los casos dos relaciones de carga diferentes ($R = K_{\min}/K_{\max}$) de 0,05 y 0,5 respectivamente.

El avance de la grieta se registró con un microscopio desplazable que formaba parte de una estructura acoplada al bastidor de la máquina de ensayos. Se puede asegurar de este modo una precisión en la medida superior a 0,02 mm.

5.- RESULTADOS

En la figura 5 se representan los resultados obtenidos en los ensayos de propagación de grietas por fatiga de las probetas cuyas microestructuras se exponen en la tabla 2.

Con la relación de carga $R=0,05$, el valor umbral ΔK_{th} es aproximadamente el mismo en los cuatro casos ($\Delta K_{th} \approx 7 \text{ MN.m}^{-3/2}$). El valor umbral ΔK_{th} para la relación de carga $R = 0,5$ es apreciablemente menor en todos los casos y si exceptuamos la microestructura M2, que muestra un parámetro ΔK_{th} algo inferior, el valor umbral obtenido con el resto de las microestructuras no varía sustancialmente.

Las curvas de propagación de grietas por fatiga de las cuatro microestructuras son muy similares a excepción de la región de más alta velocidad de crecimiento ($da/dN > 10^{-8}$ m/ciclo) en donde la microestructura del acero juega un papel importante.

La tabla 3 muestra los valores de los parámetros C y m de la expresión de Paris ($da/dN = C(\Delta K)^m$) para la relación de carga $R=0,05$, así como el valor del factor de intensidad de tensiones K_Q , para el que sobrevino la fractura de la probeta. Destacamos el claro aumento del factor K_Q obtenido en la microestructura M4 cuya característica específica es su menor tamaño de grano austenítico.

	$C(m/c)$	m	$K_Q(\text{MN.m}^{-3/2})$
M1	$1,45 \cdot 10^{-13}$	4,30	41,1
M2	$4,04 \cdot 10^{-13}$	3,81	41,8
M3	$1,35 \cdot 10^{-12}$	3,48	41,6
M4	$2,14 \cdot 10^{-11}$	2,56	46,9

Tabla 3.- Parámetros de los ensayos de fatiga

6.- DISCUSION

La variación de la proporción total de las acumulaciones de carburos y del tamaño del grano austenítico no tienen una influencia apreciable en la región de crecimiento lento de las grietas por fatiga ($da/dN < 10^{-8}$ m/ciclo) ni en los valores umbral ΔK_{th} . En esta región, el

avance de las grietas es tan lento y las zonas plásticas de daño tan pequeñas que las discontinuidades microestructurales (carburos y juntas de grano) no modifican el ritmo de avance de las grietas, que es controlado por la fase matriz perlítica.

Por el contrario, en la región de crecimiento lineal de Paris y para velocidades de propagación superiores a 10^{-8} m/ciclo, el tamaño de la zona plástica existente en el frente de la grieta es ahora muy superior y la presencia de acumulaciones de carburos en esta región deformada plásticamente facilita el avance rápido de la grieta promovido por la descohesión y la fase matriz [5], mientras que la presencia de un grano de austenita más fino es el responsable directo del aumento de la tenacidad de esta microestructura [6].

Por otro lado, las tensiones de todo tipo que actúan sobre las grietas superficiales de origen térmico durante el servicio de los cilindros de laminación en caliente dan lugar a altos valores del parámetro ΔK , por lo que es esta región de la curva $da/dN-\Delta K$ la más importante a la hora de evaluar el comportamiento a fatiga de estos aceros [7].

En definitiva, la microestructura M4 con una proporción inferior de acumulaciones de carburos y un menor tamaño de austenita muestra la menor velocidad de crecimiento de grietas por fatiga ante las sollicitaciones habituales de servicio en un tren de laminación en caliente.

7.- CONCLUSIONES

Las conclusiones extraídas del estudio de la influencia de la microestructura en el comportamiento a fatiga de aceros de cilindros de laminación en caliente se resumen como siguen:

- Los ensayos de propagación de grietas por fatiga creemos que son los que mejor caracterizan el comportamiento del acero en las condiciones de servicio del tren de laminación. Serán entonces los más adecuados a la hora de comparar la respuesta previsible de aceros de diferente composición química o microestructura.
- La presencia de acumulaciones de carburos procedentes de la segregación del carbono durante la solidificación del cilindro es el parámetro más influyente sobre la velocidad de crecimiento de grietas bajo altos valores del parámetro ΔK . No se ha encontrado una influencia similar en la región de crecimiento lento de las grietas.
- La disminución del tamaño de grano de austenita favorece igualmente el comportamiento del acero en la región lineal de crecimiento de grietas por fatiga y aumenta la tenacidad de fractura del material.

8.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido desarrollado en el marco de un proyecto de investigación realizado por la Universidad de Oviedo en colaboración con la empresa Fundición Nodular, S.A. de Lugones (Asturias) y financiado por la Fundación para la Investigación Científica Aplicada y la Tecnología (FICYT) del Principado de Asturias.

9.- REFERENCIAS

- [1] Magnée, A., Gaspard, C., Coutsouradis, D. y Lubin M. Revue de Metallurgie, Enero 1977.
- [2] Werquin, J.C., Contraintes thermiques et contraintes internes dans les cylindres de laminoirs. CESSID. Abril 1977.
- [3] Stevens, P.G., Ivens, K.P. y Harper, P. Journal of the Iron and Steel Institute. Enero 1971.
- [4] Bryant, G.F. y Heselton, M.O. Metals Technology. Vol. 9, Diciembre 1982.
- [5] García, R., Belzunce, F.J. y Riba, J., Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 3, 1986.
- [6] Hyzak, J.M. y Bernstein, J.M., Metallurgical Transactions A. Vol. 7A, Agosto 1979.
- [7] Fundición Nodular. Informe cilindros para trenes Blooming. Diciembre 1986.

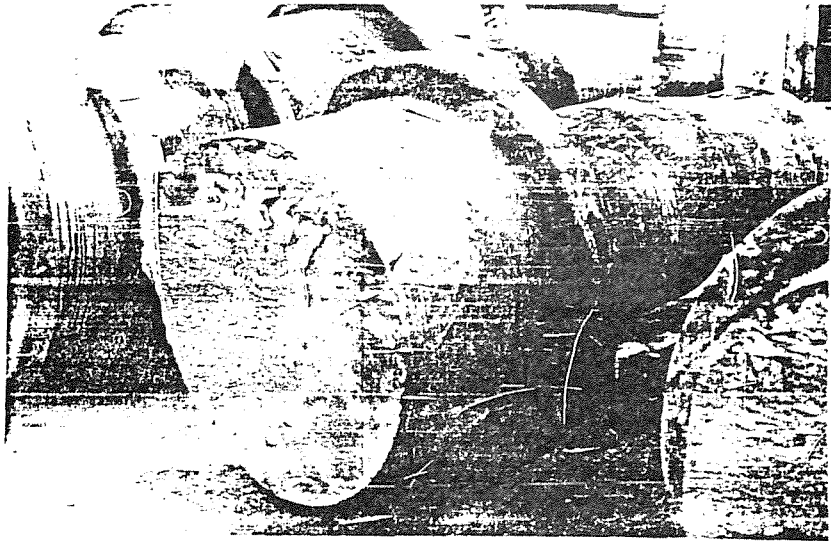


Fig. 1.- Fractura de un cilindro de un tren Blooming

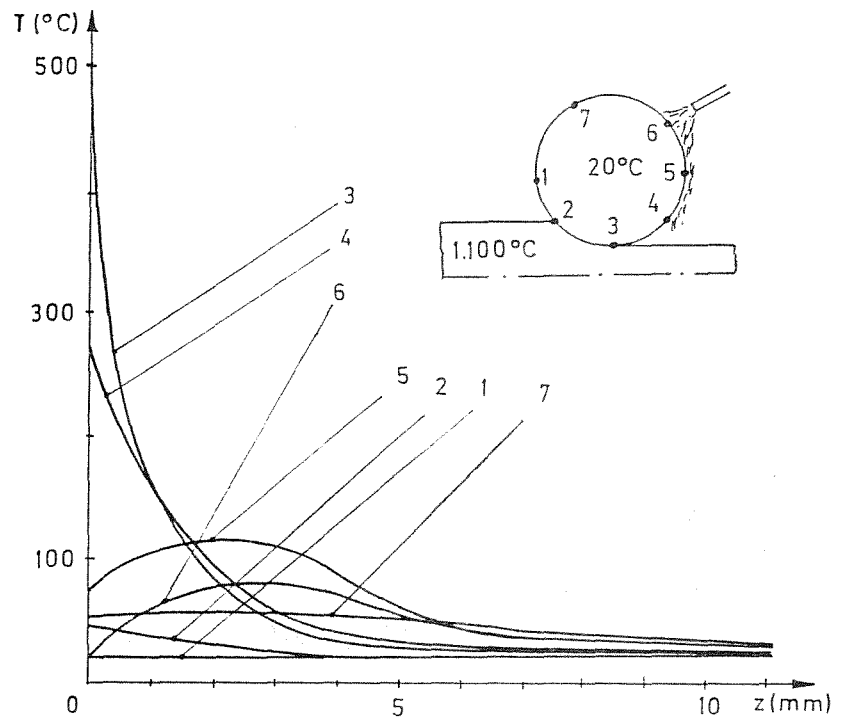


Fig. 2 - Variación térmica a lo largo del radio del cilindro (primer ciclo)

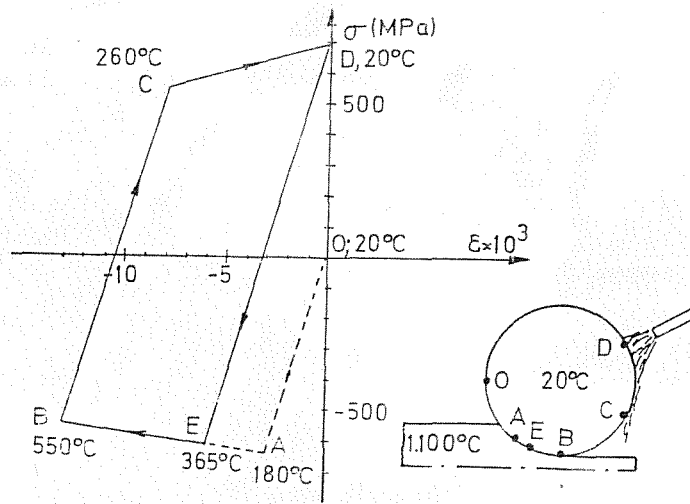


Fig. 3 - Ciclo de histéresis térmica de la superficie de un cilindro de laminación en caliente.

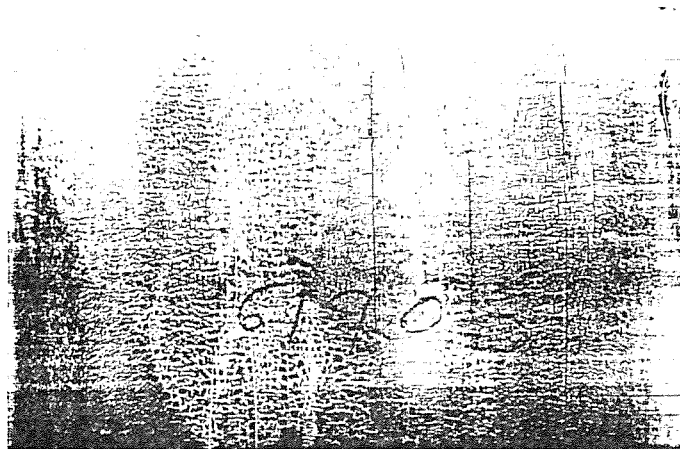


Fig. 4 - Red de grietas térmicas en un cilindro de laminación en caliente.

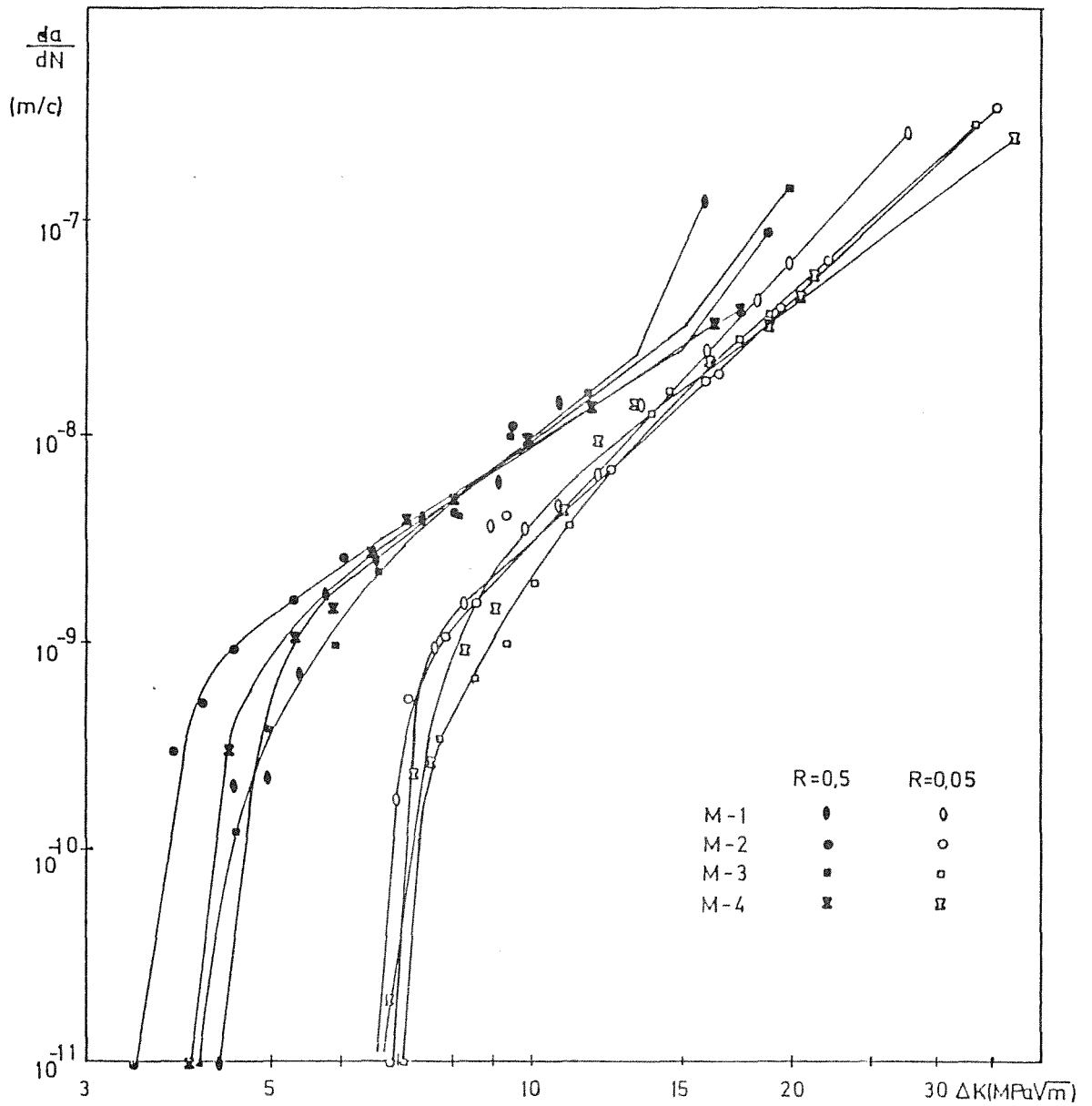


Fig. 5 - Curvas de propagación de grietas por fatiga.
Microestructuras de la tabla 2.

INFLUENCIA DEL ESTADO SUPERFICIAL EN EL LIMITE DE
FATIGA DE ACEROS DE PRETENSADO

Javier Llorca, Vicente Sánchez Gálvez
Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ing. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. España

RESUMEN.- Los resultados experimentales disponibles sobre el límite de fatiga de aceros de pretensado muestran una enorme dispersión. Es conocido que en la zona cercana al límite de fatiga, la mayor parte de la vida en fatiga de un elemento estructural se emplea en el desarrollo de una microfisura a partir de una superficie libre.

Para explicar los resultados experimentales se ha desarrollado un modelo que tiene en cuenta la influencia, en la propagación de microfisuras, del estado tensional cerca de la superficie, de la forma y profundidad de los defectos superficiales y de las tensiones residuales superficiales. Las predicciones del modelo se comparan con los resultados experimentales obtenidos por los autores y otros encontrados en la bibliografía. Se estudia la influencia de cada uno de los parámetros señalados anteriormente en el límite de fatiga.

ABSTRACT.- Experimental results about fatigue limit of prestressing steels show a very large scatter. It is well known that when the applied stress is close to the fatigue limit, most of the fatigue life of a structure is employed in developing a surface microcrack.

To explain these experimental results a model has been developed that takes into account, in microcrack propagation, the surface stress state, the shape and depth of surface flaws and the surface residual stresses. The results of the model are compared with experimental results obtained by the authors and other found in the literature. The influence of each parameter on fatigue limit of prestressing steel is studied.

RESUME.- Les résultats expérimentaux disponibles sur la limite de fatigue des aciers de précontraint montrent une dispersion énorme. C'est bien connu que dans la zone proche de la limite de fatigue, la plupart de la vie en fatigue d'un élément structural se dirige au développement d'une microfissure partir de la surface libre.

Afin d'expliquer les résultats expérimentaux on a développé un modèle qui prend en considération la propagation des microfissures, l'état des contraintes proche de la surface, la forme et la dimension des défauts superficiels et les contraintes résiduelles superficielles. On a comparé les prédictions du modèle avec les résultats expérimentaux obtenus par les auteurs et avec deux déjà publiés dans la bibliographie. On analyse l'influence de chacun des facteurs mentionnés dans la limite de fatigue.

1.- INTRODUCCION

Durante los últimos veinte años el hormigón pretensado ha comenzado a utilizarse en estructuras sometidas a importantes esfuerzos dinámicos (puentes de ferrocarril, puentes grúa, edificios de contención de reactores nucleares, etc.). Debido a esto han aparecido recientemente normativas internacionales para determinar experimentalmente el límite de fatiga de los alambres de acero pretensado [1-3]. Estos resultados muestran una gran dispersión siendo necesario acudir a métodos estadísticos para obtener un valor fiable.

Los métodos estadísticos no proporcionan una información que permita actuar sobre el material, mejorando sus propiedades. Para conseguir este objetivo es más adecuado utilizar la Mecánica de la Fractura. Esta disciplina ha logrado notable éxito al relacionar la velocidad de propagación de una fisura por fatiga con la amplitud de la oscilación del factor de intensidad de tensiones en un ciclo. La aplicación de la Mecánica de Fractura para predecir el límite de fatiga ha encontrado mayores dificultades.

La rotura por fatiga de un elemento estructural comienza con el desarrollo de una fisura en una de las discontinuidades existentes en la superficie. El límite de fatiga puede definirse como la amplitud máxima de tensiones para la que no se inicia una fisura a partir de los defectos superficiales y, en caso de que se inicie, no se propaga hasta rotura. La primera incógnita que se plantea es si realmente existe fase de iniciación o si comienza a propagarse una fisura desde el primer ciclo de carga. El segundo problema que aparece es que el comportamiento de las microfisuras superficiales no siempre puede explicarse a partir de la Mecánica de Fractura como se hace con las fisuras largas [5]. En esta comunicación se presenta el trabajo realizado por los autores para contestar a estas cuestiones y elaborar un modelo que permita determinar el límite de fatiga de los alambres de acero pretensado.

2.- ESTADO SUPERFICIAL DE LOS ALAMBRES DE ACERO DE PRETENSADO

2.1.- Composición química y propiedades mecánicas

Los aceros de pretensado son aceros eutectoides. Se obtienen a partir de un alambroón fabricado en tren continuo que se somete a un proceso de patentado que acaba con un enfriamiento en baño de plomo. Posteriormente se realiza el trefilado en pasadas sucesivas hasta obtener un diámetro final de 7 mm. Con objeto de reducir las tensiones residuales superficiales se procede al final a un tratamiento de envejecido. La composición química del material puede verse en la tabla 1.

La microestructura está constituida por perlita fina con una distancia interlaminar inferior a $0.25 \mu\text{m}$. El tamaño de grano austenítico primitivo está comprendido entre los números 3 y 4 de la clasificación ASTM.

TABLA 1.- COMPOSICION QUIMICA Y PROPIEDADES MECANICAS

C	Mn	Si	P	S	N	Fe
0.82%	0.6%	0.18%	0.10%	0.024%	0.007%	balance
E	σ_y	σ_u	ϵ_u	Reducción Area		
196 GPa	1370 MPa	1710 MPa	5.06%	29.60%		

2.2.- Estado superficial

El estado superficial de estos aceros ha sido objeto de diversos trabajos. Ceñal [6] realizó un estudio metalográfico exhaustivo para analizar los defectos existentes. Se encontraron gran cantidad de inclusiones (SMn/Al/Ca), cavidades y grietas asociadas a las cavidades. Con respecto a su distribución en profundidad se mostró que las inclusiones tenían una profundidad inferior a 25 μm , mientras que las cavidades alcanzaban valores dos veces superiores y presentaban siempre pequeñas grietas en sus extremos.

Otros investigadores han medido mediante difracción por rayos X las tensiones residuales existentes en la superficie como resultado de los procesos de fabricación [7-8]. Se han encontrado tensiones residuales de tracción en la dirección del trefilado y de compresión en la dirección normal, con unos módulos no superiores a 150 MPa. Mediante sucesivos pulidos electrolíticos se midieron las tensiones residuales hasta profundidades de 300 μm , encontrándose un gradiente lineal y llegando a anularse para una profundidad de 200 μm .

Para poder discriminar más claramente el efecto de las tensiones residuales superficiales en el límite de fatiga, algunos alambres fueron sometidos a un laminado superficial que introduce tensiones residuales de compresión homogéneas en la superficie. La magnitud de estas tensiones en la superficie (hasta -400 MPa) y la profundidad afectada (hasta 200 μm) depende de la presión del laminado y puede controlarse.

3.- MODELO PARA DETERMINAR EL LIMITE DE FATIGA

3.1.- Fundamentos del modelo

Para plantear un modelo de cálculo para el límite de fatiga σ_f es necesario responder a las dos cuestiones planteadas más arriba. La fase de iniciación va unida al desarrollo de deformaciones plásticas en las

discontinuidades superficiales hasta que se genera una microfisura. Como los factores de concentración de tensiones en el fondo de las inclusiones y cavidades se encuentran entre 1.3 y 3 [9] y el límite elástico cíclico es muy semejante a σ_y [10] era de esperar que en estos aceros la relación σ_f/σ_y tuviera un valor comprendido entre 0.33 y 0.77. Sin embargo, los resultados experimentales [4,11-12] dan valores de σ_f/σ_y iguales a 0.2, indicando que los factores de concentración de tensiones son más elevados.

El examen con un microscopio electrónico de barrido de las superficies de rotura por fatiga muestra que las microfisuras se forman a partir de defectos superficiales con una profundidad variable entre 30 y 100 μm [13]. Estas profundidades de defectos y las elevadas concentraciones de tensión sólo pueden producirse en el fondo de las cavidades existentes en la superficie de alambre. Como siempre se han encontrado grietas asociadas a las cavidades se puede afirmar que, de hecho, existe una microfisura antes de que se empiece a cargar cíclicamente el alambre y no tiene sentido en este material hablar de periodo de iniciación de fisuras.

El límite de fatiga vendrá entonces regido por la propagación de la microfisura. Los autores habían estudiado previamente el comportamiento de fisuras largas [14] obteniendo una ley de propagación de la forma:

$$\frac{da}{dN} = C(R) \Delta K_m(R) \quad (1)$$

donde los coeficientes C y m de la ley de Paris son función de la relación de tensiones $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$. Asimismo el umbral de propagación de fisuras por fatiga ΔK_{th} es función lineal de R según la expresión:

$$\Delta K_{th} = 5.54 - 3.43 R \quad (2)$$

La aplicación de estos resultados para estudiar la propagación de una microfisura debe hacerse de acuerdo con los postulados del principio de semejanza [15]. Este principio señala que para poder aplicar a microfisuras los resultados obtenidos para fisuras largas deben verificarse las nueve condiciones de semejanza. En caso de no verificarse alguna, se habrá de corregir o restringir el uso de las leyes de propagación de fisuras largas. Algunas condiciones se verifican directamente en nuestro caso (igualdad de medio ambiente y temperatura, mismo material y orientación de las grietas perpendicular al eje del alambre). Las observaciones realizadas con el microscopio electrónico de barrido señalaron que las microfisuras se propagaron siempre desde un solo defecto existente en la superficie (singularidad dominante) y que la longitud del frente de las microfisuras, comprendida entre 150 y 300 μm , y su profundidad son muy superiores a las características microestructurales, verificándose las hipótesis de continuidad e isotropía de la Mecánica de la Fractura.

Las condiciones de semejanza no se verifican en lo que se

refiere a la forma del borde de la grieta. La relación a/c en los defectos superficiales (figura 1a) es inferior a la que presentan las fisuras largas (figura 1b). Además, para las fisuras largas la relación a/c varía poco durante su propagación, fenómeno que no sucede con las fisuras que producen la rotura propagándose a partir de un defecto superficial. La comparación de los resultados de las figuras 1a y 1b muestra que al crecer la fisura se incrementa la relación a/c. Esta falta de semejanza fue incluida en el modelo incluyendo el efecto de la forma de la grieta en el cálculo del factor de intensidad de tensiones y haciendo variar la forma de la fisura de acuerdo con las velocidades de propagación calculadas en diferentes puntos del borde de la grieta.

Las condiciones de igualdad de $K_{m\acute{a}x}$ y ΔK se cumplen siempre porque en el modelo se calculan las velocidades de propagación de microfisuras suponiendo que son iguales a las de fisuras largas que tienen valores semejantes de $K_{m\acute{a}x}$ y ΔK .

Las condiciones más difíciles de cumplir en algunos casos son aquéllas que hacen referencia al tamaño de la zona plástica en el fondo de la fisura [13]. La relación entre el tamaño de la zona plástica y la profundidad de la fisura varía entre 0.20 y 0.05 para los defectos superficiales y entre 0.02 y 0.1 para las fisuras largas. Son valores en muchos casos superiores a los que piden las normas para poder aplicar la Mecánica de Fractura elástica, pero en cualquier caso suficientemente pequeños y comparables los de las fisuras largas y los de los defectos superficiales.

Teniendo en cuenta todo lo anterior el límite de fatiga será aquella amplitud máxima de la oscilación de tensiones para la que la amplitud de la oscilación del factor de intensidad de tensiones en un ciclo ΔK en un defecto superficial sea igual a ΔK_{th} .

3.2.- Cálculo del factor de intensidad de tensiones

El factor de intensidad de tensiones en un punto del borde de una fisura semielíptica superficial en un alambre en el que se aplica una tensión σ y existe una distribución de tensiones residuales cerca de la superficie que varía linealmente puede calcularse aplicando el principio de superposición [16]. Si la distribución de tensiones residuales se desarrolla en polinomios de r , las tensiones sobre la fisura quedarán de la forma:

$$\sigma(r) = (\sigma + A_{00}) + A_{10}r \quad (3)$$

donde si r es la distancia de la superficie al fondo de la fisura, A_{10} es el gradiente de las tensiones residuales en el interior del alambre y A_{00} la tensión residual superficial en la dirección σ . En la literatura se han encontrado expresiones para K en una fisura semielíptica cuando actúan distribuciones polinómicas de cargas sobre ella (constantes, lineales, parabólica, etc.) de acuerdo con la expresión [17]:

$$K = (\sigma + A_{00}) K_0 + A_{10} K_1 \quad (4)$$

donde K_0 y K_1 son los factores de intensidad de tensiones para distribuciones de cargas constante y lineal y dependen unicamente de la profundidad a y del factor de forma a/c de la fisura.

El efecto de superficie libre sobre K se conoce para todos los casos bidimensionales cuando el polinomio de distribución de tensiones que actúa sobre la grieta es hasta de tercer grado. Para un caso tridimensional como el que nos ocupa este efecto dependerá de la geometría de la fisura y del polinomio de tensiones considerado. Sin embargo, sólo existen cálculos fiables para distribuciones de cargas constantes sobre la fisura [18]. En el caso de distribuciones lineales se optó por multiplicar K por 1.12, que es el coeficiente a emplear para el caso de grietas bidimensionales pasantes.

4.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los ensayos se realizaron en una máquina Instron dinámica de capacidad de carga ± 250 KN, a una frecuencia de 10 Hz y con una onda de carga sinusoidal. Con objeto de evitar la rotura en los anclajes se utilizó un sistema de sujeción especial que evita que se produzcan indentaciones en las cabezas de sujeción produciéndose la rotura por fatiga en ese lugar. Con este sistema se puede estudiar el comportamiento del alambre liso con independencia de los anclajes. La longitud libre de los alambres fue de 500 mm (320 mm libres entre sujeciones).

Para que la rotura se produjera en la zona deseada antes de montar los ensayos los alambres fueron sometidos a un laminado superficial en los lugares donde no se deseaba que se iniciara la fisura. Este laminado introduce tensiones residuales de compresión homogéneas, como ya se ha indicado. Posteriormente se midieron las tensiones residuales en distintos puntos de la zona no laminada (de 12 a 15) en tres direcciones distintas con objeto de conocer el tensor de tensiones en la superficie. Otros alambres fueron laminados en toda su longitud con distintas presiones para conseguir diferentes magnitudes de los valores superficiales y de los gradientes de las tensiones residuales inducidas. En las zonas laminadas, debido a la homogeneización de las tensiones residuales superficiales, fue necesario realizar muchas menos medidas para conocer la distribución de tensiones en la superficie del alambre [16].

Los alambres se ensayaron entonces bajo amplitud constante de la oscilación de cargas. Las relaciones de tensiones R utilizadas se encontraban próximas a 0.1, 0.5 y 0.8. Si transcurrido un elevado número de ciclos no se apreciaba propagación de la fisura o no se había alcanzado la rotura se incrementaba la amplitud de la oscilación de tensiones repitiendo este proceso sucesivamente hasta producirse la rotura. Los resultados obtenidos pueden apreciarse en la tabla 2.

TABLA 2.- RESULTADOS EXPERIMENTALES DE LOS ENSAYOS SOBRE ALAMBRES LISOS

Ensayo	$\Delta\sigma$ (MPa)	R	OBSERVACIONES
C-I-22	460.9	0.067	Solo iniciación
C-II-1	690.1	0.049	Rotura 109810 Ci.
C-II-2	578.1	0.058	Rotura 164120 Ci.
C-II-5	387.1	0.510	Rotura 334620 Ci.
C-II-6	490.2	0.505	Rotura 158590 Ci.
C-II-7	527.1	0.100	Rotura 171450 Ci.
C-II-9	583.1	0.507	Rotura 84780 Ci.
C-II-10	346.3	0.722	Rotura 343380 Ci.
C-II-11	570.4	0.515	Rotura 92100 Ci.
C-II-12	400.8	0.504	Rotura 328080 Ci.
C-II-13	356.5	0.715	Rotura 376080 Ci.
C-II-15	441.8	0.503	Rotura 253800 Ci.
C-II-16	579.3	0.510	Rotura 133550 Ci.
C-II-17	598.4	0.497	Rotura 103050 Ci.
C-II-18	446.9	0.500	Rotura 194330 Ci.
C-II-19	357.8	0.714	Rotura 270770 Ci.
C-II-20	305.6	0.756	Rotura 336400 Ci.
C-II-5A	292.8	0.545	No rotura 610200 Ci.
C-II-1A	378.2	0.010	No rotura 692820 Ci.
C-II-15A	337.4	0.512	No rotura 837750 Ci.
C-II-15B	380.7	0.515	No rotura 599780 Ci.
C-II-10A	334.8	0.514	No rotura 575330 Ci.
C-II-19A	256.7	0.794	No rotura 800260 Ci.
C-II-13A	247.0	0.802	No rotura 726440 Ci.
C-II-13B	295.4	0.763	No rotura 707390 Ci.

Una vez producida la rotura las superficies fueron examinadas con un microscopio electrónico de barrido para medir la profundidad y forma de los defectos superficiales en los que comenzón la rotura por fatiga (figura 1a). La magnitud de las tensiones residuales en esos puntos se dedujo a partir de las medidas experimentales mediante un ajuste por mínimos cuadrados en la superficie del alambre. Estos resultados se han recogido en la tabla 3.

ENSAYO	TENSIONES	RESIDUALES
	ZETA (Mpa)	THETA (Mpa)
C-II-1	+10.9	-60.5
C-II-2	+9.7	-94.4
C-II-5	+24.8	-5.8
C-II-6	+33.6	-24.1
C-II-7	+87.2	-5.9
C-II-9	-280.3	-227.4
C-II-10	-413.6	-180.3
C-II-11	-157.7	-156.6
C-II-12	-391.9	-258.9
C-II-13	-397.9	-252.8
C-II-15	-19.6	-133.3
C-II-16	-429.2	-250.9
C-II-17	+113.9	-6.7
C-II-18	-35.9	+27.0
C-II-19	-454.7	-205.8
C-II-20	-403.8	-194.0

5.- DISCUSION

5.1.- Comprobación del modelo

El modelo propuesto señala que no se debe producir propagación de una microfisura y, por tanto rotura por fatiga cuando $\Delta K < \Delta K_{th}$ en todos los puntos del borde de los defectos. Con los datos obtenidos experimentalmente se puede determinar el factor de intensidad de tensiones K llegando a que:

$$\Delta K = \Delta \sigma K_0 \quad \text{si} \quad \sigma_{\min} + A_{00} > 0 \quad (5a)$$

$$\Delta K = (\sigma_{\max} + A_{00})K_0 \quad \text{si} \quad \sigma_{\min} + A_{00} < 0 \quad (5b)$$

y a que la relación de tensiones R existente en el fondo del defecto superficial vendrá expresada por:

$$R = \frac{(\sigma_{\min} + A_{00}) K_0 + A_{10}K_1}{(\sigma_{\max} + A_{00}) K_0 + A_{10}K_1} \quad (6)$$

donde σ_{\min} y σ_{\max} son las tensiones nominales mínima y máxima en cada ciclo. ΔK_{th} es función de la relación de tensiones R según lo indicado en la expresión (2). La comparación de los valores ΔK y ΔK_{th} y de los resultados experimentales se puede apreciar en la tabla 4. En todos los casos, a excepción del ensayo C-II-20, se corresponden los resultados experimentales con las predicciones del modelo. En el estudio fractográfico de los alambres que fueron sometidos a distintas amplitudes de oscilación de cargas antes de la rotura no se observó que se hubiera producido propagación de la fisura para las primeras amplitudes.

TABLA 4.- COMPROBACION DEL MODELO DEL LIMITE DE FATIGA

Ensayo	ΔK (MPa*ml/2)	R	ΔK_{th} (MPa*ml/2)	RESULTADOS EXPER.
C-I-22	5.79	.067	5.31	Propagación
C-II-1	6.08	.061	5.33	Propagación
C-II-1A	3.33	.033	5.40	No Prop. 692820 Ci.
C-II-2	6.50	.069	5.30	Propagación
C-II-5	3.83	.520	3.75	Propagación
C-II-5A	2.90	.560	3.62	No Prop. 610200 Ci.
C-II-6	5.59	.520	3.77	Propagación
C-II-7	5.82	.180	4.93	Propagación
C-II-9	5.71	.490	3.87	Propagación
C-II-10	3.65	.660	3.27	Propagación
C-II-10A	3.53	.190	4.90	No Prop. 575330 Ci.
C-II-11	5.57	.490	3.86	Propagación
C-II-12	4.41	.340	4.36	Propagación
C-II-13	3.42	.640	3.33	Propagación
C-II-13A	2.37	.750	2.96	No Prop. 726440 Ci.
C-II-13B	2.84	.700	3.12	No Prop. 707390 Ci.
C-II-15	4.00	.470	3.92	Propagación
C-II-15A	3.04	.470	3.92	No Prop. 837750 Ci.
C-II-15B	3.44	.480	3.88	No Prop. 599780 Ci.
C-II-16	6.45	.380	4.22	Propagación
C-II-17	6.43	.520	3.77	Propagación
C-II-18	4.19	.490	3.86	Propagación
C-II-19	4.04	.640	3.35	Propagación
C-II-19A	2.90	.740	3.00	No Prop. 800260 Ci.
C-II-20	2.43	.690	3.19	Propagación

En el ensayo C-II-20 la rotura se produjo en las sujecciones debido a un defecto de montaje que produjo una hendidura en el alambre y una fuerte concentración biaxial de tensiones. Es evidente que, en esa situación, el modelo propuesto no refleja adecuadamente el comportamiento experimental.

5.2.- Influencia de R en σ_y

El efecto más sencillo de estudiar es la influencia de R en el límite de fatiga. En ausencia de tensiones residuales y para un defecto superficial de profundidad a_0 y factor de forma $(a/c)_0$, σ_f será función de R de acuerdo con:

$$\Delta K = \sigma_f F(a_0, (a/c)_0) = \Delta K_{th} = 5.54 - 3.43 R \quad (7)$$

y entonces

$$\sigma_f = \frac{5.54 - 3.43 R}{F(a_0, (a/c)_0)} \quad (8)$$

donde F es la función de forma para calcular el factor de intensidad de tensiones en una microfisura superficial de acuerdo con lo señalado en el apartado correspondiente. Esta expresión tiene un límite puesto que la tensión máxima en un ciclo nunca puede ser superior a la carga de rotura del material. Matemáticamente, este límite viene expresado por:

$$\sigma_f = \sigma_u (1 - R) \quad (9)$$

Este resultado explica los obtenidos por distintos autores que reflejaban la fuerte dependencia entre σ_f y R [4,12-13 y 19].

5.3.- Influencia de los defectos superficiales

Los defectos superficiales en este tipo de material son inherentes al proceso de fabricación, especialmente al trefilado [12]. Su influencia en σ_f depende de su profundidad y factor de forma a través de la función F(a,a/c). Los valores de esa función para los defectos encontrados normalmente ($30 \mu\text{m} < a < 70 \mu\text{m}$ y $0.1 < a/c < 0.6$) se han reflejado en la tabla 5. Un primer examen de estos resultados permite indicar que σ_f depende mucho de la profundidad del defecto y, en menor medida, del factor de forma. Los defectos con relación a/c baja (0.1) tiene límites de fatiga inferiores a aquéllos en los que a/c es elevado (0.4 a 0.6). La influencia del factor de forma en el límite de fatiga aumenta con la profundidad del defecto.

TABLA 5.- FUNCION F ($\text{m}^{1/2} 10^2$)

a/c	PROFUNDIDAD DE FISURA (micras)				
	30	40	50	60	70
.1	.95528	1.1031	1.2333	1.3510	1.4592
.2	.92443	1.0674	1.1934	1.3073	1.4121
.3	.88593	1.0230	1.1437	1.2529	1.3533
.4	.84410	.9747	1.0897	1.1937	1.2894
.5	.80167	.9257	1.3050	1.1337	1.2246
.6	.76035	.8780	.9816	1.0753	1.1615

La fuerte dependencia de σ_f con R, a y a/c permite explicar la enorme dispersión encontrada por distintos autores al determinar experimentalmente σ_f . Como los tamaños de los defectos varían aleatoriamente entre ciertos valores, lo lógico es que los resultados experimentales de σ_f se encuentren dentro de una banda limitada por las magnitudes de a y a/c máximas y mínimas que se han encontrado (figura 2).

5.4.- Influencia de las tensiones residuales

La influencia de las tensiones residuales sobre σ_f depende de su valor superficial y de su gradiente y es, al mismo tiempo, función de la relación de tensiones y de las características geométricas de los defectos.

Las tensiones residuales de compresión producen una fuerte mejora en el límite de fatiga cuando la relación de tensiones es próxima a 0 ya que, en esta situación, ΔK viene expresado por (5b) y es muy inferior al que actuaría si no existieran esas compresiones. Los resultados experimentales permiten afirmar que este efecto es preponderante sobre las características de los defectos superficiales.

A medida que aumenta la relación de tensiones R, el efecto de las tensiones residuales de compresión es producir un ligero incremento en ΔK_{th} al disminuir la relación de tensiones en el fondo de la grieta (véase expresión (6)). Este efecto es tanto más importante cuanto mayores son los valores superficiales de las tensiones residuales de compresión y menores los gradientes. Para relaciones de tensión elevadas ($R > 0.7$) las redistribuciones de tensiones producidas al superarse el límite elástico hacen que el efecto de las tensiones residuales -de tracción o de compresión- tenga muy poca importancia en el límite de fatiga [16].

6.- REFERENCIAS

- [1] CEB-FIP, "Model code for Concrete Structures". Bulletin d'information 124/125 F. Paris, 1978.
- [2] K. Waagard, "Veritas fatigue design recommendations for offshore concrete structures". Det Norske Veritas. Oslo, 1982.
- [3] IRANOR, "Armaduras de hormigón pretensado. Ensayo de fatiga a tracción". UNE 86-465-86 Madrid. 1986.
- [4] N. Birkenmaier y R. Narayanan, "Fatigue Resistance of Large High Tensile Steel Stay Tendons". Fatigue of Steel and Concrete Structures. IABSE. Lausanne, 1983.
- [5] R.A. Smith, "On the Short Crack Limitations of Fracture Mechanics" International Journal of Fracture, 1977.
- [6] F.J. Ceñal, "Caracterización superficial de tendones de acero eutectoide para hormigón pretensado". Tesis Master. Universidad de Navarra. San Sebastián, 1981.
- [7] J.M. Campos y M. Elices, "Influencia de las tensiones residuales en la fragilización por hidrógeno en alambres trefilados". Anales de Mecánica de la Fractura, 1986.

- [8] S. Sánchez Beitia y M. Elices, "Influencia de las tensiones residuales superficiales en la fragilización por hidrógeno en aceros eutéctoides trefilados". Corrosión y Protección, 1986.
- [9] N.M. Eid y P.F. Thomason, "The Nucleation of Fatigue Cracks in a Low Alloy Steel under High Cycle Fatigue and Uniaxial Loading". Acta Metallurgica, 1979.
- [10] J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez, "Condiciones para iniciación y crecimiento de microfisuras por fatiga en alambres de pretensado". Anales de Mecánica de la Fractura, 1985.
- [11] E. Castillo y otros, "Statistical Model for Fatigue Analysis of Wires, Strands and Cables". P82-85. IABSE, 1985.
- [12] I. Verpoest y otros, "The Fatigue Threshold, Surface Condition and Fatigue Limit of Steel Wire". International Journal of Fatigue, 1985.
- [13] J. Llorca, "Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. Madrid, 1986.
- [14] J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez, "Fatigue Threshold Determination in High Strength Cold Drawn Eutectoid Steel Wires". Engineering Fracture Mechanics, 1987.
- [15] B.N. Leis y otros, "Critical Review of the Fatigue Growth of Short Cracks". Engineering Fracture Mechanics, 1987.
- [16] J. Llorca y V. Sánchez-Gálvez, "Numerical Determination of the Influence of Residual Stresses on Fatigue". International Conference on Computational Plasticity. Barcelona, 1987.
- [17] R.C. Shah y A.S. Kobayashi, "Stress Intensity Factor for an Elliptical Crack under Normal Loading". Engineering Fracture Mechanics, 1971.
- [18] J.C. Newman y I.S. Raju, "An Empirical Stress Intensity Factor Equation for the Surface Crack". Engineering Fracture Mechanics, 1981.
- [19] E.T. Gill y R. Goodacre, "Some Aspects of the Fatigue Properties of Patented Steels Wires". Journal of Iron and Steel Institute, 1934.
- [20] A. Valiente y otros, "On Cracking Fatigue of Prestressing Steel Wires". Advances in Fracture Research. 6ICF. Nueva Delhi, 1984.

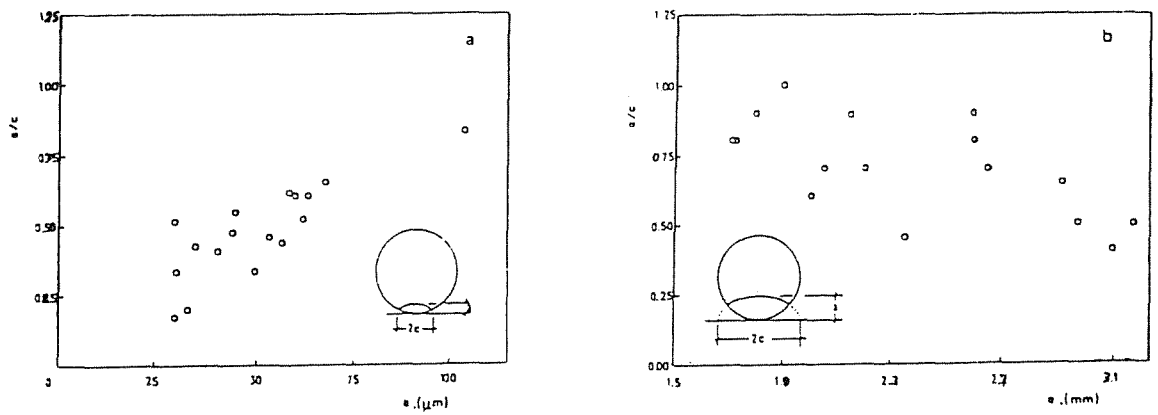


Fig.1.- Profundidad y factor de forma a) Defectos superficiales
b) Fisuras de rotura.

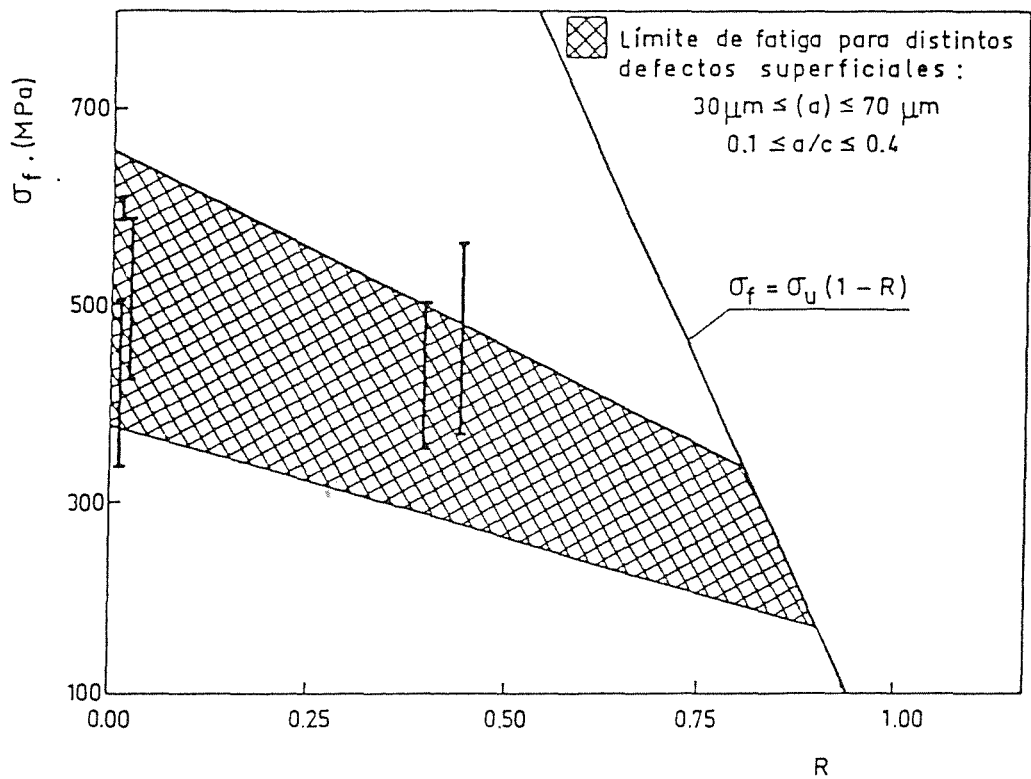


Fig.2.- Dependencia del límite de fatiga con R, a y a/c.
Comparación con los resultados experimentales
(4,11,12,13,20).

INFLUENCIA EN LOS PARAMETROS DE LA LEY DE COFFIN-MASON, APLICADA
AL CASO DE ALEACIONES LIGERAS, DEL TIPO DE ALEACION,
TRATAMIENTO TERMICO Y EXISTENCIA DE ENTALLAS

J.M. Pintado Fé, J. Ibáñez Ularguí y J.M. Badía Pérez
Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (INTA)
Departamento de Estructuras y Materiales Estructurales

RESUMEN.

Basándose en los datos experimentales de un programa de ensayos de fatiga a flexión rotativa de dos aleaciones ligeras Al-Mg-Si y otras dos Al-Cu, en diversas variantes de tratamientos térmicos, se estudia la aplicabilidad de la ley de Coffin-Mason y la influencia que en los parámetros fundamentales de dicha ley tienen la aleación, tratamiento térmico y existencia o no de entallas.

ABSTRACT.

Based upon the experimental results of a rotative bending fatigue test program carried out on four light alloys, (two Al-Mg-Si and two Al-Cu) treated to different thermal treatments, the applicability of Coffin-Mason law has been analyzed. The influence of the type of alloy, heat treatment and the existence of notches on the fundamental parameters of that law has also been investigated.

RESUME.

A partir de les donnes experimentaux obtenus des essais de fatigue á flexion rotative effectués sur deux alliages légères Al-Mg-Si et deux Al-Cu, dans différents conditions de traitements thermiques, on a étudié l'aplicabilité de la loi de Coffin-Mason et l'influence que, sur les paramètres fondamentaux de dite loi, ont l'alliage, le traitement thermique et l'existence d'entailles.

1.- INTRODUCCION

La realización en los laboratorios del INTA de un amplio programa de ensayos, en aleaciones Al-Mg-Si y Al-Cu en distintas variantes de tratamiento térmico, uno de cuyos objetivos era obtener datos básicos de comportamiento a fatiga de estas aleaciones e influencia en dicho comportamiento de las variantes de tratamiento, ha permitido, analizar algunos aspectos interesantes sobre la aplicación de la ley de Coffin-Mason a la vista de los resultados experimentales y sobre la influencia que en los parámetros de dicha ley tienen el tipo de aleación, tratamiento térmico y existencia o no de entalla, así como de las posibilidades de extrapolación de los resultados experimentales de ensayos a un número de ciclos muy superiores a los alcanzados en los ensayos. En esta comunicación se exponen los resultados del análisis antes citado.

2.- ALEACIONES Y TRATAMIENTOS TERMICOS ENSAYADOS. OBTENCION DE PROBETAS

Para el programa de ensayos se eligieron dos aleaciones Al-Cu de uso aeronáutico, (una tolerante al daño y otra de alta resistencia), una aleación Al-Mg-Si de uso también aeronáutico y otra aleación Al-Mg-Si del mismo grupo que la anterior pero sin elementos afinantes de grano. Estas aleaciones son:

L-3140 S/N UNE (AA-2024 S/N ASTM), L-3130 (AA-2214),
L-3420 (AA-6261) y L-3431 (AA-6101).

Las aleaciones Al-Mg-Si se recibieron en forma de redondo extruido de 60 mm de diámetro y las del grupo Al-Cu, en forma de plancha de 60 mm de espesor.

El análisis del material recibido, dió las composiciones expresadas en % en peso en la cabecera de los cuadros n^{os} II a V. De cada una de estas aleaciones se obtuvieron probetas, en dirección longitudinal, para realizar ensayos de tracción y de fatiga; las probetas, mecanizadas con excedente en sus dimensiones, fueron sometidas antes del mecanizado final, a los tratamientos térmicos indicados en los cuadros mencionados. La aleación L-3431 fue sometida, en los tratamientos B y C, a un recocido previo de 2 h a 375°C; en la aleación L-3420, el recocido previo fue 1 h a 325°C. En las aleaciones Al-Cu no se dió ningún tratamiento previo de recocido. En el caso de la aleación L-3140, de maduración natural, las variantes de tratamiento corresponden a las condiciones de enfriamiento después de la solubilización, indicadas en el cuadro n^o V; en el tratamiento C, la temperatura de solubilización está ya por encima del "solidus" del material, habiéndose iniciado la fusión de eutécticas.

La designación de las variantes de tratamiento térmico por A, B, C y D es puramente convencional y solo sirven como referencia en este trabajo.

Todas las probetas correspondientes a un mismo tratamiento, fueron tratadas juntas en horno de sales para la solubilización y en estufa para la maduración artificial. Las probetas, para la solubilización, se introdujeron estando el horno a la temperatura de solubilización, contándose el tiempo a partir de recuperar el horno dicha temperatura; el temple se hizo por enfriamiento en agua a temperatura ambiente nada más sacarlas del horno, con las excepciones que, en la aleación L-3140, se indican en el cuadro n° V. Una vez realizado el tratamiento térmico, las probetas fueron terminadas a las dimensiones y acabado superficial definitivos. Las probetas de fatiga, de dos tipos corresponden, en su forma y dimensiones definitivas, a los croquis de la figura n° 1; el valor del factor teórico de concentración de esfuerzos K_t correspondiente a la probeta escalonada es $K_t=2,31$ según los gráficos de Peterson [1]. En todas y cada una de las probetas de fatiga se comprobó que su rugosidad superficial y radios de acuerdo estaban dentro de los límites establecidos en plano.

Las características mecánicas obtenidas en los ensayos de tracción son las indicadas en el Cuadro n° 1 y corresponden a la media de las obtenidas en dos probetas. En este mismo cuadro se incluyen las medidas de dureza y conductividad eléctrica, así como, los valores de dos parámetros, $(\sigma_a, N=1)/\sigma_u$ y b que corresponden a características de comportamiento a fatiga como se verá más adelante.

3.- ENSAYOS DE FATIGA: RESULTADOS OBTENIDOS Y PROCESADO DE LOS MISMOS

Las probetas de fatiga fueron ensayadas a flexión rotativa, bajo carga constante y 6000 rpm, en 10 máquinas Schenk Rapid. Para cada combinación aleación-tratamiento térmico y tipo probeta ($K_t=1$ y $K_t=2,3$) se ensayaron 4 grupos de 6 probetas, cada grupo a un nivel de esfuerzos, con objeto de estimar la vida a dichos niveles y poder determinar la curva S-N. Los valores de estos cuatro niveles de esfuerzos se eligieron de forma que las probetas rompiesen en torno a $4 \cdot 10^4$, $1 \cdot 5 \cdot 10^5$, 10^6 y $4 \cdot 10^6$ ciclos (valores medios). También se ensayaron, en cada combinación antes mencionada, 10 probetas para obtener, mediante el procedimiento "en escalera" [2], el límite de fatiga a $20 \cdot 10^6$ ciclos. A partir de los datos obtenidos en los ensayos a diferentes niveles de esfuerzos, se han determinado, mediante análisis de regresión lineal, las rectas $\log \sigma - \log N$ correspondientes a los valores N_{med} (valor mediano de los diferentes ciclos de duración obtenidos en cada nivel de esfuerzos, $N_{med} = (N_3 + N_4)/2$) y N_1 (número mínimo de ciclos de duración en cada nivel de esfuerzos) que representan, respectivamente, los diagramas de duración o de vida "finita" del 50% y 89% respectivamente de probabilidad de supervivencia con el 50% de fiabilidad según la distribución binomial [2].

En los cuadros n°s II a V, se exponen los valores de los coeficientes de correlación de las rectas obtenidas por regresión lineal, así como las pendientes b de dichas rectas y los valores de σ_a correspondientes en las mismas a 10^5 , 10^6 y $2 \cdot 10^7$ ciclos. También se indican, los

valores del límite de fatiga σ_a 2.10^7 ciclos obtenidos directamente por el procedimiento "en escalera" antes citado, que representan el valor medio σ_m del límite de fatiga (50% de probabilidad de supervivencia) a ese número de ciclos y el valor corregido para el 89% de probabilidad de supervivencia, que se ha determinado, dado que los valores de límites de fatiga para un número de ciclos dado se distribuyen según una distribución normal, por la expresión $\sigma_{89\%} = \sigma_{50\%} \cdot (1 - 1,23 \cdot \Delta / \sigma_{50\%})$ en que Δ es el valor de la desviación calculada, en los casos en que ha sido posible, a partir de los datos obtenidos al aplicar el procedimiento en escalera. En la última columna de los cuadros se indica el valor $(\sigma_a(N-1) / \sigma_u)$, cuyo significado se explicará más adelante. En la figura nº 2 se representa, a modo de ejemplo, una de las rectas $\log \sigma = \log N$, obtenidas por el procedimiento descrito realizando el análisis de regresión sobre 5 puntos.

4.- ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

En el análisis de los datos que figura en los cuadros números II a V permite establecer lo siguiente:

- a) La linealidad de la función $\log \sigma_a = f(\log N)$ en el intervalo explorado entre 10.000 y 4.10^6 ciclos es evidente, como se deduce de los valores de correlación, $>0,97\%$ obtenidos en el análisis de regresión sobre 4 puntos y esto independientemente de que la probeta sea lisa o entallada y de la aleación, tratamiento y % de supervivencia considerados, no observándose influencia sistemática de ninguno de estos parámetros en los valores de correlación obtenidos. Los únicos valores de correlación inferiores a 0,97 encontrados lo han sido en la aleación L-3130-C, $K_t=1$ (correlación 0,85), L-3130-D, $K_t=1$ (correlación 0,964), aleación L-3140-C, $K_t=1$ (correlación 0,94) y L-3140-A, $K_t=2,3$ (correlación 0,91).
- b) Lo dicho en el apartado anterior es aplicable, con la salvedad que expondremos, también si el campo lo extendemos hasta un número de ciclos $N=2.10^7$, es decir, efectuando el ajuste de la recta (análisis de regresión) sobre 5 puntos, de los cuales el 5º es el obtenido por la curva de respuesta 2.10^7 ciclos. Los únicos valores de correlación inferiores a 0,97 encontrados ahora han sido en la aleación L-3420-A, $K_t=2,3$ (correlación 0,95), L-3130-B, $K_t=1$ (correlación 0,92); L-3130-A, $K_t=2,3$ (correlaciones 0,94 y 0,96), L-3130-D, $K_t=2,3$ (correlación 0,92) y L-3140-C, $K_t=1$ (correlación 0,96). Sin embargo la situación sufre cierta variación en el caso de las probetas escalonadas ($K_t=2,3$) de la aleación L-3140 en que el número de casos con correlación inferior a 0,97 (valores entre 0,96 y 0,91) es cinco.
- c) Si comparamos los valores del coeficiente de correlación de las rectas de 4 y 5 puntos en cada caso, no existen diferencias significativas ni sistemáticas en las aleaciones L-3431, L-3420 y L-3130, con la excepción de la aleación L-3130 en estado D, en que para $K_t=2,3$ el coeficiente de correlación disminuye en el caso de 5 puntos con

respecto al caso de 4 y esto tanto en el 50% como en el 89% de supervivencia. En el caso de la aleación L-3140 para $K_t=2,3$ y tratamientos B, C y D, aparece ya claramente una cierta disminución sistemática del coeficiente de correlación en la recta ajustada a los 5 puntos. en relación con la de 4. Esto, unido a la diferencia de pendientes de las rectas y de los valores de σ_a para $2 \cdot 10^7$ según la recta y según el punto determinado experimentalmente, indica que en este caso una representación más correcta sería dos rectas de distinta pendiente que se cortarían en un punto situado entre $4 \cdot 10^6$ y $2 \cdot 10^7$ ciclos; no obstante, la representación por una sola recta da una aproximación bastante aceptable (correlación $\geq 0,92$).

- d) Si consideramos ahora la fórmula de Coffin-Mason (ver fig. nº 3), la expresión general [I], considerando las condiciones [II], se convierte en [III]; Coffin-Mason encontraron, como valores medios para muchos materiales y tratamientos, en probetas $K_t=1$, la expresión [IV]. Según los resultados experimentales obtenidos, es evidente que la ley de Coffin-Mason simplificada es aplicable y representa el comportamiento a fatiga para $N \geq 10^4$ ciclos, al menos en flexión rotativa y hasta $2 \cdot 10^7$ ciclos de las 4 aleaciones ensayadas, independientemente del tratamiento, y valor de K_t , y esto tanto para los puntos N_1 como para los puntos N_{med} cuando se ensayan 6 probetas en cada nivel de esfuerzos, pero los valores de los dos parámetros de dicha ley, en este caso $\log[(\sigma_a, N=1)/\sigma_u]$ (ordenada en el origen de la recta experimental en escalas logarítmicas) y b (pendiente de la recta) se diferencian bastante de los valores medios ($(\sigma_a, N=1)/\sigma_u=1,75$ y $b=-0,12$) dados por Coffin-Mason y están influenciados por el tratamiento, tipo de aleación y valor de K_t , tal como puede observarse en las cuatro últimas columnas del Cuadro nº I, en que se exponen los parámetros citados utilizando los resultados de las rectas ajustadas sobre los 5 puntos de valores medianos N_{med} . Si consideramos primeramente el valor de las pendientes, resulta que en todos los tratamientos y aleaciones, los valores de b para $K_t=1$ son inferiores a 0,12, estando comprendidos entre 0,08 y 0,12, mientras que estos valores para $K_t=2,3$ están comprendidos entre 0,12 y 0,17 y comparando en cada caso de aleación y tratamiento los valores de b para los dos valores de K_t , siempre es mayor b en el caso de $K_t=2,3$ lo que corresponde a la conocida propiedad de la disminución de los valores reales de concentración de esfuerzos K_f (para un K_t fijo) al disminuir el número de ciclos a rotura.

En cuanto al parámetro $(\sigma_a(N=1)/R)$, su valor en todos los casos es superior al valor 1,75, pero no se verifica en este caso que sus valores sean sistemáticamente mayores (o menores) para $K_t=1$ que para $K_t=2,3$.

- e) Para comparar el comportamiento a fatiga a través de estos parámetros, hay que considerarlos conjuntamente, ya que el punto de intersección de las dos rectas representativas de dos casos cualesquiera nos delimitará, de producirse, el número de ciclos a partir del cual puede ser más conveniente utilizar una u otra aleación y estado de tratamiento. Estos dos parámetros permiten estimar el comportamiento

a fatiga y determinar por sencillas operaciones numéricas, con más precisión que usando diagramas, datos concretos necesarios para proyecto. Y unidos a los valores obtenidos en los ensayos de tracción, completan los datos de comportamiento mecánico de las aleaciones estudiadas. Dado que el análisis de los datos correspondientes al 89% de supervivencia ha dado, unos valores de correlación del mismo orden, con valores de los parámetros b , para cada caso de aleación, tratamiento y valor de K_t iguales, muy similares al caso del 50% de supervivencia, pueden utilizarse igualmente para obtener datos concretos de cálculo, si bien, dado el número de puntos, solo 6, ensayado en cada nivel, los parámetros correspondientes a los valores N_{med} son más representativos en orden a determinar propiedades básicas de fatiga y por tanto para establecer comparaciones y estudiar la influencia de aleación, tratamiento, etc.

f) Finalmente, la posibilidad de extender los resultados de ensayos realizados entre 10^4 y $4 \cdot 10^6$ ciclos hasta $2 \cdot 10^7$ ciclos, es decir, que el valor de σ_a para $2 \cdot 10^7$ ciclos obtenido a partir de la recta determinada por el ajuste sobre los cuatro puntos experimentales obtenidos dentro del intervalo de número de ciclos citado, se mantenga dentro de ciertos límites de desviación con respecto al valor para $2 \cdot 10^7$ obtenido directamente por ensayo, se puede estimar analizando los cuadros números II a V, en que figuran caso por caso, los datos necesarios. Inicialmente y de forma general se aprecia ya que los valores de los parámetros b y $(\sigma_a(N=1)/\sigma_u)$ son ligeramente diferentes según se hayan obtenido considerando o no el valor experimental correspondiente a $2 \cdot 10^7$ (ajuste respectivamente sobre 5 ó 4 puntos). La comparación de los valores σ_a para $N=2 \cdot 10^7$, en ambos casos de % de supervivencia, con el valor experimental que figura en la columna adyacente del cuadro correspondiente permite establecer que no se aprecia ninguna correspondencia sistemática entre tratamiento y valor de la desviación y que estas, en todos los casos, son notablemente mayores para $K_t=2,3$ que para $K_t=1$. Considerando los valores de las desviaciones, expresadas en % con relación al valor de σ_a obtenido directamente en el ensayo "en escalera" a $2 \cdot 10^7$, se encuentra lo siguiente:

- Para $K_t=1$, la desviación, en todas las aleaciones y tratamientos ensayados, está comprendida entre 2% y 12%, con algún caso extremo (dos <2% y tres > 12%) fuera de estos límites. Los valores σ_a obtenidos de la recta son mayores, es decir, están del lado de la inseguridad, que el valor experimental directo en todos los casos en las dos aleaciones Al-Mg-Si, excepto en el tratamiento B de la L-3431, mientras que en el caso de las dos aleaciones de Al-Cu todos los valores son menores (es decir, del lado de la seguridad) excepto en el tratamiento T-451, en que están por encima, si bien con valores pequeños (3 y 2%).
- Para $K_t=2,3$, las desviaciones en todos los casos de aleación y tratamiento, están comprendidas entre 10% y 45% con algunos casos aislados fuera de este intervalo (tres casos <10% y uno >45%) y son

claramente mayores en las dos aleaciones Al-Cu que en las dos de Al-Mg-Si. Los valores de σ_a obtenidas de la recta están por debajo (lado de la seguridad) del experimental directo en las cuatro aleaciones y diferentes tratamientos consideradas excepto en el tratamiento B de la aleación L-3431, si bien las desviaciones en este caso son pequeñas (8% y 3%).

5.- CONCLUSIONES

En el caso de las cuatro aleaciones ligeras y variantes de tratamiento térmico estudiados puede concluirse que:

- a) La ley de Coffin-Mason simplificada, es decir considerando sólo el término correspondiente a alargamiento elástico, es representativa y puede aplicarse para definir el comportamiento a fatiga en flexión rotativa entre 10^4 y $2 \cdot 10^7$ ciclos, tanto en probetas lisas ($K_t=1$) como en entalladas ($K_t > 1$) y esto no sólo para expresar los valores medianos de vida (50% de probabilidades de supervivencia) a un determinado nivel de esfuerzos, sino también para los valores del 89% de supervivencia tal como se obtienen ensayando seis probetas en cada nivel de esfuerzos.

Sin embargo, en el caso de la aleación L-3140, en probeta entallada $K_t=2,3$ y tratamientos B, C y D, la representación más correcta para $\log \sigma_a = f(\log N)$ será dos rectas de distinta pendiente (menor pendiente la correspondiente a la zona de número de ciclos más elevado) que se cortarían en un punto situado entre $4 \cdot 10^6$ y $2 \cdot 10^7$ ciclos. Esta situación de mejor representación, en el caso de probetas entalladas, por dos rectas en vez de una sola se haría probablemente extensiva a las demás aleaciones y tratamientos si el número de ciclos considerados fuese mayor que $2 \cdot 10^7$.

- b) Los dos parámetros de la ley de Coffin-Mason que definirían la recta $\log \sigma_a = f(\log N)$, es decir, la ordenada en el origen y la pendiente b de la recta, muestran una clara dependencia del tipo de aleación, tratamiento térmico y valor de K_t y los valores experimentales encontrados en este trabajo indican que no pueden tomarse, sin cometer un apreciable error, los valores medios mencionados en el texto ($(\sigma_a(N=1)/R)=1,75$ y $b=-0,12$) como valores constantes.
- c) La aplicación de los parámetros experimentales de la ley de Coffin-Mason, definidos a base de ensayos realizados en un intervalo determinado de número de ciclos, al comportamiento del material a un número de ciclos mucho mayor, produce errores, sobre todo en el caso de probetas entalladas. La cuantía y sentido de las desviaciones son las indicadas en el apartado 4.f).
- d) El comportamiento básico a fatiga de estas aleaciones puede expresarse, para cada aleación y tratamiento, por los parámetros

(($\sigma_a(N=1)/R$ y b) de la ley de Coffin-Mason correspondientes a los valores de $K_t=1$ y de $K_t>1$ escogiendo un valor de K_t en este último caso que sea representativo de los valores que se espere utilizar en la aplicación práctica del material.

6.- REFERENCIAS

- [1] R.E. Peterson, "Stress Concentration Design Factors". John Wiley and Sons. N.Y.
- [2] ASTM STP 91-A. "A Tentative Guide for Fatigue Testing and the Statistical Analysis of Fatigue Data". American Society for Testing and Materials.

Cuadro nº 1 - Características mecánicas según aleación y tratamiento

Aleación y tratamiento	Dureza HB	Conductividad m/Ωmm ²	Carga de rotura R Kgr/mm ²	Limite elástico al 0,2% R _{P0,2} Kgr/mm ²	Alargamiento A % (l ₀ = 5,65 √S)	Estricción Z %	K _t = 1		K _t = 2,3	
							$\frac{\sigma_a [N\cdot11]}{R}$	b	$\frac{\sigma_a [N\cdot11]}{R}$	b
L-3431-A	68	30	23	16	20	60	2	-0,082	-2,88	-0,126
L-3431-B	84	32	24	23	11	50	2,5	-0,107	-3,27	-0,139
L-3431-C	61	34	22	19	15	63	2,98	-0,119	-2,58	-0,125
L-3420-A	103	27	28	24	30	65	2,01	-0,073	1,89	-0,118
L-3420-B	108	27	28	26	29	68	2,56	-0,101	1,85	-0,107
L-3420-C	102	28	29	29	17	64	2,69	-0,108	2,92	-0,146
L-3420-D							2,89	-0,113		
L-3130-A	119	20	45	33	23	29	2,70	-0,112	2,63	-0,153
L-3130-B	135	21	48	35	20	28	2,59	-0,119	2,90	-0,171
L-3130-C	147	22	49	45	14	27	2,25	-0,108	1,98	-0,138
L-3130-D	136	23	46	39	14	26	1,88	-0,096	2,68	-0,158
L-3140-A	130	17	50	33	20	27	2,43	-0,106	3,6	-0,169
L-3140-B	129	17	51	33	21	26	1,90	-0,092	3,29	-0,173
L-3140-C	134	14	51	33	21	25	1,96	-0,099	2,29	-0,131
L-3140-D	129	17	50	33	20	20	1,85	-0,089	3,04	-0,152

CUADRO N° II RESULTADO DE ANALISIS DE REGRESION LINEAL DE LOS DATOS EXPERIMENTALES DE FATIGA.

ALEACION L-3431 (0,46 Si, 0,57 Mg, 0,01 Mn, 9,16 Fe)

PROBETAS TORICAS
SIN ENTALLA
 $K_t = 1$

Tratamiento térmico	l de superficie	N° de valores por ajuste	Coeficiente de correlación	Pendiente	$\bar{\sigma}_a$ en Kgf/mm ² para N ciclos				$\bar{\sigma}_a(N=1)/\bar{\sigma}_u$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=2·10 ⁷	N=2·10 ⁷ (2)	
A Solubilización(*) y maduración 2 h a 189°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9931	- 0,082	17,6	14,6	11,4	11,01	2,00
		4	0,9997	- 0,072	17,5	14,8	12,0		1,78
	89	5 ⁽¹⁾	0,9871	- 0,080	16,5	13,7	10,8	10,4	1,85
		4	0,9995	- 0,072	16,9	14,3	11,6		1,72
B Solubilización(*) y maduración 6 h a 189°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9968	- 0,107	17,7	13,8	10,0	10,3	2,50
		4	0,9984	- 0,115	17,8	13,6	9,7		2,76
	89	5 ⁽¹⁾	0,9982	- 0,104	17,0	14,0	9,8	9,9	2,34
		4	0,9971	- 0,111	17,0	13,1	9,4		2,52
C Solubilización(*) y maduración 6 h a 225°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9995	- 0,119	16,6	12,6	8,8	8,8	2,98
		4	0,9995	- 0,114	16,4	12,6	9,0		2,88
	89	5 ⁽¹⁾	0,9925	- 0,116	15,2	11,6	8,2	8,2	2,65
		4	0,9683	- 0,098	14,5	11,5	8,6		2,05

(1) El quinto valor utilizado en el ajuste está obtenido de la curva de respuesta a $N = 2 \cdot 10^7$.

(2) Valor experimental obtenido de la curva de respuesta a $N = 2 \cdot 10^7$ (ASTM Special Techn. Publ. n° 91-A 1958).

(3) En este caso al ser $C < 0,3$ (ver texto) el valor de $\bar{\sigma}_a (N = 2 \cdot 10^7)$ se ha obtenido a partir de una desviación típica igual al valor medio de las desviaciones típicas del resto de los lotes.

PROBETAS ESCALONADAS
 $K_t = 2,3$

Tratamiento térmico	l de superficie	N° de valores por ajuste	Coeficiente de correlación	Pendiente	$\bar{\sigma}_a$ en Kgf/mm ² para N ciclos				$\bar{\sigma}_a(N=1)/\bar{\sigma}_u$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=2·10 ⁷	N=2·10 ⁷ (2)	
A Solubilización(*) y maduración 3 h a 189°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9886	- 0,126	15,1	11,3	7,8	8,1	2,88
		4	0,9880	- 0,143	15,2	10,5	7,1		3,51
	89	5 ⁽¹⁾	0,9863	- 0,127	14,1	10,5	7,2	7,5 (3)	2,70
		4	0,9888	- 0,154	14,0	9,8	6,2		3,67
B Solubilización(*) y maduración 6 h a 189°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9922	- 0,139	16,0	11,6	7,6	7,9	3,27
		4	0,9902	- 0,150	16,1	11,4	7,3		3,69
	89	5 ⁽¹⁾	0,9974	- 0,124	14,2	10,7	7,4	7,3	2,45
		4	0,9955	- 0,1203	14,3	10,8	7,5		2,36
C Solubilización(*) y maduración 6 h a 225°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9792	- 0,125	13,4	10,1	6,9	7,5	2,58
		4	0,9993	- 0,156	13,6	9,5	6,0		3,73
	89	5 ⁽¹⁾	0,9862	- 0,128	12,7	9,5	6,5	6,8	2,55
		4	0,9905	- 0,150	12,8	9,0	5,8		3,29

(*) 45 minutos a 520 °C

CUADRO M° III RESULTADO DE ANALISIS DE REGRESION LINEAL DE LOS DATOS EXPERIMENTALES DE FATIGA.
ALEACION L-3420 (0,48 Si, 0,27 Cu, 0,81 Mg, 0,21 Mn, 0,24 Pb)

PROBETAS
TORICAS
SIN ENTALLA
 $K_t = 1$

Tratamiento térmico	t de sur- perficie (h)	N° valores ajustados (n)	Coeficiente de correlación	Pendiente	$\bar{\sigma}_a$ en Kgf/mm ² para N ciclos				$\bar{\sigma}_a(N=1)/\bar{\sigma}_U$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)	
A Solubilización(*) y maduración 3 h a 184°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9959	- 0,073	24,5	20,8	16,7	16,4	2,01
		4	0,9997	- 0,066	24,4	21,0	17,2		1,85
	89	5 ⁽¹⁾	0,9948	- 0,073	23,3	19,7	15,8	15,8	1,97
		4	0,9861	- 0,073	23,3	19,7	15,8		1,96
B Solubilización(*) y maduración 8 h a 184°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9957	- 0,101	22,2	17,6	13,0	12,6	2,56
		4	0,9995	- 0,092	22,0	12,8	13,5		2,28
	89	5 ⁽²⁾	0,9834	- 0,106	21,0	16,5	12,00	11,4	2,54
		4	0,9869	- 0,087	20,9	17,1	13,1		2,04
C Solubilización(*) y maduración 6 h a 210°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9996	- 0,108	22,5	17,6	12,7	12,6	2,69
		4	0,9997	- 0,105	22,4	17,6	12,9		2,60
	89	5 ⁽¹⁾	0,9925	- 0,100	20,9	16,6	12,3	11,9	2,29
		4	0,9950	- 0,087	20,9	17,1	13,2		(3)
D Solubilización(*) y maduración 6 h a 225°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9993	- 0,113	21,8	16,8	12,0	11,9	2,49
		4	0,9995	- 0,109	21,8	16,9	12,2		2,78
	89	5 ⁽¹⁾	0,9976	- 0,119	21,6	16,4	11,5	11,4	3,09
		4	0,9954	- 0,116	21,6	16,5	11,7		2,99

- (1) El quinto valor utilizado en el ajuste está obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$.
 (2) Valor experimental obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$ (ASTM Special Techn. Publ. n° 91-A 1958).
 (3) En este caso al ser $C < 0,3$ (ver texto) el valor de $\bar{\sigma}_a (N = 2.10^7)$ se ha obtenido a partir de una desviación típica igual al valor medio de las desviaciones típicas del resto de los lotes.

PROBETAS
ESCALONADAS
 $K_t = 2,3$

(*) 45 minutos
a 525 °C

Tratamiento térmico	t de sur- perficie (h)	N° valores ajustados (n)	Coeficiente de correlación	Pendiente	$\bar{\sigma}_a$ en Kgf/mm ² para N ciclos				$\bar{\sigma}_a(N=1)/\bar{\sigma}_U$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)	
A Solubilización(*) y maduración 3 h a 184°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9517	- 0,118	13,7	10,5	7,4	8,5	1,89
		4	0,9955	- 0,151	13,7	9,7	6,2		2,76
	89	5 ⁽¹⁾	0,9497	- 0,120	13,1	9,9	6,9	C < 0,3 (3) 7,9	2,98
		4	0,9945	- 0,161	12,9	8,9	5,5		2,99
B Solubilización(*) y maduración 8 h a 184°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9938	- 0,107	15,1	11,8	8,6	9,0	1,85
		4	0,9991	- 0,117	15,2	11,6	8,2		2,08
	89	5 ⁽¹⁾	0,9935	- 0,110	14,4	11,2	8,1	C < 0,3 (3) 8,4	1,83
		4	0,9989	- 0,122	14,4	10,9	7,6		2,10
C Solubilización(*) y maduración 6 h a 210°C	30	5 ⁽¹⁾	0,9937	- 0,146	15,7	11,2	7,2	7,7	2,92
		4	0,9997	- 0,162	15,7	10,8	6,7		3,52
	89	5 ⁽¹⁾	0,9951	- 0,145	14,6	10,5	6,8	7,1	2,70
		4	0,9966	- 0,157	14,6	10,2	6,4		3,09

CUADRO N° IV RESULTADO DE ANALISIS DE REGRESION LINEAL DE LOS DATOS EXPERIMENTALES DE FATIGA.

ALEACION L-3130 (0,96 Si, 4,27 Cu, 0,33 Mg, 0,58 Mn, 0,19 Zn, 0,23 Fe)

PROBETAS
TORICAS
SIN ENTALLA
 $K_t = 1$

Tratamiento térmico	N° de probetas	Coeficiente de correlación	Pendiente	σ_a en Kgf/mm ² para N ciclos				$\sigma_a(N=1) / \sigma_u$	
				N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)		
A T 451 (Estado de recepción)	50	5 ⁽¹⁾	0,9993	- 0,123	29,6	22,3	15,4	15,3	2,70
		4	0,9997	- 0,119	29,6	22,5	15,7		2,57
	89	5 ⁽¹⁾	0,9997	- 0,126	28,9	21,6	14,8	14,7	2,74
		4	0,9997	- 0,124	28,9	21,7	15,0		2,65
B Solubilización(*) y maduración 10 h a 170°C.	50	5 ⁽¹⁾	0,9856	- 0,119	33,2	25,2	17,7	18,2	2,59
		4	0,9790	- 0,125	33,2	24,9	17,1		2,78
	89	5 ⁽¹⁾	0,9199	- 0,123	29,2	22,0	15,2	17,4	2,40
		4	0,9997	- 0,236	27,7	16,1	7,9		8,35
C Solubilización(*) y maduración 4 h a 170°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9958	- 0,108	32,0	25,0	18,1	18,6	2,25
		4	0,8536	- 0,104	30,0	23,6	17,3		2,01
	89	5 ⁽¹⁾	0,9709	- 0,109	30,3	23,6	17,0	17,9	2,17
		4	0,9701	- 0,129	30,5	22,6	15,3		2,75
D Solubilización y maduración 8 h a 200°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9959	- 0,096	28,6	23,0	17,2	17,3	1,88
		4	0,9926	- 0,096	28,6	22,9	17,2		1,89
	89	5 ⁽¹⁾	0,9789	- 0,089	26,5	21,6	16,6	16,9	1,60
		4	0,9644	- 0,096	26,4	21,2	15,9		(3) 1,73

- (1) El quinto valor utilizado en el ajuste está obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$.
 (2) Valor experimental obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$ (ASTM Special Techn. Publ. n° 91-A 1958).
 (3) En este caso al ser $C < 0,3$ (ver texto) el valor de σ_a ($N = 2.10^7$) se ha obtenido a partir de una desviación típica igual al valor medio de las desviaciones típicas del resto de los

PROBETAS
ESCALONADAS
 $K_t = 2,3$

Tratamiento térmico	N° de probetas	Coeficiente de correlación	Pendiente	σ_a en Kgf/mm ² para N ciclos				$\sigma_a(N=1) / \sigma_u$	
				N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)		
A T 451 (Estado de recepción)	50	5 ⁽¹⁾	0,9612	- 0,153	20,4	14,3	9,0	10,2	2,63
		4	0,9960	- 0,204	20,9	13,1	7,1		4,83
	89	5 ⁽¹⁾	0,9436	- 0,160	19,2	13,3	8,2	9,3	(3) 2,67
		4	0,9888	- 0,245	19,7	11,3	5,4		7,27
B Solubilización(*) y maduración 10 h a 170°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9918	- 0,171	20,3	13,7	8,2	8,8	2,90
		4	0,9995	- 0,196	20,4	13,0	7,2		3,87
	89	5 ⁽¹⁾	0,9969	- 0,181	18,5	12,2	7,1	7,2	2,97
		4	0,9944	- 0,189	18,5	12,0	6,8		3,24
C Solubilización(*) y maduración 4 h a 170°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9902	- 0,138	19,8	14,4	9,5	10,0	1,98
		4	0,9949	- 0,156	19,9	13,9	8,7		2,44
	89	5 ⁽¹⁾	0,9874	- 0,145	19,0	13,6	8,8	9,4	2,06
		4	0,9954	- 0,173	19,0	12,8	7,6		2,83
D Solubilización(*) y maduración 8 h a 200°C	50	5 ⁽¹⁾	0,9684	- 0,158	19,8	13,8	8,6	9,8	2,68
		4	0,9895	- 0,189	19,9	12,9	7,3		3,83
	89	5 ⁽¹⁾	0,9226	- 0,155	17,6	12,3	7,8	9,3	2,28
		4	0,9892	- 0,233	17,4	10,2	5,1		5,57

(*) 45 minutos a 500 °C

CUADRO N° Y RESULTADO DE ANALISIS DE REGRESION LINEAL DE LOS DATOS EXPERIMENTALES DE FATIGA.

ALEACION L-3140 (0,19 Si, 4,16 Cu, 1,30 Mg, 0,52 Mn, 0,16 Zn, 0,26 Fe) .

PROBETAS
TORICAS
SIN ENTALLA
 $K_t = 1$

Tratamiento térmico	N° de probetas	N° de lotes	Coeficiente de correlación	Pendiente	σ_a en Kgf/mm^2 para N ciclos				$\sigma_a(N=1)/\sigma_u$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)	
A Solubilización y maduración natural	50	5 ⁽¹⁾	0,9937	- 0,106	35,6	27,9	20,3	20,7	2,43
		4	0,9910	- 0,112	35,7	27,6	19,7		2,59
	89	5 ⁽¹⁾	0,9887	- 0,111	34,7	26,9	19,3	20,1	2,49
		4	0,9924	- 0,127	24,8	25,9	17,7		3,03
B Solubilización (enfriamiento en aceite) y maduración natural	50	5 ⁽¹⁾	0,9952	- 0,092	33,7	27,2	20,6	21,1	1,90
		4	0,9972	- 0,100	33,8	26,9	19,9		2,08
	89	5 ⁽¹⁾	0,9923	- 0,092	32,4	26,2	19,8	20,5 (3)	1,83
		4	0,9990	- 0,103	32,4	25,5	18,6		2,13
C Aleación quemada a 510°C en la solubilización. Maduración natural	50	5 ⁽¹⁾	0,9985	- 0,099	32,4	25,8	19,2	19,4	1,96
		4	0,9980	- 0,101	32,4	25,7	19,0		2,02
	89	5 ⁽¹⁾	0,9600	- 0,096	30,0	24,1	18,1	18,8	1,76
		4	0,9422	- 0,112	30,0	23,2	16,6		2,14
D Solubilización y maduración natural (25 seg. al aire antes de enfriar en agua)	50	5 ⁽¹⁾	0,9913	- 0,089	33,6	27,3	20,9	21,1	1,85
		4	0,9885	- 0,092	33,5	27,2	20,6		1,91
	89	5 ⁽¹⁾	0,9774	- 0,092	31,6	25,6	19,4	20,7	2,34
		4	0,9999	- 0,115	31,6	24,2	17,3		2,35

- (1) El quinto valor utilizado en el ajuste está obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$.
- (2) Valor experimental obtenido de la curva de respuesta a $N = 210^7$ (ASTM Special Techn. Publ. n° 91-A 1958).
- (3) En este caso al ser $C < 0,3$ (ver texto) el valor de σ_a ($N = 2.10^7$) se ha obtenido a partir de una desviación típica igual al valor medio de las desviaciones típicas del resto de los lotes.

PROBETAS
ESCALONADAS
 $K_t = 2,3$

Tratamiento térmico	N° de probetas	N° de lotes	Coeficiente de correlación	Pendiente	σ_a en Kgf/mm^2 para N ciclos				$\sigma_a(N=1)/\sigma_u$
					N=10 ⁵	N=10 ⁶	N=210 ⁷	N=210 ⁷ (2)	
A Solubilización y maduración natural	50	5 ⁽¹⁾	0,9851	- 0,169	25,6	17,3	10,4	11	3,6
		4	0,9826	- 0,192	25,9	16,7	9,3		4,74
	89	5 ⁽¹⁾	0,9561	- 0,158	22,6	15,7	9,8	10,2	2,79
		4	0,9124	- 0,179	22,5	14,9	8,7		3,55
B Solubilización (enfriamiento en aceite) y maduración natural	50	5 ⁽¹⁾	0,9650	- 0,173	23,0	15,4	9,2	10,6	3,29
		4	0,9983	- 0,226	23,2	13,8	7,0		6,10
	89	5 ⁽¹⁾	0,9714	- 0,170	21,4	14,5	8,7	9,8 (3)	2,96
		4	0,9967	- 0,215	21,3	13,0	6,8		4,98
C Aleación quemada a 510°C en la solubilización. Maduración natural.	50	5 ⁽¹⁾	0,9529	- 0,131	25,9	19,1	12,9	14,4	2,29
		4	0,9854	- 0,173	26,6	17,8	10,6		3,80
	89	5 ⁽¹⁾	0,9127	- 0,125	23,6	17,7	12,2	13,8	1,95
		4	0,9751	- 0,204	24,0	15,0	8,1		4,88
D Solubilización y maduración natural (25 seg. al aire antes de enfriar en agua)	50	5 ⁽¹⁾	0,9385	- 0,152	26,5	18,7	11,8	13,5	3,04
		4	0,9929	- 0,227	27,8	16,5	8,3		7,50
	89	5 ⁽¹⁾	0,9172	- 0,145	24,1	17,3	11,2	12,7	2,51
		4	0,9745	- 0,241	24,4	14,0	6,8		7,76

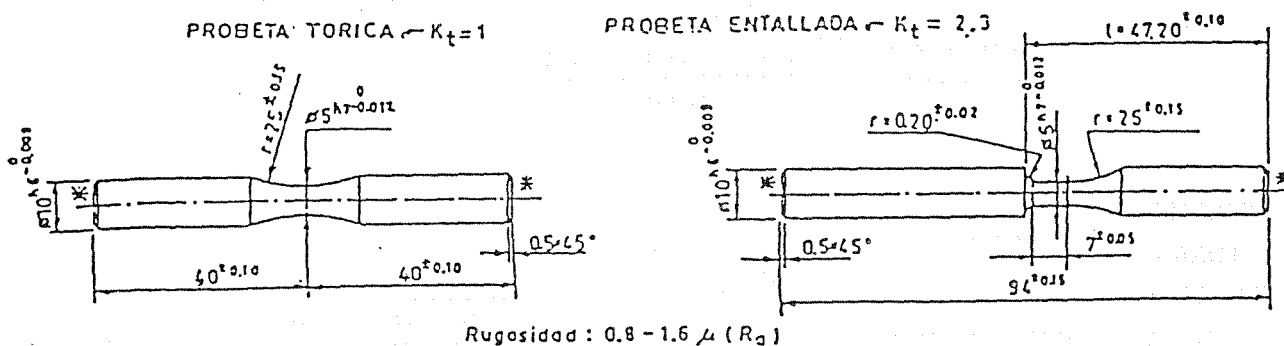


Fig.1.- Plano de las probetas

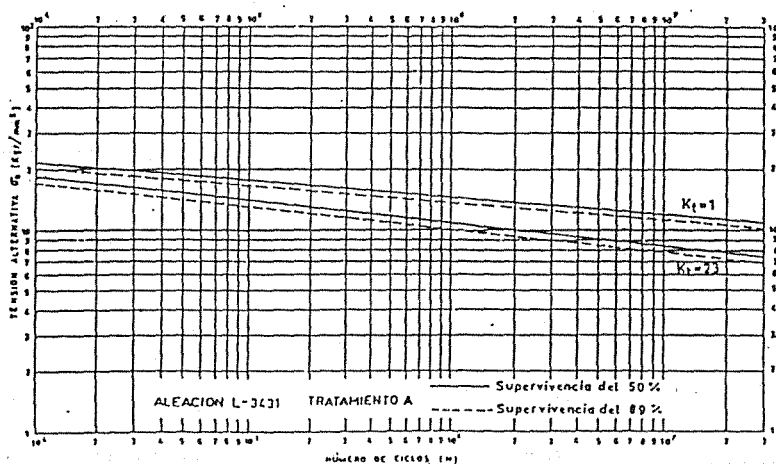
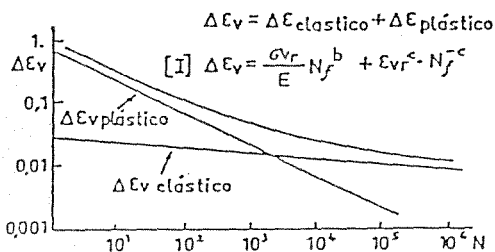


Fig.2.



[II] $N > 10^4$, ϵ_v plástico ≈ 0 ; ϵ_v elástico $\approx \epsilon$ elástico

[III] $\Delta \epsilon_c = \frac{2\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_{vr}}{E} \cdot N_f^b$; $\log \sigma_a = \log (0.5 \sigma_{vr}) + b \cdot \log N$

[IV] $\Delta \epsilon_c = \frac{3.5 \sigma_{\mu}}{E} \cdot N^{-0.12}$; $\log \sigma_a = \log (1.75 \sigma_{\mu}) - 0.12 \log N$

Nota: σ_{μ} esfuerzo unitario máximo referido a la sección inicial (R en nuestro cuadro n° I)

Fig.3.- Fórmula de Coffin-Manson.- Representación en escalas logarítmicas

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE BAJO NUMERO DE CICLOS DE UN ACERO INOXIDABLE
AUSTENITICO 316L A 600-625°C.

S. Simón García, J.M. Rodríguez Ibabe, M. Fuentes Pérez

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa

(CEIT), B^a Ibaeta, s/n - 20009 San Sebastián.

RESUMEN

Se ha realizado un estudio de la respuesta a fatiga de bajo número de ciclos de un acero AISI 316L para unos intervalos de deformación comprendidos entre 0,5 y 2% unas velocidades de deformación de $1\div 7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, a 600/625°C. Asimismo se ha llevado a cabo un análisis fractográfico de las probetas ensayadas mediante microscopía electrónica de barrido, constatándose que la iniciación de la grieta es de tipo intergranular para posteriormente progresar transgranularmente.

SUMMARY

The low cycle fatigue behaviour of an AISI 316L stainless steel has been studied for axial strain ranges from 0,5 to 2%, strain rates of $1\div 7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ and at 600/625°C. A fractographic analysis of the test specimens carried by scanning electron microscopy shows that crack initiation follows an intergranular path and later continues growing transgranularly.

1.- INTRODUCCION

Las condiciones de servicio estacionarias de plantas convencionales de potencia dan paso con frecuencia a transitorios de tensión y temperatura en diferentes componentes, produciendo deformaciones inelásticas cíclicas compuestas por deformaciones "tipo fatiga" y "tipo fluencia lenta" o "creep".

Las deformaciones cíclicas tipo fatiga, al igual que las de fluencia, provocan un daño estructural, con frecuencia interactivo, que conllevan una disminución de la capacidad del material de soportar las sollicitaciones de servicio y por consiguiente la vida del componente en cuestión [1].

Existen diferentes estudios en la literatura que tratan las propiedades Creep-Fatiga de los aceros inoxidables austeníticos 304 y 316 [2,3]. Estos estudios se realizaron para evaluar la resistencia a la fatiga de estos materiales estructurales que se usan para la fabricación de reactores rápidos refrigerados por sodio.

La mayor parte de los autores realizan sus ensayos en unas condiciones experimentales más fuertes que las reales de servicio (intervalos de deformación entre 0.5 y 2% y temperaturas próximas a los 600°). Estas condiciones se eligen con el fin de obtener unos resultados que se puedan aplicar a longitudes de tiempo mayores que las de los ensayos. Por el momento no existe un método generalmente aceptado que pueda usarse para extrapolar datos del laboratorio a situaciones reales de servicio.

En este artículo se muestran los resultados, de comportamiento a Fatiga, obtenidos con un acero inoxidable austenítico AISI 316L, material habitual en la construcción de componentes de plantas de potencia, ante una serie de ensayos de fatiga isotérmicos controlados con deformación diametral, con unas $\dot{\epsilon} = 1.7 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y unas temperaturas de 600/625°C, en la forma propuesta por Coffin y Manson [4, 5]. Dichos autores predicen la vida de un componente sometido a condiciones de fatiga de gran amplitud por medio de la ecuación:

$$\Delta\epsilon_p = C.N^{-m}$$

siendo $\Delta\epsilon_p$ la amplitud de la deformación plástica, N el número de ciclos de vida del componente y C y m dos constantes del material.

Asimismo, se han obtenido la curva cíclica tensión-deformación y las curvas de endurecimiento cíclico, completando el estudio con un análisis fractográfico de las probetas ensayadas.

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El material estudiado es un acero inoxidable austenítico de

bajo contenido en carbono siendo su composición y propiedades mecánicas convencionales las señaladas en la Tabla 1. Suministrado como barras de 22mm de ϕ con unas condiciones consistentes en torneado de desbaste y recocido austenítico, fué sometido al siguiente tratamiento térmico:

- Calentamiento durante 1/2 h. a 1070°C y enfriamiento posterior en agua.

Tabla 1

a) Composición química (en % en peso).

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	N
.035	1.50	.37	.017	.016	17.4	12.7	2.42	0.04

b) Propiedades a Tracción del Acero AISI 316L

Temperatura °C	$\sigma_{y0.2\%}$	σ_{max} MPa	Reducción en área (%)
20	243	853	75

Se pretende así obtener una homogeneización del material. El tamaño de grano resultante es de $54.1 \pm 1.2 \mu\text{m}$.

Los ensayos de Fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica Instron de 10T. de capacidad dinámica, al aire y a temperaturas de 600 y 625 °C ($\pm 8^\circ\text{C}$) utilizando un sistema de calentamiento por resistencia eléctrica, bajo control de deformación diametral y aplicando una onda triangular simétrica. Las probetas empleadas son las denominadas "Hourglas", con un diámetro en su sección más pequeña de 10 mm. Tanto la geometría de la probeta como las diferentes características de la realización de los ensayos se detallan en la referencia [6]. Previamente a la ejecución del ensayo las superficies de las probetas fueron pulidas con lijas de agua de grado 600 con objeto de obtener un acabado superficial fácilmente reproducible, según especifica la norma BS 3518. "Método de ensayo en Fatiga". La dirección final de pulido fue siempre paralela al eje longitudinal de la probeta. Este proceder facilita un acabado superficial de $0.05 \mu\text{m}$ a $0.1 \mu\text{m}$ de separación entre líneas.

Una vez realizado el ensayo, el valor de la deformación axial, se determina a partir de la tensión medida, σ , y de la deformación diametral, ϵ_d , mediante la relación [7]:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} \left(1 - \frac{\nu_e}{\nu_p} \right) - \frac{\epsilon_d}{\nu_p}$$

siendo ν_e y ν_p los módulos de Poisson elástico y plástico respectivamente. Los valores de E y ν_e que se han tomado son [7]: 155000 MPa y 0.32. Por otra parte, ν_p se ha considerado igual a 0.5.

Se han realizado un total de 16 ensayos utilizando unos intervalos de la deformación total axial comprendidos entre 0.5 y 1.9 %. La velocidad de deformación axial resultante oscila entre 1 y 7 $10^{-3} \cdot s^{-1}$.

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas se examinaron en un microscopio electrónico de barrido Philips 501B a 15 Kv.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Curva tensión-deformación cíclica

Los resultados de los ensayos de fatiga de bajo número de ciclos se detallan en la Tabla 2, indicándose la amplitud de la deformación total, $\Delta\epsilon_t$, la componente plástica, $\Delta\epsilon_p$, la velocidad de deformación axial $\dot{\epsilon}$, y el número de ciclos a fractura de la probeta, N_f . Asimismo, se señala la situación del termopar en la probeta, bien colocado en el hombro de la misma (zona de sección uniforme), bien soldado en la zona de mínimo diámetro.

El acero AISI 316L muestra un efecto de endurecimiento en los ciclos iniciales de realización del ensayo. Posteriormente, la amplitud de la tensión, o la componente tractiva de la misma, alcanza un valor de saturación permaneciendo constante hasta el comienzo de la progresión de la grieta. En la Fig. 1 se muestran los valores de la tensión $\Delta\sigma/2$ (en realidad la componente tractiva del ciclo) en función del número de ciclos para diferentes amplitudes de deformación aplicadas ($\Delta\epsilon_t/2$). Como se aprecia, a medida que aumenta la amplitud de la deformación el endurecimiento cíclico que experimenta el material es mayor.

A partir de dichos ensayos se puede determinar la curva tensión-deformación de comportamiento cíclico del material a 600°C. El procedimiento seguido para calcularla es el conocido como "método de la probeta por nivel de deformación": cada probeta se somete a un nivel de deformación y, una vez estabilizada la tensión, se toma dicho valor como un punto de la curva. En la práctica, se suele considerar el valor de la tensión correspondiente a un número de ciclos igual a $N_f/2$. Los resultados de $\Delta\sigma/2$ determinados mediante este procedimiento se señalan en la Tabla 2,

y la curva cíclica σ - ϵ resultante se muestra en la Fig.2. Realizando un ajuste mediante mínimos cuadrados de dichos valores experimentales a una ecuación del tipo Hollomon, la expresión que se obtiene es:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = M \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^n, \text{ con } M = 1721 \text{ y } n = 0.303 \quad r = 0.979$$

siendo $\Delta\epsilon_p$ la componente plástica de la deformación y r el coeficiente de correlación.

TABLA 2

Resultados de los ensayos de LCF (AISI 316L)

Probeta	Temp.	$\Delta\epsilon_t$, %	$\Delta\epsilon_p$, %	N _f	N ₅	σ_{tmax} , MPa	Termopar Soldado (S) Hombro (H)
101	600	1.142	0.742	1710	1515	305.9	H
102	625	0.682	0.371	5223	5203	238.6	H
103	600	0.940	0.567	2594	2302	292.7	H
104	600	1.915	1.427	580	555	382.4	H
105	600	1.667	1.207	780	757	354.3	H
106	600	1.643	1.182	990	975	359.3	H
107	600	0.51	0.232	13625	13028	208.5	H
108	600	1.167	0.746	1886	1828	323.1	H
109	600	1.635	1.163	785	781	363.2	H
100	600	1.154	0.721	1796	1722	331.4	H
1010	625	1.076	0.714	1544	1419	287.9	S
1011	625	1.076	0.714	1544	1524	281.6	S
1012	625	1.076	0.726	1463	1433	270.4	H**
1014	600	1.098	0.701	1734	1717	311.2	H
1015	625	1.094	0.722	1274	1274	286	S**
1017	625	1.732	1.299	569	556	329.3	S

** Excesiva presión de las varillas.

En la Fig. 3 se representan los valores obtenidos, junto con otros publicados en la bibliografía [8] correspondientes a aceros del grupo AISI 316 para temperaturas similares a las utilizadas en este estudio. Tal como se observa la correlación es bastante buena. De forma similar, Gorlier [9] obtiene unos valores de $M = 1500$ y $n = 0.29$.

3.2. Ecuación de Coffin-Manson

Con objeto de poder predecir el número de ciclos de vida en función de la temperatura, $\Delta\epsilon$ y $\dot{\epsilon}$, es necesario definir un criterio adecuado para el fallo a fatiga de un componente. Por razones prácticas y de seguridad, se suele definir la vida a Fatiga como el número de ciclos de carga requerido para que, como consecuencia de la aparición de una o varias grietas, el intervalo de carga, o la carga estacionaria, o la correspondiente a la mitad de la vida, descienda una cierta cantidad. Uno de los criterios existente [7] y que es el que se va a utilizar en este artículo, considera el número de ciclos, N_5 , necesario para ocasionar una reducción en la carga tractiva a la mitad de la vida del 5%. La vida a fatiga así definida para cada probeta se indica en la TABLA 2.

TABLA 3

Valores de c y m en la ec. de Coffin-Manson

Material	Temperatura C	Velocidad de deform. $\dot{\epsilon}_t, s^{-1}$	Constantes basadas sobre la vida N_5		Referencia
			c	m	
AISI 316L	600-625	1.7×10^{-3}	53.1	0.581	Propia
AISI 316	600	4×10^{-3}	75	0.65	1 $N_f = N_{25\%}$
AISI 316	430	4×10^{-3}	58.6	0.503	7
AISI 316	650	4×10^{-3}	47.5	0.582	7
AISI 316	816	4×10^{-3}	81.8	0.69	7
AISI 316	600	6.7×10^{-3}	45.1	0.571	10
AISI 316	700	6.7×10^{-3}	53.5	0.601	10
AISI 316	625	1.4×10^{-3}	88.47	0.7	11
AISI 316	705	10^{-3}	41.50	0.585	12
AISI 316	600	10^{-3}	46.7	0.591	13 $N_f = N_{25\%}$

En la Fig. 4 se representan en función de la vida a Fatiga, N_5 , los valores de la amplitud de la deformación total y de sus respectivas componentes elástica y plástica en escala doble logarítmica. Tal como se aprecia, la componente plástica de la deformación admite un ajuste mediante una ecuación del tipo Coffin-Manson. Tomando como variable dependiente N_5 y como variable independiente $\Delta\epsilon_p$, la expresión que se obtiene mediante mínimos cuadrados es (FIGURA 5):

$$\Delta\epsilon_p = 53.1 N_{5\%}^{0.581}, r = 0,9778$$

Los valores de la constantes C y m de la ecuación de Coffin Manson obtenidos con el acero AISI 316 por diferentes investigadores, en un rango de temperatura comprendido entre 600 y 705°C, se muestran en la Tabla 3. Representando en una figura todas las rectas, Fig. 6, queda claramente definida una banda cuya anchura puede considerarse admisible para la dispersión inherente a este tipo de ensayos. Comparando dicha banda con la ecuación determinada en este laboratorio, se aprecia que la

misma representa un límite superior de la banda.

3.3 Análisis Fractográfico

Desde el punto de vista macroscópico, el análisis de las superficies de fractura muestra la nucleación simultánea de varias grietas en diferentes puntos de la superficie. Con el transcurso del tiempo, una de las grietas predomina sobre las demás, o bien dos de ellas coalescen, propagándose hasta originar el fallo de la probeta. Sin embargo, en el caso de las probetas con termopar soldado en el centro no se aprecia la aparición simultánea de varias grietas, sino que la iniciación tiene lugar sobre la zona de soldadura. Este hecho indica que la iniciación de la grieta se ve favorecida por la soldadura con lo cual el número de ciclos de vida de la probeta puede disminuir. Sin embargo, al comparar los resultados obtenidos con las probetas soldadas y con las que poseen el termopar sin soldar (Fig. 5) no se deducen comportamientos muy diferentes.

El análisis microscópico de la fractura señala que el inicio de la propagación de las grietas tiene un comportamiento claramente intergranular en aquellas probetas sin termopar soldado (FIG. 7), al igual que sucede en otros casos cuando los ensayos se realizan al aire [7]. Para aquellas probetas cuyo control de temperatura se realiza a través de un termopar soldado, no puede apreciarse un claro inicio intergranular, si bien, al igual que en las probetas anteriores, existe una zona inicial en la que no se puede apreciar la existencia de estrías. La extensión de esta zona sin estrías es función inversa del intervalo de deformación aplicado a la probeta, aumentando a medida que disminuye el $\Delta\epsilon$.

Una vez superado el estado de iniciación, la grieta progresa transgranularmente mediante mecanismos de estrías (Fig. 8). A medida que aumenta el tamaño de grieta también lo hace el espaciado entre estrías.

4. CONCLUSIONES

- * Se ha determinado la curva cíclica tensión-deformación de un acero AISI 316L A 600°C, pudiendo expresarse mediante la ecuación de Hollomon:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = 1721 \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2}\right)^{0,303}, \quad r = 0.979$$

- * En un intervalo de amplitudes de deformación comprendido entre 0.5 y 1.9%, unas velocidades de deformación entre 1 y $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, y para 600-625°C, la predicción de vida a Fatiga puede realizarse aplicando la ecuación de Coffin-Manson:

$$\Delta\epsilon_p = 53.1 N_{5\%}^{0.581}, r = 0,9778$$

Dicha ecuación representa un límite superior de la banda de resultados obtenidos por otros autores con aceros del grupo 316.

- * El inicio de la grieta de Fatiga posee un carácter intergranular, para pasar a ser transgranular a medida que crece la grieta. En este último caso, la propagación tiene lugar por medio de mecanismos de estrías.

REFERENCIAS

1. C. LEVAILLANT, and A. PINEAU, "Assessment of High-Temperature Low-Cycle Fatigue of Austenitic Stainless Steels by using Intergranular Damage as a Correlating Parameter," Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP 770. C. Amzallag and B. N. Rabbe, Eds. American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 169-193.
2. R.A.T. DAWSON, W.J. ELDER, J.G. HILL, and A.T. PRICE, in Proceeding of International Conference on Thermal and High Strain Fatigue, Metals and Metallurgy Trust, London, 1967, pp. 239-269.
3. M. MOTTOT, P. PETREQUIN, C. AMZAZLLAG, P. RABBE, J. GRATTIER, and S. MASSON. Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, ASTM STP 770. C. Amzallag and B. N. Rabbe, Eds. American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 152-168.
4. L. F. Jr. COFFIN, " A Study of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Material," Knolls Atomic Power Laboratory Report No., KAPL-853, Schenectady, N.y. Eds. June 1953.
5. S.S. MANSON, "Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress", NACA TN-2933. National Advisory Committee for Aeronautics, 1953.
6. S. SIMON y M. FUENTES "Diseño de un dispositivo para la realización de ensayos de Fatiga de Bajo Número de ciclos y elevadas amplitudes de deformación". Presentado en estas mismas jornadas.
7. J.T. BERLING, and T. SLOT. "Effect of Temperature and Rate on Low-Cycle Fatigue Resistance of AISI 304, 316, and 348 Stainless Steels", Fatigue at High Temperature, ASTM 459, 1969, pp 3-30.
8. D. S. WOOD, J. WYNN, A.B. BALDWIN, and P. O. RIORDAN, " Some Creep-Fatigue Properties of Type 316 Steel at 625°C. Risley Nuclear Laboratories UKAEA Risley Warrington WA36AT. U.K., 1980.
9. C. GORLIER, C. AMZALLAG, P. RIEUX, J. H. DRIVER, "The Cyclic Plastic Behaviour of a 316 Steel at 20 and 600 °C" Fatigue 84-Volume I, EMAS, C. J. BEEVERS Eds. pp. 41-49.
10. KOJI YAMAGUCHI, and KENJI KANAZAWA, "Effect of Strain Wave Shape on High Temperature Fatigue Life of a Type 316 Steel and Application of

the Strain Range Partitioning Methods." Metal. Trans., Vol. 11A, 1980-2019.

11. JOHN WAREING, "Creep-Fatigue Interaction in Austenitic Stainless Steels". Metal. Trans. 8A, 1977 pp. 711-721.
12. G. R. HALFORD., J.F. SALTMAN. "Application of SRP to the Prediction of Creep-Fatigue Lives of AISI 304 and 316 Stainless Steel". J. of Pressure V. Technology. Trans. ASME, 1977, pp 264-271.
13. J. O. NILSSON, "High Temperature Low Cycle Fatigue of Two Austenitic Stainless Steels - A Comparison Between Mechanical Properties and Microstructure". ICM 4-Volume 1, J. CARLSSON and N. G. OHLSON, Eds., 1983, pp. 157-164.

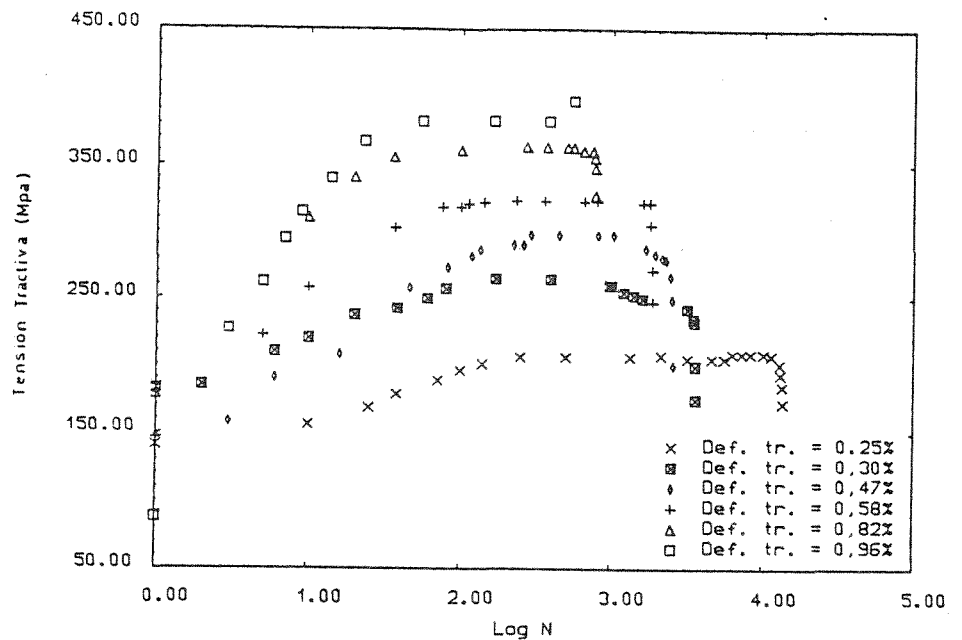


Fig. 1 Tensión tractiva en función del número de ciclos obtenidos para el acero AISI 316L a 600 °C con una $\dot{\epsilon}_t$ de $1,7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

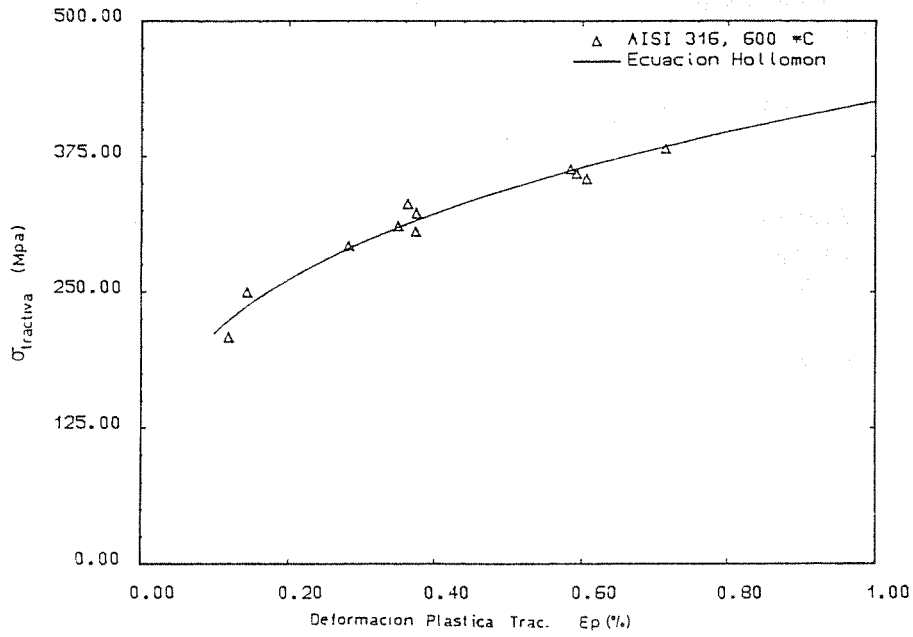


Fig. 2 - Diagrama de la tensión tractiva frente a la deformación cíclica plástica tractiva para el AISI 316L a 600°C.

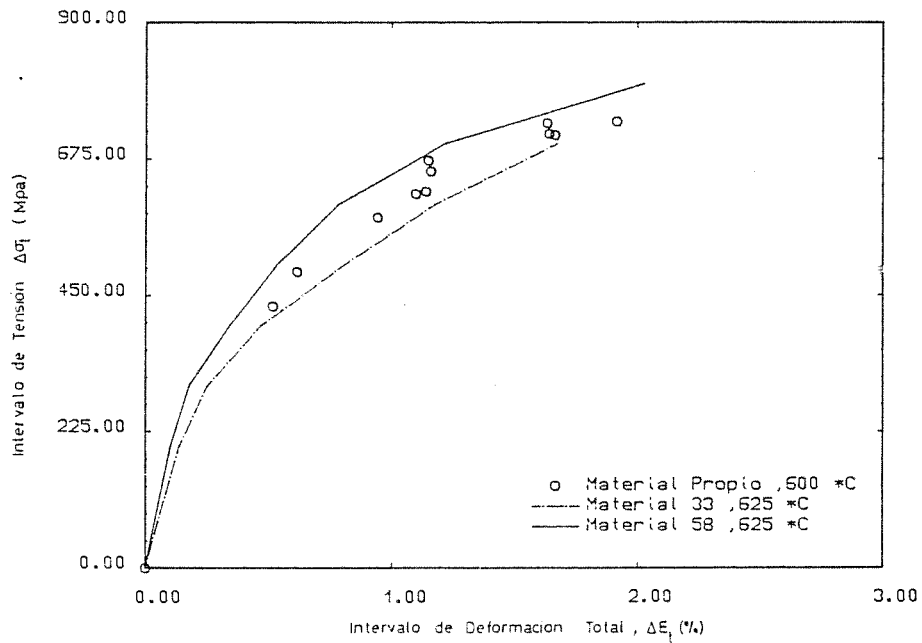


Fig. 3 - Diagramas de $\Delta\sigma - \Delta\epsilon_t$ para el acero 316L propio y los aceros 33 y 58 de la ref. 8.

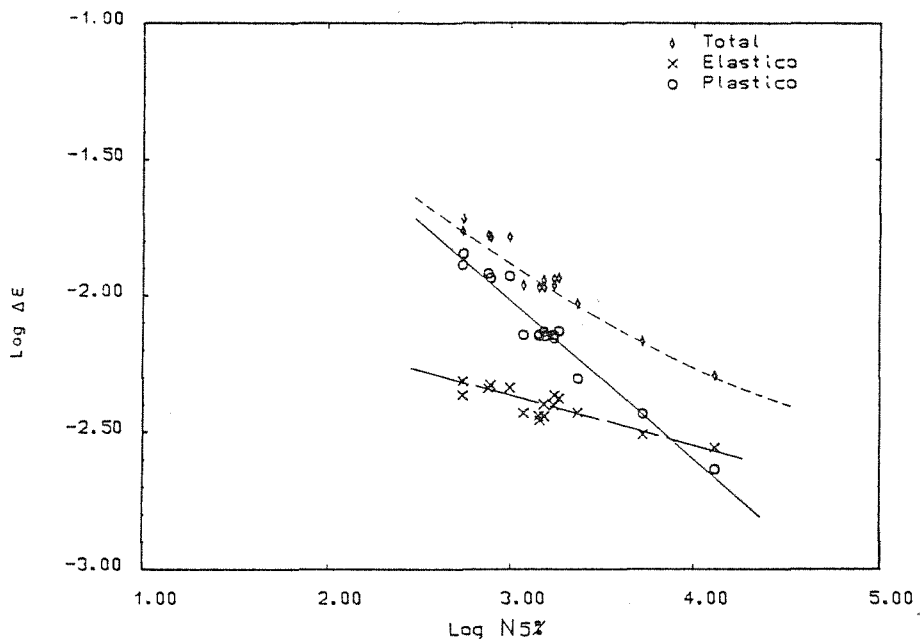


Fig. 4 - Vida a fatiga en condiciones de ciclado continuo en función de $\Delta\epsilon$ para 600 - 625°C

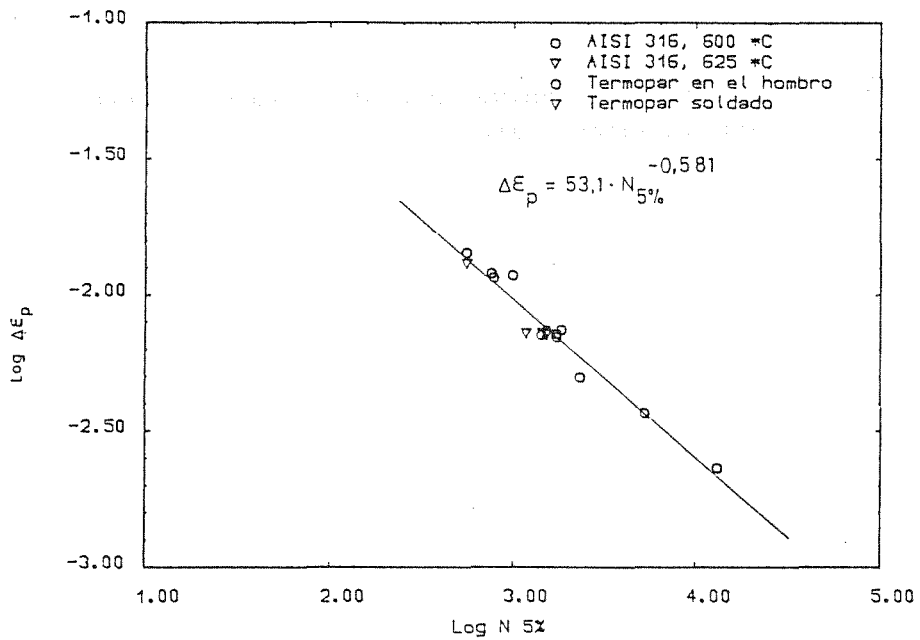


Fig. 5 - Relación entre la vida a fatiga $N_{5\%}$ y $\Delta\epsilon_p$ para el ANSI 316L a 600 - 625°C y $\epsilon_t = 1 \div 7 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

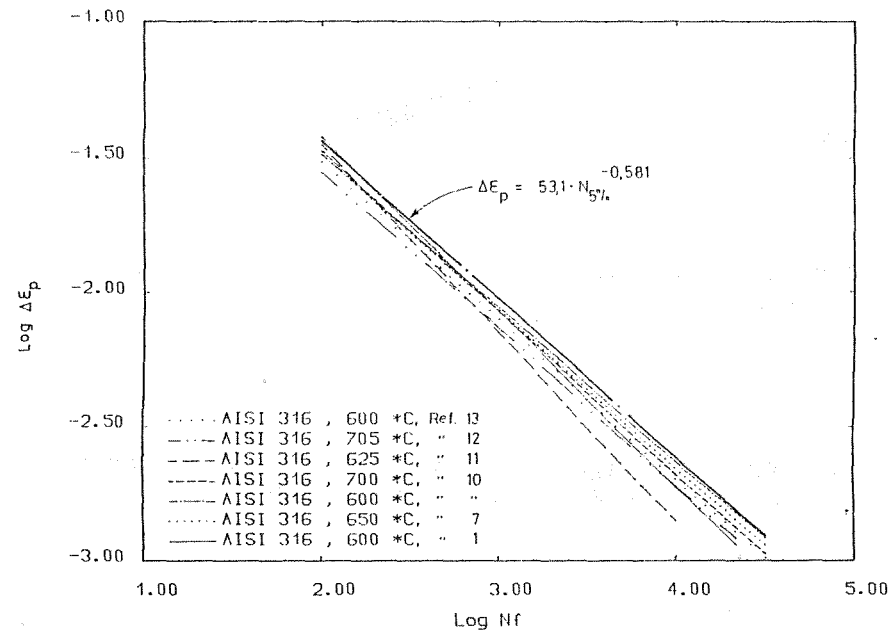


Fig. 6 - Ajustes obtenidos por otros autores, según Coffin-Manson, para relacionar la vida a Fatiga y el $\Delta \epsilon_p$.

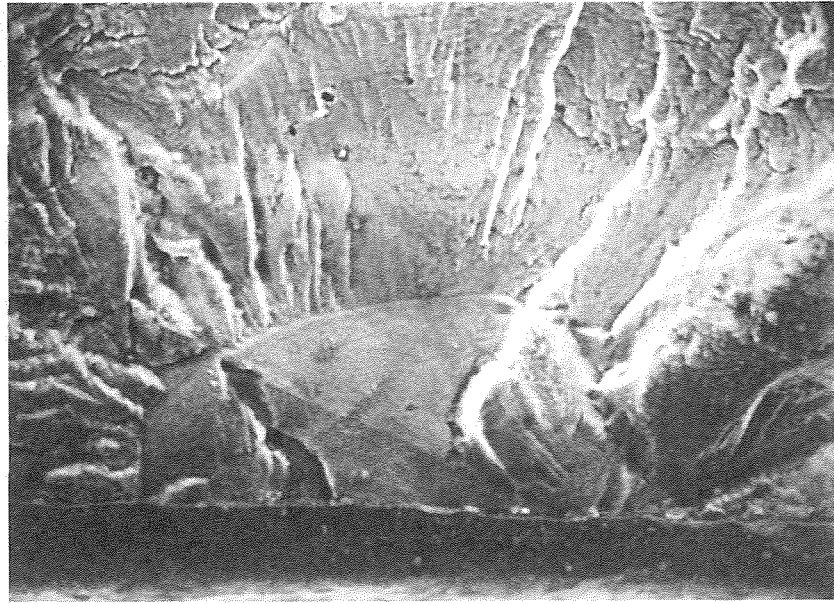


Fig. 7 - Región de fallo intergranular oxidado en el lugar de iniciación de la grieta de Fatiga. $\Delta\epsilon_t = 1.63\%$, $N_f = 789$, $N_5 = 781$, $6250C$, X 1250.

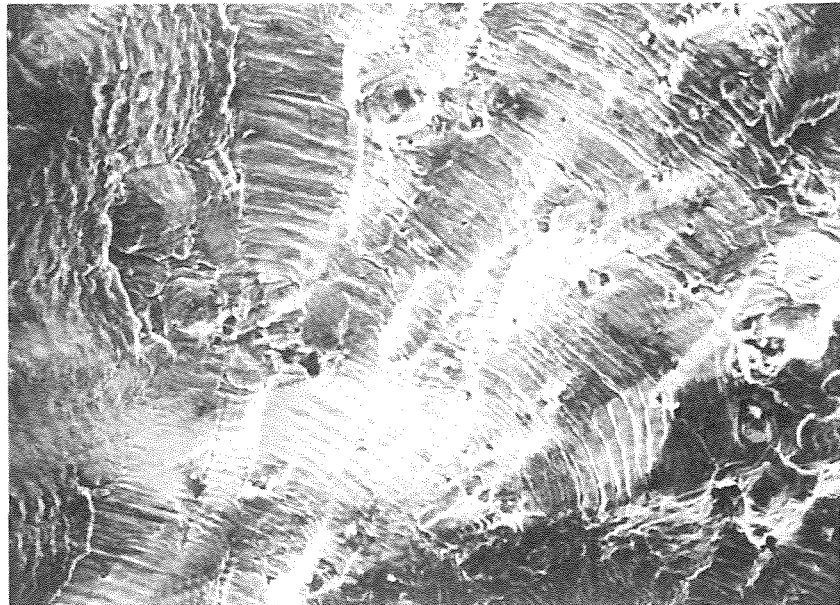


Fig. 8 - Relación de fallo transgranular de una probeta ensayada con $\Delta\epsilon_t = 1.6\%$, $N_f = 781$, a 0.52 mm del borde exterior, X 640.

MODELIZACION POR MECANICA DE LA FRACTURA DEL AGRIETAMIENTO
EN CORROSION BAJO TENSION DE LA ALEACION 7075

J. Oñoro, A. Moreno y C. Ranninger
E.T.S.I. Industriales U.P.M.
Departamento de Ingeniería Metalúrgica

RESUMEN

La corrosión bajo tensión es un procedimiento de generación y propagación de grietas que se ha puesto de manifiesto en un gran número de metales y aleaciones. Dentro de las aleaciones de aluminio, la 7075, una de las que presenta características mecánicas más elevadas y susceptible a este fenómeno, es estudiada y modelizado su comportamiento en términos de mecánica de la fractura, de forma que un proceso de rotura por corrosión bajo tensión pueda ser evaluado numéricamente.

ABSTRACT

The stress corrosion tracking is a typical fracture process in metals and alloys. Among the aluminium alloys, the 7075 alloy, present a high performance in the mechanical properties but it is susceptible to stress corrosion cracking. In this paper a new model of crack growth by stress corrosion cracking for the above alloy is presented. The model results are compared with the experimental data.

RESUME

La corrosion sous tension est un procédé de génération et propagation de fissure qu'elle on a manifesté en un grande numero de metaux et alliages. Dedans des alliages de aluminium, a 7075, la quelle presente caractéristiques mecaniques les plus élevés et susceptible a cette phenomene, elle est étudié et leur comportement est modelé on termes de mecanique de fracture de form que un procése de rupture par corrosion sous tension qu'il pouvoie etre évalué numeriquement.

1.- INTRODUCCION

El fenómeno de agrietamiento subcrítico en condiciones de corrosión bajo tensión es un proceso que se ha puesto de manifiesto en un gran número de metales y aleaciones, habiéndose detectado en diversos procesos industriales de elevada tecnología como plantas químicas, térmicas y nucleares, industria aeroespacial, implantes, etc. [1,2]. Dentro de las aleaciones de aluminio, las pertenecientes al grupo 7000 (Al-Zn-Mg y Al-Zn-Mg-Cu) han experimentado diversos problemas de agrietamiento en condiciones de corrosión bajo tensión, incluso en ambientes de escasa actividad como el aire húmedo a temperatura ambiente [2,3]. La aleación 7075, perteneciente a este grupo, tiene una elevada utilización en elementos estructurales, al ser una de las aleaciones de aluminio que presenta características mecánicas más elevadas. A pesar del buen comportamiento general de esta aleación se han detectado, durante su vida en servicio, grietas producidas por un fenómeno de corrosión bajo tensión. La iniciación de este proceso corrosivo tiene lugar en la superficie de la aleación a partir de imperfecciones de los recubrimientos (pintura, anodizado, etc.), generando una fisura que progresa como grieta provocando la incapacidad del componente para cumplir su función [1,4].

El mecanismo de agrietamiento por corrosión bajo tensión en las aleaciones de aluminio no está actualmente completamente explicado. La iniciación de las fisuras parece comenzar a partir de un proceso de corrosión intergranular por la presencia de zonas anódicas, libres de precipitados, próximas al borde de grano, debidas a la diferente electronegatividad de dichas zonas con respecto al interior de los mismos. La propagación de esta fisuración superficial presenta un mecanismo complejo, en donde además del nivel de esfuerzos y el ambiente causante del proceso corrosivo existe una significativa dependencia del grado de coherencia de las fases endurecedoras de la matriz de aluminio, el nivel y distribución de las impurezas y el efecto fragilizador del hidrógeno producido en la reacción catódica en las zonas del fondo de grieta [2,3,5]. De lo dicho se trasluce que la corrosión bajo tensión no depende de un único factor, sino de la conjugación de una serie de hechos.

Los estudios realizados hasta el momento, debido a la complejidad del tema, se han dirigido en el sentido de analizar el proceso corrosivo de manera que de todos los mecanismos puestos en juego en este tipo de agrietamiento, uno de ellos era el dominante, interpretándose los fenómenos que se producían a través de ese mecanismo [4]. Esto ha dado pie a la formulación de una serie de modelos matemáticos en los cuales solo se obtienen aproximaciones parciales a los valores experimentales, que si bien han sido un avance en el estudio de este tipo de agrietamiento no constituyen una adecuada interpretación del mismo al realizar un análisis parcial del fenómeno [4,6].

2.- MODELIZACION

Una adecuada modelización del fenómeno de corrosión bajo tensión partiría de un modelo capaz de reproducir los comportamientos intrínsecos del material, tanto desde el punto de vista mecánico como metalúrgico y ambiental, al ser estos factores los parámetros fundamentales en la generación y desarrollo del agrietamiento en corrosión bajo tensión. La formulación propuesta en este trabajo ha tratado de integrar en un único modelo los parámetros más significativos en este tipo de fisuración dentro de las aleaciones de aluminio de alta resistencia y en particular de la 7075. Estos parámetros incluyen el nivel de esfuerzos, características y estado del material y agresividad del ambiente. La formulación se ha desarrollado considerando la existencia de dos mecanismos distintos de agrietamiento, zonas I y II de propagación (figura 1), como se pone de manifiesto en la corrosión bajo tensión de estas aleaciones.

El modelo propuesto en la zona I de propagación dependiente del nivel tensional:

$$V_I = A \exp (B T_0/T K_I/K_{Ic})$$

donde V_I será la velocidad de propagación en la zona I, K_I el factor de intensidad de tensiones, K_{Ic} la tenacidad de fractura del material, T la temperatura absoluta, $T_0 = 273^\circ\text{K}$ y los valores A y B son dos parámetros macroscópicos función del medio y del material respectivamente de valores:

$$A = A_1 kT/h \cdot m (1 + H)^2$$

donde k es la constante de Boltzmann, T la temperatura absoluta, h la constante de Plank, m el tanto por ciento de humedad relativa del ambiente, H el tanto por ciento de iones halógeno en el medio y A_1 una constante.

$$B = B_1 (1 + B_2 \varphi + B_3 \varphi^2)$$

donde φ es un parámetro de fragilización por acción del hidrógeno, obtenido como cociente entre la tenacidad de dos muestras una sin fragilizar y otra fragilizada y B_1 , B_2 y B_3 son constantes.

La formulación para la zona II en donde la velocidad de agrietamiento será independiente de las variaciones de la tensión, será:

$$V_{II} = A(T/T_0)^{20} \exp (CQ/RT)$$

donde V_{II} es la velocidad de propagación en la zona II, A , T y T_0 serán idénticos a los valores de V_I , Q la energía de activación del proceso de agrietamiento en condiciones de corrosión bajo tensión, R la constante universal y C una constante función del factor de fragilización de valor:

$$C = C_1 (1 + C_2\varphi + C_3\varphi^2)$$

donde C_1 , C_2 y C_3 son constantes.

Con esta doble formulación hemos conseguido una aproximación al fenómeno de corrosión bajo tensión en sus dos zonas de distinto comportamiento, sin embargo el unificar en una única expresión ambos modelos tendría una notable ventaja ya que permitiría tratar el problema globalmente y por tanto estudiar informáticamente en términos de mecánica de fractura el progreso del agrietamiento, estimar tiempo de rotura de componentes, etc. Para ello se ha considerado que la velocidad de agrietamiento global función de las velocidades en zonas I y II será:

$$1/V = 1/V_I + 1/V_{II}$$

donde $V = V_I \cdot V_{II} / (V_I + V_{II})$

quedando la formulación completa, una vez sustituidos los valores de V_I y V_{II} :

$$V = \frac{A \exp(B T_0/T \cdot K_I/K_{Ic}) \cdot (T/T_0)^{20} \exp(C \cdot Q/RT)}{\exp(B T_0/T \cdot K_I/K_{Ic}) + (T/T_0)^{20} \exp(C \cdot Q/RT)}$$

expresión de la velocidad de agrietamiento en condiciones de corrosión bajo tensión en la cual intervienen parámetros del nivel de esfuerzos aplicado (K_I), de las características del material (K_{Ic}, Q, φ) y del medio agresivo (m, H, T), siendo los demás valores constantes, con lo cual se obtiene una muy significativa aproximación al fenómeno.

3.- TECNICA EXPERIMENTAL

Se han realizado una serie de ensayos con la aleación 7075 en diferentes estados de tratamiento térmico, para analizar el comportamiento del modelo en distintos medios agresivos. Se ha dispuesto para los mismos de chapa de esta aleación de 25 mm de espesor cuya composición nominal se muestra en la tabla 1.

Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti
90,17	5,5	2,3	1,6	0,21	0,06	0,11	0,03	0,02

Tabla 1.- Composición aleación 7075

Los ensayos se han realizado sobre probetas DCB (Double Cantilever Beam), figura 2, que han sido expuestas a los siguientes medios de ataque:

- Solución acuosa al 3,5% de ClNa a 20°C
- Solución acuosa al 3,5% de ClNa a 80°C
- Cámara de niebla al 0% de ClNa a 30°C
- Cámara de niebla al 5% de ClNa a 30°C

Las muestras fueron introducidas en diferentes estados de tratamiento térmico, (en la tabla 2 se detallan los distintos tratamientos efectuados al material) ensayándose tres probetas en las mismas condiciones de tratamiento térmico para cada ambiente, para evitar el peligro de dispersiones en los resultados.

T6.- Temple 495°C de 1 h.; enfriamiento en agua + 24 h. 120°C
T6RR.- T6 + 10' a 200°C; temple en aceite + 24h. a 120°C
T73.- Temple a 495°C de 1h.; enfriamiento en agua + 1h. a 107°C + 18 h. a 168°C.
T7351.- T73 + 2% deformación en frío

Tabla 2.- Tratamientos térmicos realizados

El progreso del agrietamiento se cuantificó midiendo la fisura en los laterales de la probeta utilizando lupa binocular de 20 aumentos y mediante radiografía de las muestras para asegurarnos que no se producían enmascaramientos superficiales que pudieran evitar el control del proceso de las grietas, cuya medida se realizaba cada 24 horas.

Al ser la geometría de la grieta conocida, se obtuvieron de estos ensayos el valor de la velocidad de agrietamiento en función del factor de intensidad de tensiones, curvas $V-K_I$, similares a las de la figura 1, para poder comparar en una misma escala los valores experimentales con los datos aportados por el modelo.

4.- ANALISIS DE RESULTADOS

En las figuras 3, 4, 5 y 6 se exponen algunos de los resultados obtenidos con el modelo y los ensayos efectuados, en traza continua se presentan los valores de la formulación y los puntos constituyen los valores discretos medidos en las muestras según se ha ido produciendo el agrietamiento. En estas figuras se han entresacado medios y tratamientos térmicos diferentes para destacar la concordancia de los valores obtenidos en los distintos casos estudiados.

La obtención de las curvas $V-K_I$ a partir del modelo se ha realizado por medio de un programa, desarrollado para tal fin, por cálculo reiterativo, en función de como se iba produciendo el crecimiento de grieta, a partir de la velocidad de propagación propuesta en el modelo.

Como se desprende de las figuras 3, 4, 5 y 6 la aproximación obtenida con el modelo a los datos experimentales es muy elevada por lo que el agrietamiento por corrosión bajo tensión de la aleación 7075 podrá analizarse con dicha formulación con una gran exactitud, por lo que será posible emplearla en la determinación de problemas reales de corrosión bajo tensión en componentes fabricados con este material. Los parámetros necesarios para su cálculo son las condiciones de carga, que pueden ser calculadas para un determinado defecto por medio de un programa genérico de mecánica de la fractura, las condiciones ambientales y las características macroscópicas del material como son la tenacidad a la fractura (K_{Ic}), la energía de activación puesta en juego en el proceso de corrosión bajo tensión (Q) y la susceptibilidad a la fragilización por el hidrógeno (φ). Estos tres valores K_{Ic} , Q y φ aunque van a tener variaciones en función de cada colada y proceso de fabricación del material, pueden estar tabulados, obteniéndose una aproximación lo suficientemente aceptable como para hacer una primera valoración de un problema concreto.

4.- CONCLUSIONES

- La corrosión bajo tensión en la aleación 7075 es un fenómeno modelizable matemáticamente.
- La modelización desarrollada ha utilizado parámetros macroscópicos del medio y del material.
- El modelo global propuesto permite una aproximación al fenómeno de corrosión bajo tensión en las dos zonas I y II de propagación.
- La correlación entre los valores experimentales y los obtenidos con el modelo es muy elevada.
- La aplicación del modelo desarrollado a la resolución de problemas reales en estructuras fisuradas es directa, ya que basta conocer las condiciones ambientales y las tensiones en el fondo de grieta para poder evaluar directamente la velocidad de propagación de la grieta y por tanto su posible tiempo de utilización antes de alcanzarse condiciones de rotura.

5.- REFERENCIAS

- [1] R.N. Parkins, "Corrosion Processes", 1982.
- [2] I.J. Polmear. "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals", 1984.
- [3] A.S.M. "Aluminium". Ed. J.E. Hatch. 1984.
- [4] M.O. Speidel. Metallurgical Transactions. Vol. 6a. 1975. p. 631.
- [5] J. Oñoro, F. Siveiro y C. Ranninger, IV Congreso Español de Corrosión. 1986, p. 130
- [6] S.M. Wiederhorn and L.H. Bolz. J. Am. Ceramic Soc. 53. 1970. p. 543.

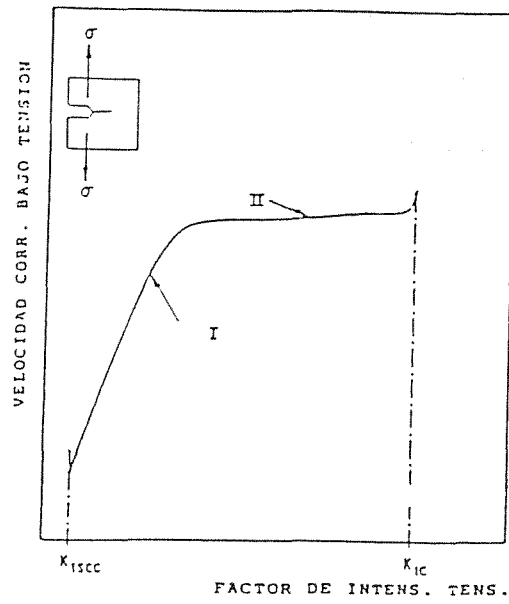


Fig.1.- Zonas I y II de agrietamiento por corrosión bajo tensión.

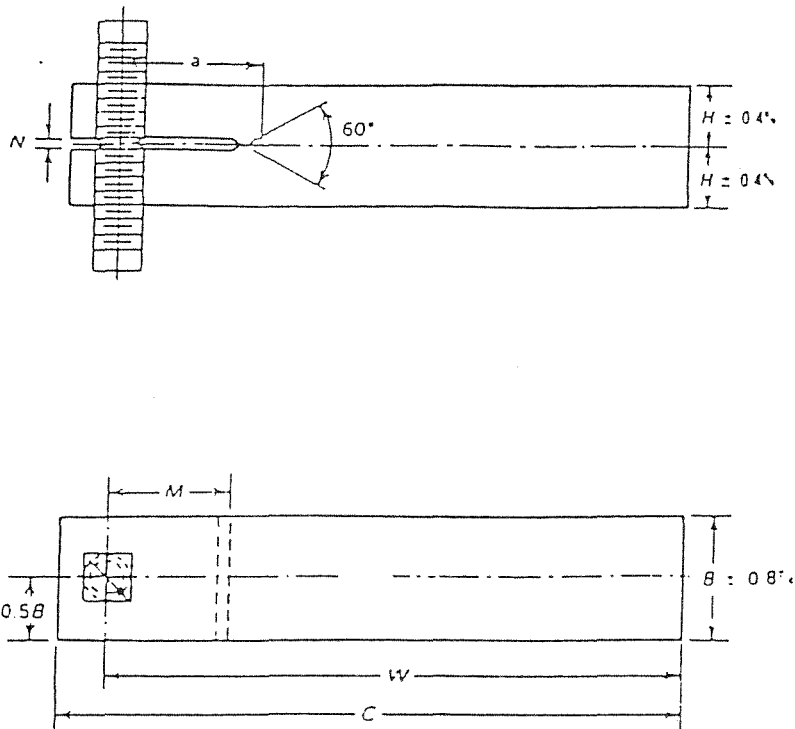


Fig.2.- Probeta DCB (Double Cantilever Beam)

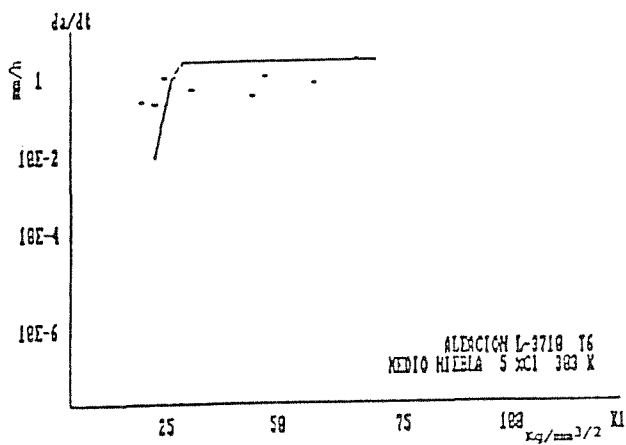


Fig. 3.- 7075 T6.

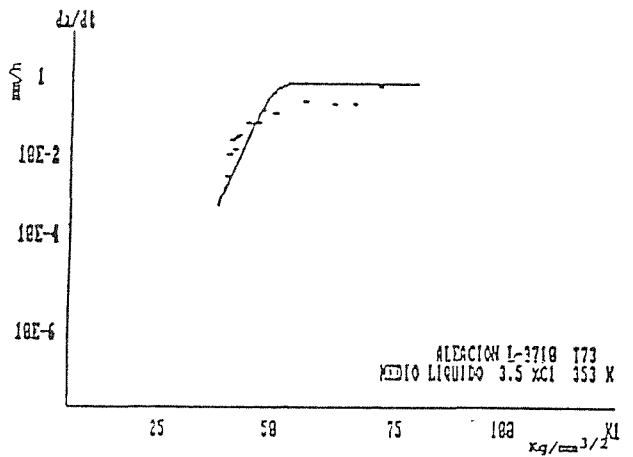


Fig. 4.- 7075 T73

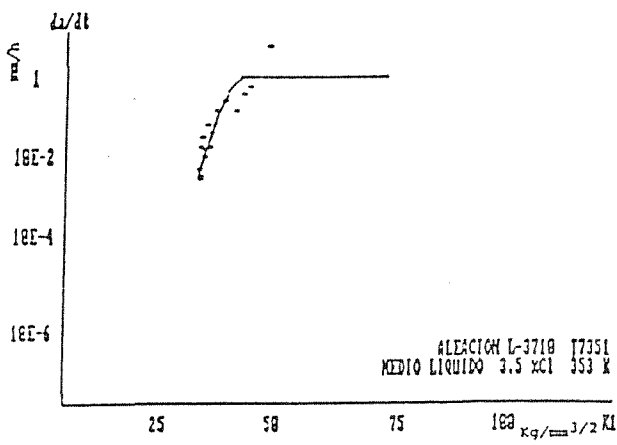


Fig. 5.- 7075 T7351.

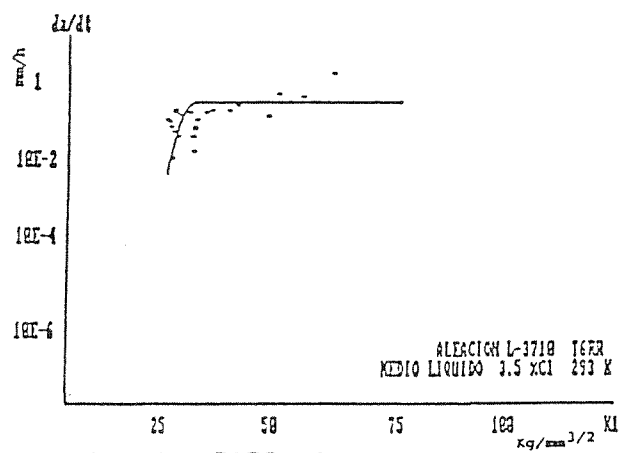


Fig. 6.- 7075 T6RR.

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA CORROSION BAJO
TENSION DE ACEROS EUTECTOIDES

Ana M^a Lancha y Manuel Elices
E.T.S. de Ing. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. España

RESUMEN. -

Este trabajo presenta la influencia que tiene en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides, la posible existencia de una zona plástica creada durante la prefisuración de las muestras por fatiga, según los valores del factor de intensidad de tensiones aplicados. Los ensayos de corrosión bajo tensión se han realizado a velocidad de deformación constante, siendo el medio agresivo disoluciones cloruradas de hidróxido cálcico.

ABSTRACT. -

The influence in stress corrosion tests of residual stresses induced during fatigue precracking has been ascertained. Eutectoid steel samples have been tested using the constant strain rate technique. The aggressive environment was a solution of $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl} + \text{HCl}$.

1.- INTRODUCCION

En la actualidad se está utilizando con éxito el ensayo a velocidad de deformación constante (SSR, Slow Strain Rate Test) para estudiar experimentalmente la corrosión bajo tensión de aceros de alta resistencia [1-6], siendo las probetas fisuradas el tipo de muestras más empleado empleado por permitir la aplicación de las técnicas de la Mecánica de la Fractura.

Para la prefisuración de las muestras es útil la experiencia que existe en los ensayos de tenacidad de fractura y conviene cumplir varios requisitos para garantizar una zona plástica al final de la fisura relativamente pequeña [7]. Así, debe asegurarse que la distribución de cargas sea simétrica respecto al plano de la entalla, y que el factor de intensidad de tensiones máximo aplicado en la fisuración no supere el 60% del valor crítico de K , K_{IC} , según normas vigentes [8,9].

Sin embargo, aún cumpliendo las condiciones anteriores, se ha comprobado en este trabajo que en aceros eutectoides se puede crear una región plastificada en el filo de la fisura de fatiga, que influye en su comportamiento posterior frente a la corrosión bajo tensión, en medios agresivos de hidróxido cálcico con adiciones de cloruro sódico y ácido clorhídrico.

Este problema no parece que haya sido investigado hasta el momento, pues no se conocen antecedentes en la bibliografía. Únicamente existen referencias sobre la corrosión bajo tensión de aceros similares en condiciones electroquímicas parecidas a las empleadas en este trabajo [2,4,5].

2.- METODO EXPERIMENTAL

El material utilizado es un alambrcn de 12 mm de diámetro, con un tratamiento de patentado a 960°C y enfriamiento en baño de plomo. Este tipo de acero es la materia prima necesaria para la fabricación de alambres y cables empleados en la técnica del hormigón pretensado, en minería y en construcción naval.

Su composición química y sus características mecánicas se presentan en las tablas I y II respectivamente.

TABLA I - Composición Química

C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Cu
0,74	0,70	0,20	0,016	0,023	0,01	0,01	0,01

TABLA II - Propiedades Mecánicas

Módulo de elasticidad (GPa)	Límite* elástico (GPa)	Tensión máxima (GPa)	Alargamiento bajo carga máxima (%)	Estricción (%)
191,1	0,73	1,18	8,0	30

(*) $\sigma_{0,2}$

La microestructura que presenta este alambroón patentado es de perlita fina, no teniendo las diferentes colonias perlíticas una orientación preferente (Fig. 1). El espaciado interlaminar es aproximadamente $0,1 \mu\text{m}$, y las colonias de perlita tienen un tamaño medio de unas $10 \mu\text{m}$.

Las probetas utilizadas en los ensayos de corrosión bajo tensión son cilíndricas fisuradas. Se obtuvieron generando a partir de una entalla, una fisura transversal por fatiga.

Antes de ensayar las muestras se prepararon como se describe a continuación. Primero se lijó su superficie al agua con varios papeles de esmeril, siendo el último utilizado el de grano 600, y se lavaron con agua desionizada y alcohol químicamente puro. A continuación se realizaron unas entallas laterales, para localizar las fisuras de fatiga, con una cortadora de disco de diamante a baja velocidad, limpiándose posteriormente con metil-etil-cetona en un vibrador ultrasónico. Una vez fisuradas se lacaba toda su superficie, excepto media banda transversal de 5 mm de altura en torno a la fisura.

Para este estudio de la influencia de las tensiones residuales en la propagación de las fisuras, era necesario conocer con exactitud el valor máximo del factor de intensidad de tensiones que se había aplicado en la fisuración, lo que implicaba conocer en todo momento la profundidad de la fisura que se iba generando por fatiga, para un intervalo de cargas impuestas determinado. Por tal motivo, la fisuración se realizó utilizando un método de medida basado en la variación de la rigidez de la probeta al crecer la fisura. La curva rigidez del alambre-profundidad de fisura (Fig. 2) se obtuvo ensayando hasta rotura probetas con profundidades de fisura diferentes, y calculando la rigidez de cada una, es decir, el cociente entre la carga aplicada (P) y la apertura de la fisura medida con el extensómetro (ΔL). Este cociente es constante en la fase elástica inicial del proceso de carga, y está biunívocamente relacionado con la profundidad de la fisura, la cual se determina por medición directa en la superficie de fractura (véase Fig. 2).

La profundidad total de la prefisura, entalla más fisura, varió entre 3,8 y 4,2 mm. Los valores de $K_{m\acute{a}x}$ aplicados en la fisuración oscilaron entre el 25% y el 80% K_{IC} . K_{IC} es el valor crítico del factor de intensidad de tensiones que se obtiene con este tipo de probetas cilíndricas fisuradas utilizando la expresión propuesta por Astiz y Elices [10], y puede considerarse como un parámetro representativo de la tenacidad de estos alambres [11,12].

La magnitud elegida como referencia del efecto de la corrosión bajo tensión es la carga de rotura. En la Fig. 3 se presenta la relación experimental entre la carga de rotura P_R y la profundidad de fisura a , obtenida en ensayos a tracción axial y velocidad de deformación constante.

Los ensayos se han realizado en una célula de corrosión con tres electrodos, a potencial constante y controlado mediante un potenciostato. El electrodo auxiliar era de rejilla de platino, y el de referencia de calomelanos saturado. Los medios agresivos han sido disoluciones acuosas de 1 g/l $Ca(OH)_2$ + 0,1 g/l NaCl, con distintas adiciones de HCl según el pH deseado, preparadas con agua desionizada y reactivos de pureza analítica.

El método de ensayo consistía en deformar crecientemente las muestras, en una máquina de ensayos mecánicos, a tracción axial hasta rotura, partiendo de una tensión inicial igual a cero. Las experiencias se han realizado a la velocidad de deformación de $8,3 \times 10^{-8}$ m/s.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados obtenidos en los experimentos a velocidad de deformación constante, con muestras cilíndricas fisuradas bajo distintos valores de $K_{m\acute{a}x}$ se presentan en las Figs. 4, 5 y 6.

Se observa una mayor sensibilidad a la corrosión bajo tensión si $K_{m\acute{a}x}$ disminuye, y una mayor resistencia cuando $K_{m\acute{a}x}$ aumenta. En todo el intervalo de potenciales explorado, la influencia de $K_{m\acute{a}x}$ es del mismo orden de magnitud, ya que se obtienen curvas paralelas.

Antes de analizar el efecto de las tensiones residuales que se crean según varía $K_{m\acute{a}x}$, se comentará brevemente el aspecto general de todas las curvas que aparecen en las figuras citadas anteriormente.

La característica común a los tres valores de pH es la existencia de dos regiones de potencial que conducen a la rotura por corrosión bajo tensión, separadas por otra zona de potenciales donde el fenómeno es menos intenso. Esta separación ocurre siempre próxima a la línea de desprendimiento de hidrógeno del sistema H_2/H_2O , por lo que se denomina régimen catódico de fractura al que ocurre a potenciales más negativos, donde el proceso electroquímico más importante es la producción

de hidrógeno, y régimen anódico al que tiene lugar a potenciales más elevados, situados en la zona de inestabilidad del hierro del diagrama de Pourbaix del sistema Fe-H₂O.

Para algunos autores [2,4,5] esta relación que existe entre los regímenes y el diagrama de Pourbaix del hierro, sugiere la posibilidad de que la corrosión bajo tensión transcurra por dos mecanismos distintos. Así, en la región catódica, parece atribuible el fenómeno a la fragilización por hidrógeno, ya que aumenta la intensidad de la corrosión bajo tensión cuando menor es el potencial (consecuencia de un mayor aporte de hidrógeno al metal por la mayor facilidad de producirse electroquímicamente). En la región anódica no está tan claro el mecanismo causante de la fractura, aunque parece estar vinculado a un proceso de disolución anódica, por la relación entre las condiciones electroquímicas que lo provocan y las regiones del diagrama de Pourbaix donde se produce ataque del hierro.

Centrando ya la discusión en la influencia de las tensiones residuales, microscópicamente se han encontrado diferencias en la zona final de la fisura de fatiga según el factor de intensidad de tensiones aplicado durante la prefisuración. Así, para $K_{m\acute{a}x} = 28\% K_{IC}$, la propagación se inicia por cuasiclivaje directamente al final de la fisura previa, no presentando ésta ninguna singularidad, Fig. 7, mientras que para valores de $K_{m\acute{a}x}$ elevados, aparece al final de la fisura de fatiga una zona de rotura dúctil como la que se puede ver en la Fig. 8, obtenida para un $K_{m\acute{a}x} = 80\% K_{IC}$, y ambas fotografías para pH=12,5 y -400 mV. Lógicamente estas características que se acaban de exponer dependen únicamente de las condiciones de fisuración y son independientes de los parámetros electroquímicos de ensayo.

La consecuencia más importante de los hechos expuestos anteriormente es la evidencia de una zona plastificada (zona de rotura dúctil), relacionada con las tensiones residuales de compresión que se producen cuando la fisuración transcurre a $K_{m\acute{a}x}$ elevados. Esta región actúa constriñendo el filo de la fisura e impide que los mecanismos causantes de la corrosión bajo tensión inicien la propagación de la grieta.

4.- CONCLUSIONES

- 1.- En los ensayos realizados a velocidad de deformación constante con probetas fisuradas, se ha puesto de manifiesto la susceptibilidad del material ensayado a la fisuración por corrosión bajo tensión, estableciéndose una buena correlación entre las condiciones electroquímicas que producen la fractura y el diagrama de Pourbaix del hierro.
- 2.- Se ha comprobado el efecto de las tensiones residuales de compresión, creadas durante la prefisuración de las muestras por fatiga, sobre la propagación de fisuras de aceros eutectoides en medios clorurados de

hidróxido cálcico. Cuando la fisuración transcurre a valores elevados del factor de intensidad de tensiones, se induce una región plastificada que provoca un efecto de cierre de la fisura, impidiendo o retardando la propagación de la grieta por corrosión bajo tensión.

- 3.- Por último, como recomendación para el desarrollo de nuevos experimentos, indicar que antes de comenzar cualquier estudio sobre fisuración por corrosión bajo tensión, conviene analizar en detalle la posible creación y repercusión de tensiones residuales de compresión, pues no basta el asegurarse que el $K_{máx}$ en la prefisuración es menor del 60% K_{IC} que exige la normativa para los ensayos de tenacidad de fractura.

5.- REFERENCIAS

- [1] Ugiansky, G.M., Payer, J.H., "Stress Corrosion Cracking. The Slow Strain Rate Technique", ASTM STP 655, 1979.
- [2] Parkins, R.N. et al, Corros. Sci., 22, 5, p. 379, 1982.
- [3] Parkins, R.N., "Fundamental aspects of stress corrosion cracking", R.W. Staehle, A.J. Forty, D. Van Rooyen, Eds., NACE-Houston, 1969.
- [4] Caballero, L., Elices, M., Corrosión y Protección, XVII, No. 1, p. 15, 1969.
- [5] Caballero, L., "Corrosión bajo tensión en aceros eutectoides trefilados y en aceros hipoeutectoides, térmicamente tratados", Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Complutense de Madrid, 1985.
- [6] Lancha, A.M., "Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides", Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Complutense de Madrid, 1987.
- [7] Elices, M. "Curso de Mecánica de la Fractura", Publicación de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid, 1985.
- [8] ASTM E399-78, "Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic-Materials", ASTM, Filadelfia, 1978.
- [9] BS 5447, "Methods of test for plane strain fracture toughness (K_{IC}) of metallic materials", British Standards Institution, 1977.
- [10] Astiz, M.A., Elices, M., "On the application of stiffness derivative method to two and three dimensional fracture problems", Proc. 2nd. Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, Swansea, U.K., 1980.
- [11] Astiz, M.A. et al., "Numerical and experimental analysis of cracked cylindrical bars", VI Conferencia Europea de Fractura (ECF6), Amsterdam, p. 65, 1986.
- [12] Elices, M., "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete", Cap. 5 de Fracture Mechanics of Concrete, G.C. Sih y A. DiTomaso, Eds., Martinus Nijhoff Publ., La Haya, 1984.



Fig.1.- Microestructura del material utilizado.

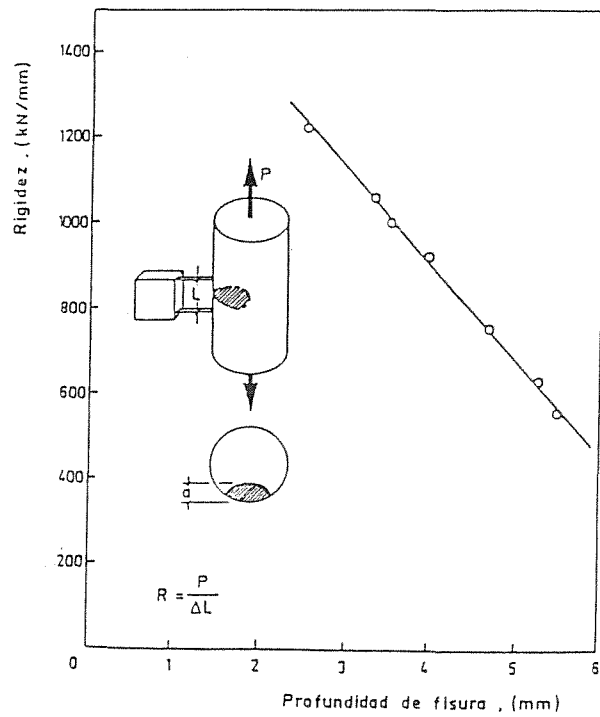


Fig.2.- Relación entre la rigidez y la profundidad de fisura

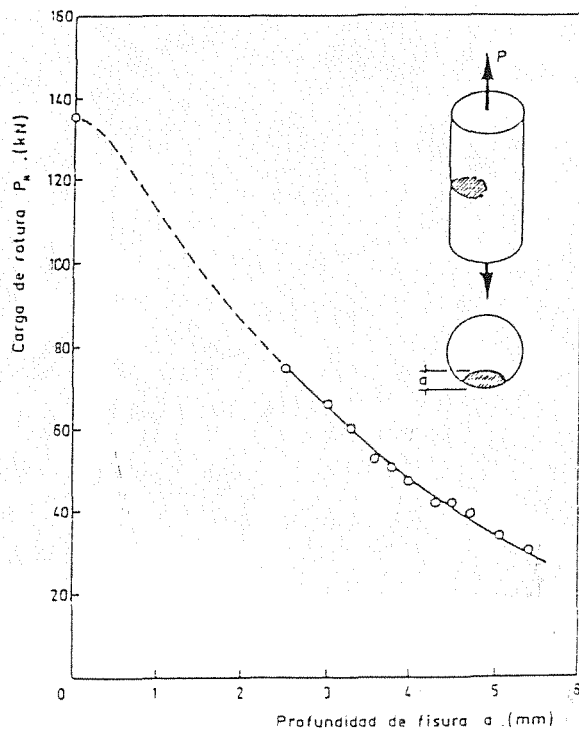


Fig.3.- Efecto de la profundidad de fisura sobre la carga de rotura.

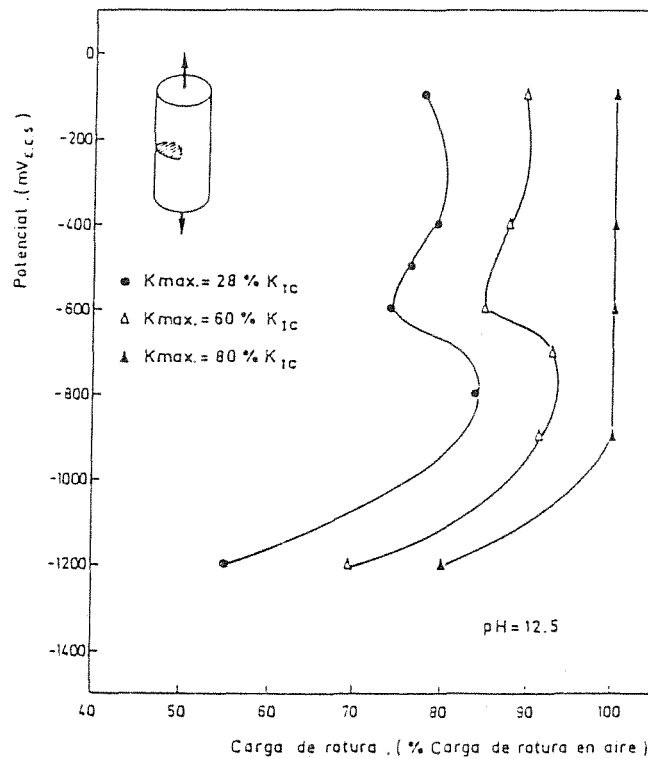


Fig.4.- Influencia de las tensiones residuales en el medio de pH=12,5

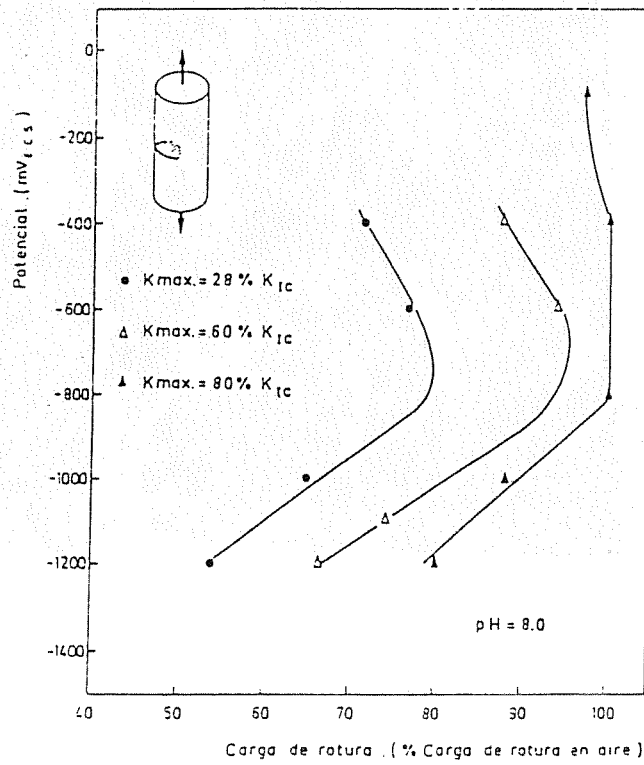


Fig.5.- Influencia de las tensiones residuales en el medio de pH=8,0

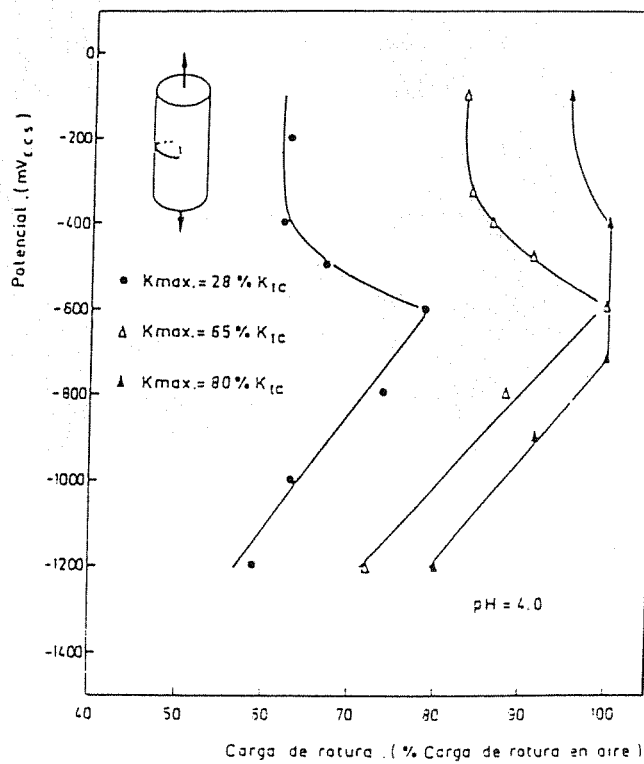


Fig.6.- Influencia de las tensiones residuales en el medio pH=4,0

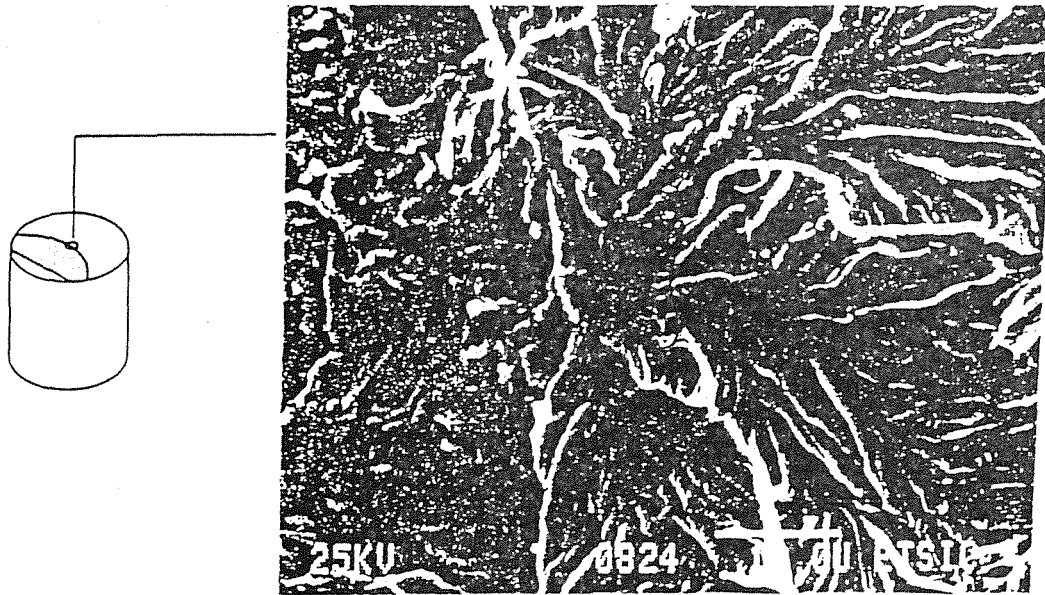


Fig.7.- $K_{\text{máx}}$ de fisuración = 28% K_{Ic}

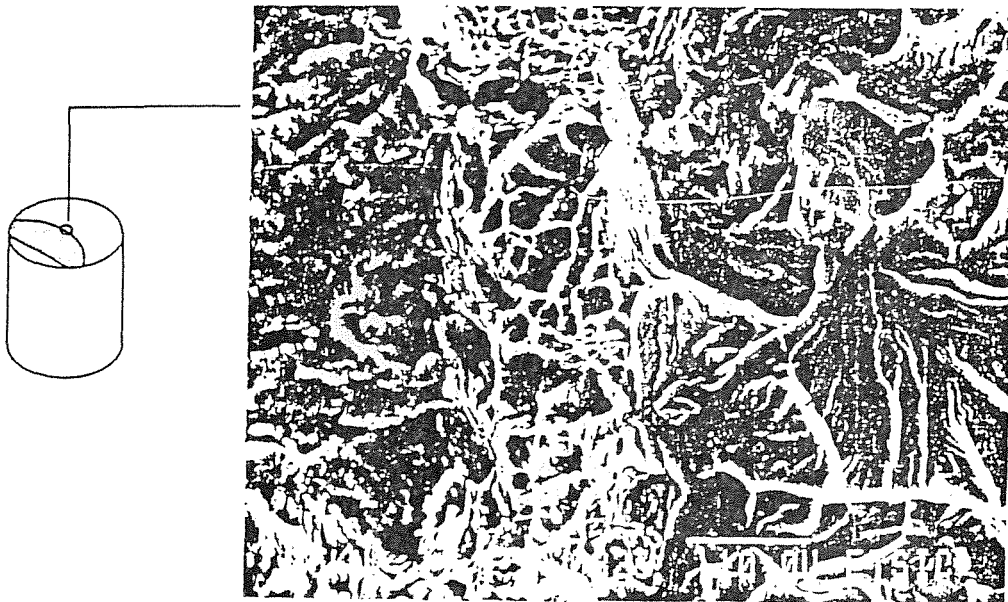


Fig.8.- $K_{\text{máx}}$ de fisuración = 80% K_{Ic}

ESTUDIO CINEMATICO DE LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO
EN ALAMBRES ENTALLADOS

J. TORIBIO Y M. ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

Se presenta un criterio de fractura en ambiente de hidrógeno para alambres entallados. Consiste en una generalización, a partir de consideraciones cinemáticas, del criterio basado en la tensión efectiva o equivalente de Von Mises.

El trabajo incluye ensayos de fractura en ambiente de hidrógeno sobre probetas entalladas de geometría variable, así como el estudio fractográfico de las superficies de rotura mediante microscopía electrónica de barrido. El análisis elasto-plástico utilizando elementos finitos permite conocer en todo instante la relación entre las velocidades de deformación local y remota, así como el estado tenso-deformacional en rotura.

Los resultados obtenidos demuestran que el criterio de la tensión efectiva es generalizable a la fractura en ambiente de hidrógeno. En este caso el parámetro de fractura (característico del material) depende también de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla.

ABSTRACT

A notched wire fracture criterion in hydrogen environment has been obtained. It is a generalization, made from kinematic assumptions, of the criterion based on Von Mises effective stress.

The work includes fracture tests in hydrogen environment with notched wire of changing geometry, and a fractographic study of fracture surfaces through scanning electronic microscope. The elastoplastic analysis using finite element allows to obtain the relation between the local and remote strain rate, and also the strain and stress state in fracture.

The results show that the effective stress criterion is suitable in hydrogen environment. En this case the fracture critic parameter (a characteristic of the material) also depends on local strain rate in the notch tip.

1. INTRODUCCION

El objetivo del trabajo es el establecimiento de un criterio de fractura en ambiente agresivo (hidrógeno) para aceros de alta resistencia ante la presencia de entallas. Se adoptará el criterio de la tensión efectiva, ya obtenido en ambiente inerte [1] , [2], como punto de partida, y se expresará el parámetro crítico de fractura del material en función de las variables cinemáticas locales (*formulación cinemática*). Son estas variables las que controlan la cantidad de hidrógeno que penetra en el material, y su consiguiente efecto fragilizador.

La investigación es de gran interés, pues el estudio experimental de los procesos de corrosión bajo tensión se realiza frecuentemente sobre probetas entalladas, que se ensayan en ambiente agresivo a velocidad de deformación constante [3]. Esta velocidad se establece empíricamente en cada caso, y es deseable disponer de criterios que relacionen los parámetros mecánicos del ensayo con la difusión del hidrógeno en la probeta.

2. DEFINICION DEL PROBLEMA

2.1 Material, geometría y sollicitación

La investigación se centra en un acero eutectoide, ferrítico-perlítico, obtenido por laminación en tren continuo. La curva tensión-deformación del acero se da en la Fig. 1, en la que también se ofrece la modelización por Ramberg-Osgood:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{199000} + \left(\frac{\sigma}{2100}\right)^{4.9} \quad ; \quad \sigma \text{ en MPa} \quad (1)$$

La geometría analizada consiste en un cilindro recto de base circular con una entalla coaxial (Fig. 2). Debido a la simetría cilíndrica del problema únicamente es necesario analizar la sección de la Fig. 3. Se han adoptado cuatro geometrías que cubren todo el espectro de formas. Sus dimensiones son:

Geometría	R/D	C/D
A	0.034	0.099
B	0.047	0.391
C	0.364	0.093
D	0.400	0.396

La sollicitación es de tracción, con desplazamientos impuestos

en los extremos de la probeta.

2.2 Condiciones electroquímicas

Las condiciones electroquímicas adoptadas en todos los ensayos son:

$$\begin{aligned} \text{pH} &= 12.5 \\ E &= -1200 \text{ mV (E.C.S.)} \end{aligned}$$

que corresponden al dominio de inmunidad del diagrama de Pourbaix para el hierro en presencia de agua, por debajo de la línea de descarga del hidrógeno. La acción del entorno sobre la muestra es entonces únicamente una fragilización. Se descarta la disolución de material, propia de potenciales anódicos. El potencial elegido, catódico, es el que produce mayor efecto fragilizador en el metal [4], [5]. Las condiciones de pH son las que se han medido en las armaduras de acero en contacto con el hormigón [6], [7].

3. ENSAYOS DE FRACTURA EN AMBIENTE AGRESIVO

El esquema de montaje aparece en la Fig. 4. El potencial constante de -1200 mV E.C.S. se ha impuesto mediante un potencióstato, al que se conectan los tres electrodos: el de trabajo (probeta), el de referencia (E.C.S.) y el contraelectrodo de platino. A fin de localizar la penetración de hidrógeno se cubrió con laca anticorrosiva toda la superficie de la muestra a excepción de la entalla.

Los ensayos se han realizado con distintas velocidades de sollicitación. Se han llevado a cabo 26 ensayos en total. Los resultados se muestran en la Fig. 5. Se representa en el eje horizontal el tiempo hasta rotura (duración del ensayo) en escala logarítmica, y en el eje vertical el cociente entre la carga de rotura en aire F_c y la carga de rotura en ambiente agresivo F_{cc} . Aquella se obtuvo realizando, para cada geometría, dos ensayos de fractura en aire [1], [2].

Un primer análisis cualitativo de los resultados experimentales permite ya enunciar las consideraciones siguientes:

- Aún en ensayos muy breves el efecto fragilizador del hidrógeno es importante (apreciable reducción de la carga de rotura).
- En ambiente agresivo sobreviene siempre la rotura en plena rama ascendente de carga. Como consecuencia, la geometría D muestra una partida importante de ductilidad respecto al ensayo de ambiente inerte.
- Para velocidades de ensayo muy lentas (ensayo cuasi-estático) la carga de rotura tiende a un valor asintótico.

4. ANALISIS FRACTOGRAFICO

En los ensayos en ambiente de hidrógeno aparece un modo microscópico de fractura no tradicional, que se ha dado en llamar TTS (*tearing topography surface*) ([8], [9]). En la presente investigación se ha interpretado como zona crítica o zona de fractura. Se ha comprobado que al disminuir la velocidad de deformación aumenta la profundidad de la zona TTS (Fig. 10).

La Fig. 6 muestra los *modos de fractura macroscópicos* (lugar de iniciación y forma de la rotura) y *microscópicos* (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada al microscopio electrónico). La superficie de fractura en ambiente agresivo está constituida, en todos los casos, por una pequeña zona TTS (a veces microscópica) y una gran región de cuasi-clivaje. En la primera se inicia la rotura, mientras que en la segunda se produce la propagación brusca con carácter frágil.

Los ensayos de fractura en ambiente agresivo presentan tres características diferenciadas respecto a los realizados en ambiente inerte [1], [2]:

- Fractura plana e iniciada en la periferia en todos los casos.
- Desaparición casi total del mecanismo de coalescencia de huecos, sustituido por un mecanismo de cuasi-clivaje.

5. ESTUDIO DE LA DIFUSION

La difusión del hidrógeno en el metal está gobernada por las Leyes de Fick, modificadas para incluir un término dependiente de la tensión hidrostática [10], [11]:

$$J = - D^* \text{grad } c + M c \text{ grad } \sigma \quad (2)$$

$$\frac{\delta c}{\delta t} = D^* \Delta c - M \text{ grad } c \cdot \text{grad } \sigma - M c \Delta \sigma \quad (3)$$

donde σ es la tensión hidrostática ($\sigma = \text{tr } \sigma/3$), D^* el coeficiente de difusión y M un segundo coeficiente función del anterior:

$$M = \frac{D^* V^*}{RT} \quad (4)$$

siendo V^* el volumen parcial molar de hidrógeno, R la constante de los gases perfectos y T la temperatura absoluta.

La concentración de equilibrio del hidrógeno dentro del metal es la solución estacionaria de la ecuación diferencial anterior:

$$c = c_0 \exp\left(\frac{V^*\sigma}{RT}\right) \quad (5)$$

donde c_0 es la concentración de equilibrio en ausencia de tensión. La concentración de hidrógeno en el caso estacionario (5) es función unívoca de la tensión hidrostática. En ensayos cuasi-estáticos (suficientemente lentos) la situación se aproxima a la estacionaria. En este caso, el punto crítico (máxima concentración de hidrógeno) coincide con el punto de tensión hidrostática máxima, a partir del cual se inicia la fractura.

6. ANALISIS TENSIONAL

Para conocer los valores de las variables internas en la situación de fractura se han modelizado, mediante el método de los elementos finitos en régimen elasto-plástico, los ensayos de fractura en ambiente agresivo. Con el fin de no modelizar cada uno de los 26 ensayos se han agrupado éstos por tipos, a partir de los resultados expuestos en la Fig. 5. Cada tipo de ensayo se representa con la letra correspondiente a su geometría y con un subíndice igual a $100 F_{cc}/F_c$, cien veces el cociente entre carga de rotura en ambiente agresivo y carga de rotura en aire.

Los resultados del cálculo se ofrecen en la Fig. 11, y se analizarán en la sección 8 (formulación del criterio de fractura), donde se ofrece la relación adimensional entre la tensión efectiva crítica en ambiente inerte y la misma en ambiente agresivo.

Del cálculo se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- La profundidad x_s del punto en el cual la tensión hidrostática es máxima, fundamental en la difusión de hidrógeno y por tanto en el proceso fragilizador, es una característica de la geometría: permanece constante a lo largo del proceso de carga. (Fig. 7).
- La profundidad de la zona TTS asintótica coincide con la del punto de tensión hidrostática máxima. Se entiende por zona TTS asintótica la que se obtiene de ensayos cuasi-estáticos, en los que la velocidad de sollicitación es lo suficientemente reducida como para conseguir en todo momento la concentración de equilibrio en cada punto (5).

La Fig. 8 muestra la zona TTS (de profundidad x_T), la distribución de tensión hidrostática σ y el punto de tensión hidrostática máxima (de profundidad x_s). En la Fig. 10 se representa el tamaño de la zona TTS en función de la duración del ensayo (geometrías A y C). La recta horizontal señala gráficamente la profundidad x_s .

- Las consideraciones anteriores confirman que la difusión es el mecanismo fundamental de transporte de hidrógeno dentro del metal. En efecto, la zona TTS es la zona dañada por el hidrógeno y su profundidad está condicionada por la distribución de tensión hidrostática, que gobierna el fenómeno de difusión según las Leyes de Fick modificadas [2] y [3].

7. ESTUDIO CINEMATICO DE LA TRACCION SOBRE UN ALAMBRE ENTALLADO

La formulación cinemática del criterio de fractura en ambiente agresivo requiere conocer la velocidad de deformación en el fondo de la entalla (local), puesto que el efecto fragilizador del hidrógeno, y por tanto su influencia en el parámetro crítico del material, depende de esa velocidad de sollicitación. Se hace necesario entonces relacionar las velocidades de deformación local y remota.

Esta relación ha sido obtenida en investigaciones anteriores [1]. Los resultados generales se dan en la Fig. 9, en la cual la velocidad de deformación local es:

$$\dot{\epsilon}_B = \frac{\dot{u}_B}{B} = \frac{u_B^{i+1} - u_B^i}{B\Delta t} \quad (6)$$

donde B es la base de medida local (se adopta $B=0.01 D$), u_B el corrimiento relativo entre sus extremos, los superíndices (i, i+1) dos escalones de carga consecutivos separados por un intervalo temporal Δt .

Se ha definido la velocidad de deformación remota mediante:

$$\dot{\epsilon}_L^* = \frac{\dot{u}_L}{D} = \frac{u_L^{i+1} - u_L^i}{D\Delta t} \quad (7)$$

donde L es la base de medida remota, u_L el corrimiento relativo entre sus extremos y D el diámetro de la probeta (dimensión característica).

8. FORMULACION DEL CRITERIO DE FRACTURA

El criterio de fractura en ambiente agresivo será el obtenido en ambiente inerte [1], [2], donde ahora el parámetro crítico de fractura del material dependerá de la magnitud de la agresión del entorno: *la rotura se producirá cuando la tensión efectiva alcance un valor crítico sobre una distancia crítica, característica de la microestructura del material y dependiente de la cantidad de elemento agresivo (hidrógeno) que*

haya penetrado dentro del mismo. La zona crítica o de fractura es en ambiente agresivo la zona TTS.

Se formula matemáticamente mediante

$$(\bar{\sigma})_m = \bar{\sigma}_{cc} \quad \text{sobre } x_T \quad (8)$$

donde la primera es la tensión efectiva media en la región de fractura (zona TTS),

$$(\bar{\sigma})_m = \frac{1}{\pi(a^2 - r_T^2)} \int_0^{2\pi} \int_{r_T}^a \bar{\sigma}(r, 0) r \, dr \, d\theta \quad (9)$$

y, con un error inferior al 1%, a través de [1]:

$$(\bar{\sigma})_m \approx \bar{\sigma}(a - x_T/2, 0) \quad (10)$$

Los valores numéricos de $\bar{\sigma}(r, z)$ en la zona de fractura se obtienen del cálculo por elementos finitos. Se ha realizado una interpolación del tipo $C_1 r z + C_2 r + C_3 z + C_4$ en el elemento finito en el que se inicia la rotura, a partir de los valores de la tensión efectiva en los cuatro puntos de Gauss de ese elemento. Como la fractura se produce en el plano $z = 0$, basta conocer $\bar{\sigma}(r, 0)$, que con la interpolación adoptada es una función lineal $C_2 r + C_4$.

El objetivo de la formulación cinemática es obtener la tensión efectiva crítica $\bar{\sigma}_{cc}$ en función de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla $\dot{\epsilon}_B$, calculable a partir de los ábacos de la Fig. 9. En primera aproximación se sustituye esta variable, dependiente de la coordenada y del tiempo, por su valor medio espacial y temporal $(\dot{\epsilon}_B)_m^m$. Para relacionar $\bar{\sigma}_{cc}$ y $(\dot{\epsilon}_B)_m^m$ se utilizan los resultados de los ensayos en ambiente agresivo (Fig. 5), de los cuales se obtiene una relación:

$$F(F_{cc}, t_c, x_s) = 0 \quad (11)$$

entre la carga de rotura F_{cc} , la duración de ensayo t_c y la geometría. A partir de (11) se puede obtener la siguiente:

$$F(\bar{\sigma}_{cc}, \dot{\epsilon}_L^*, x_s) = 0 \quad (12)$$

entre la tensión efectiva crítica $\bar{\sigma}_{cc}$, la velocidad de deformación remota $\dot{\epsilon}_L^*$ y la profundidad del punto de tensión hidrostática máxima x_s . Estas variables están unívocamente ligadas, respectivamente, a la carga de rotura F_{cc} , la duración de ensayo t_c y la geometría (A, B, C, D). Las variables geométricas se han sustituido por una sola dimensión característica: la profundidad del punto de tensión hidrostática máxima, fundamental en difusión. La coherencia de esta hipótesis quedará patente al obtenerse una única curva universal para todas las geometrías.

Por otra parte se dispone de los resultados numéricos del estudio cinemático (Fig. 9), que permiten sustituir la velocidad de deformación remota por la local (variable realmente representativa). Se llega entonces a

$$F(\bar{\sigma}_{cc}, (\dot{\epsilon}_B)_m^m, x_s) = 0 \quad (13)$$

y adimensionalizando:

$$F\left(\frac{\bar{\sigma}_{cc}}{\sigma_c}, \frac{(\dot{\epsilon}_B)_m^m, x_s^2}{D^*}\right) = 0 \quad (14)$$

en la cual $\bar{\sigma}_{cc}$ es la tensión efectiva crítica en ambiente agresivo, σ_c la misma en ambiente inerte, $(\dot{\epsilon}_B)_m^m$ la velocidad de deformación local (media espacial y temporal), x_s la profundidad del punto de tensión hidrostática máxima (característica de la geometría) y D^* el coeficiente de difusión.

En la Fig. 11 se representan gráficamente ambas variables adimensionales. Debe resaltarse que cada punto es ya un promedio de varios ensayos (en total 26). El ajuste resulta excelente para todas las geometrías, sin que se observe tendencia específica en ninguna de ellas. Las dispersiones son siempre inferiores al 3% (eje vertical). La formulación cinemática del criterio de fractura resulta así totalmente coherente, y la geometría puede representarse por una única variable x_s a efectos de fragilización por hidrógeno.

Cabe resaltar además las siguientes conclusiones:

- La tensión efectiva es un parámetro de fractura también en ambiente agresivo. El criterio de fractura así obtenido incluye el criterio en ambiente inerte cuando la velocidad de deformación tiende a infinito o los coeficientes de difusión tienden a cero.
- La velocidad de deformación local es la variable que gobierna el fenómeno de fragilización.
- En ensayos a velocidad de sollicitación constante sobre probetas entalladas la velocidad de deformación local varía a lo largo del proceso de carga, pero sus promedios temporales resultan representativos.
- La Fig. 11 ofrece por primera vez resultados cuantitativos (expresados en velocidad de deformación local), y no puramente cualitativos (en velocidad de deformación remota) para ensayos en ambiente agresivo.

9. CONCLUSIONES

- 1) Se ha obtenido una **relación entre los modos de fractura macroscópicos**

(lugar de iniciación y forma de la rotura) y **microscópicos** (mecanismo de fractura, a partir de la topografía observada al microscopio electrónico). Como se aprecia en la Fig. 6, la rotura es siempre *periférica plana*. El mecanismo de fractura consiste en *cuasi-clivaje*, con zona TTS en su inicio.

- 2) **La zona TTS**, nuevo modo microscópico de fractura no tradicional, se ha **interpretado como zona crítica o zona de fractura en procesos de fragilización por hidrógeno**.
- 3) Se ha obtenido un **criterio de fractura en ambiente agresivo para alambres entallados de acero de alta resistencia**: *la rotura se producirá cuando la tensión efectiva o equivalente alcance un valor crítico sobre una distancia crítica. Los parámetros críticos del material dependen de la cantidad de elemento agresivo (hidrógeno) que haya penetrado. La zona crítica o de fractura es la zona TTS. La tensión efectiva crítica se ha relacionado con la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla (formulación cinemática). El criterio en ambiente inerte resulta un caso particular cuando la velocidad de deformación tiende a infinito (ataque nulo).*

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica por la ayuda financiera prestada a través de la Subvención 0-511/84.

REFERENCIAS

- [1] TORIBIO, J. "Fractura elastoplástica de alambres entallados". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. (1987).
- [2] TORIBIO, J., ELICES, M. "Un criterio de fractura para alambres entallados". Primeras Jornadas Ibéricas de Fractura. (1987).
- [3] UGIANSKY, G.M., PAYER, J.H. "Stress corrosion cracking. The slow strain rate technique". ASTM STP665 (1979).
- [4] CABALLERO, L., "Corrosión bajo tensión en aceros eutectoides trefilados y en aceros hipoeutectoides, térmicamente tratados". Universidad Complutense. Madrid (1985).
- [5] LANCHA, A.M., ELICES, M. "Influencia en corrosión bajo tensión de la orientación de las colonias de perlita en un acero eutectoide". 6ª Asamblea del C.E.N.I.M. Madrid (1985).
- [6] ELICES, M. "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete. Fracture Mechanics of concrete". (Edited by G.C. Sih).

Martinus Nijhoff Publishers, pp. 226-271 (1985).

- [7] PARKINS, R.N. et al. "Environment sensitive cracking pre-stressing steels". Corrosion Science, Vol. 22, n° 5, pp. 379-405 (1982).
- [8] THOMPSON, A.W, CHESNUTT, J.C. "Identification of a Fracture Mode: The Tearing Topography Surface". Met. Trans., Vol. 10A, pp. 1193-1196 (1979).
- [9] COSTA, J.E., THOMPSON, A.W, "Hydrogen Cracking in Nominally Pearlitic 1045 Steel". Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, pp. 1315-1318 (1982).
- [10] VAN LEEUWEN, "The kinetics of hydrogen embrittlement: a quantitative diffusion model". Eng, Fract. Mech., Vol. 6, pp. 141-161 (1974).
- [11] ASTIZ, M.A. "Hydrogen diffusion analysis in metals" (en vías de publicación). (1986).

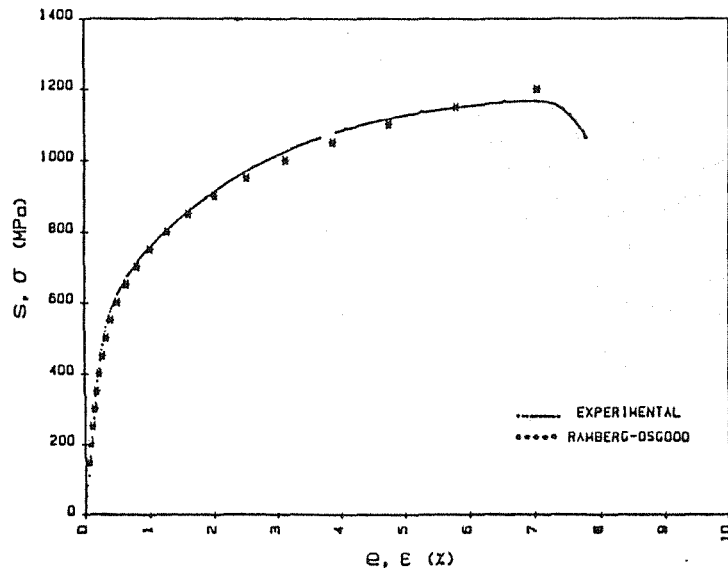


Fig. 1. Curva tensión-deformación del material

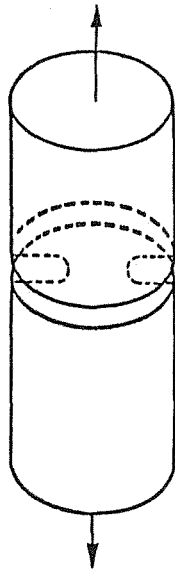


Fig. 2. Geometría

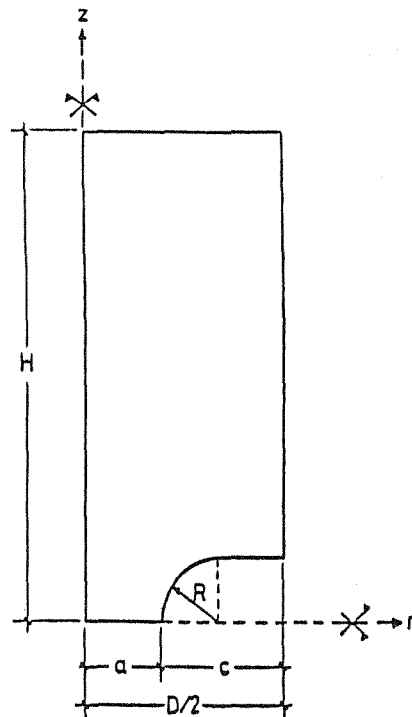


Fig. 3. Dimensiones

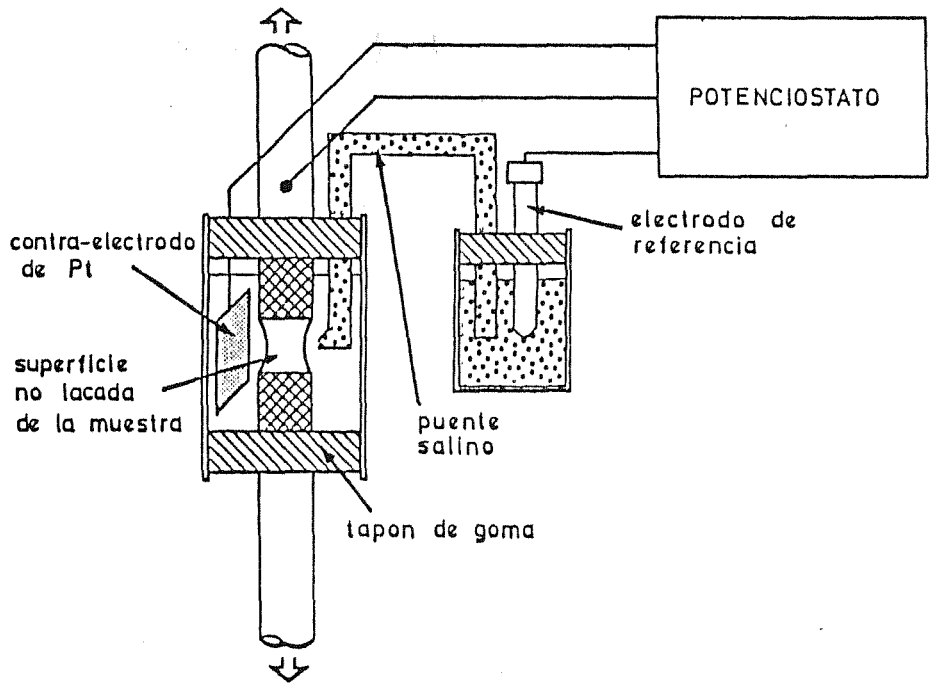


Fig. 4. Dispositivo experimental

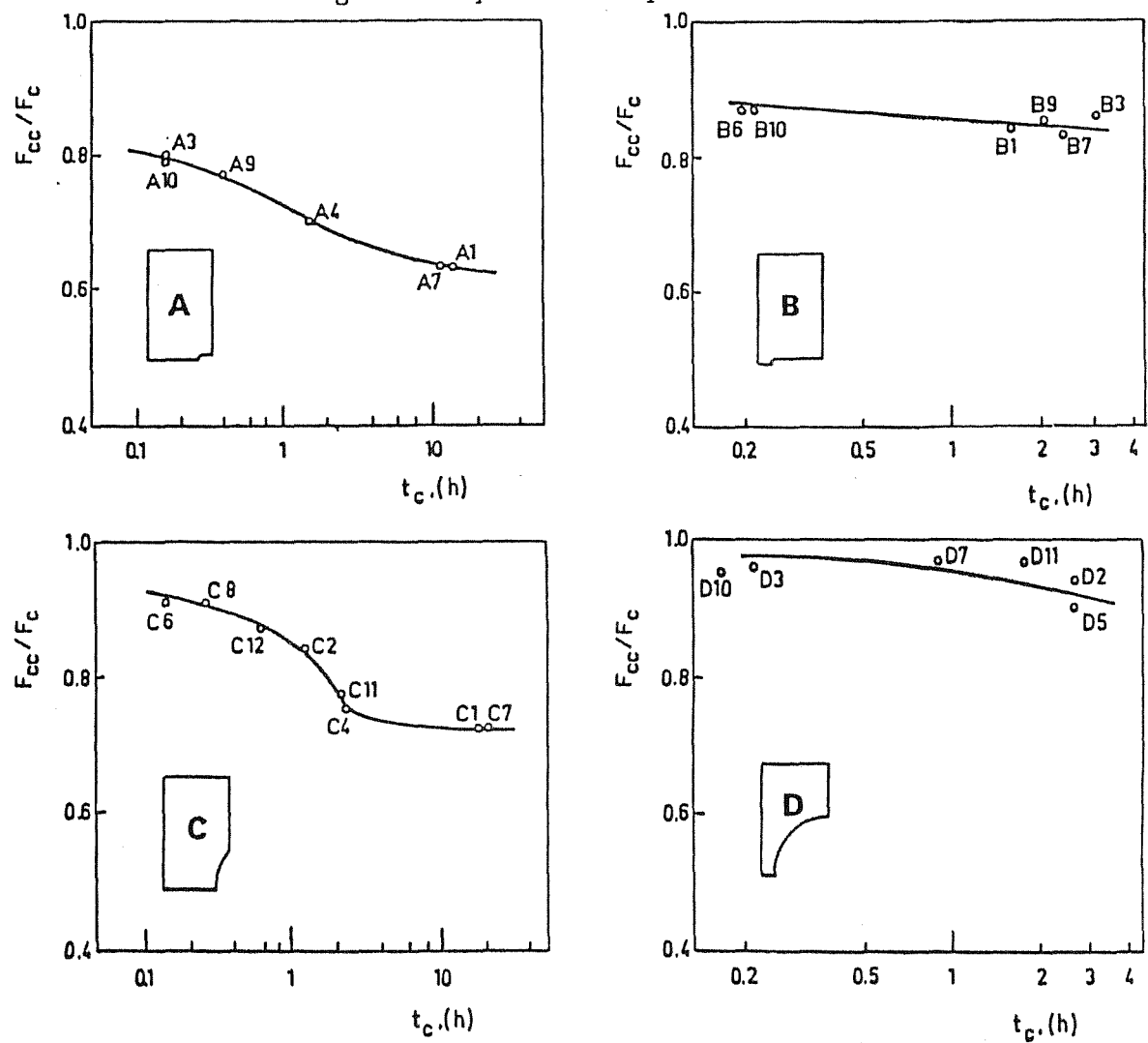
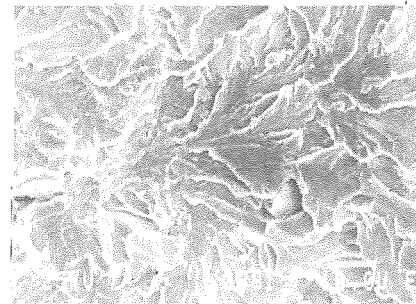
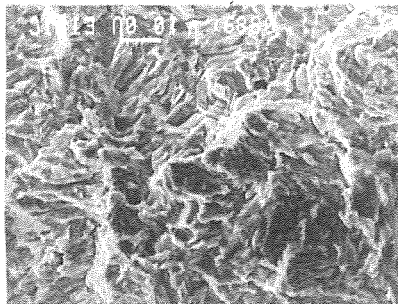
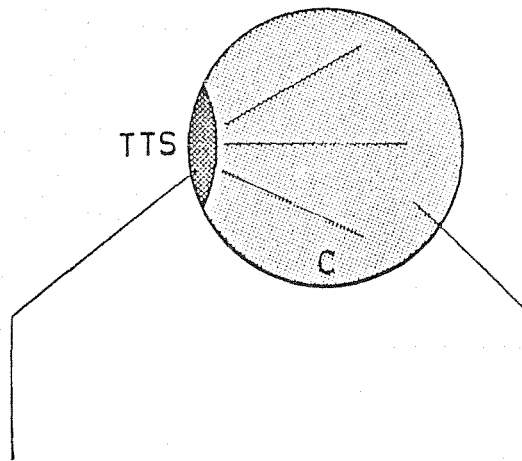
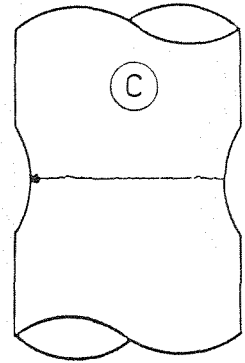
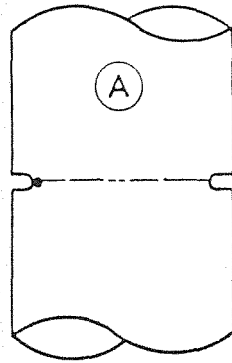


Fig. 5. Resultados de los ensayos de fractura



TTS \equiv Tearing Topography Surface C \equiv Cuasi-clivaje

Fig. 6. Superficies de fractura

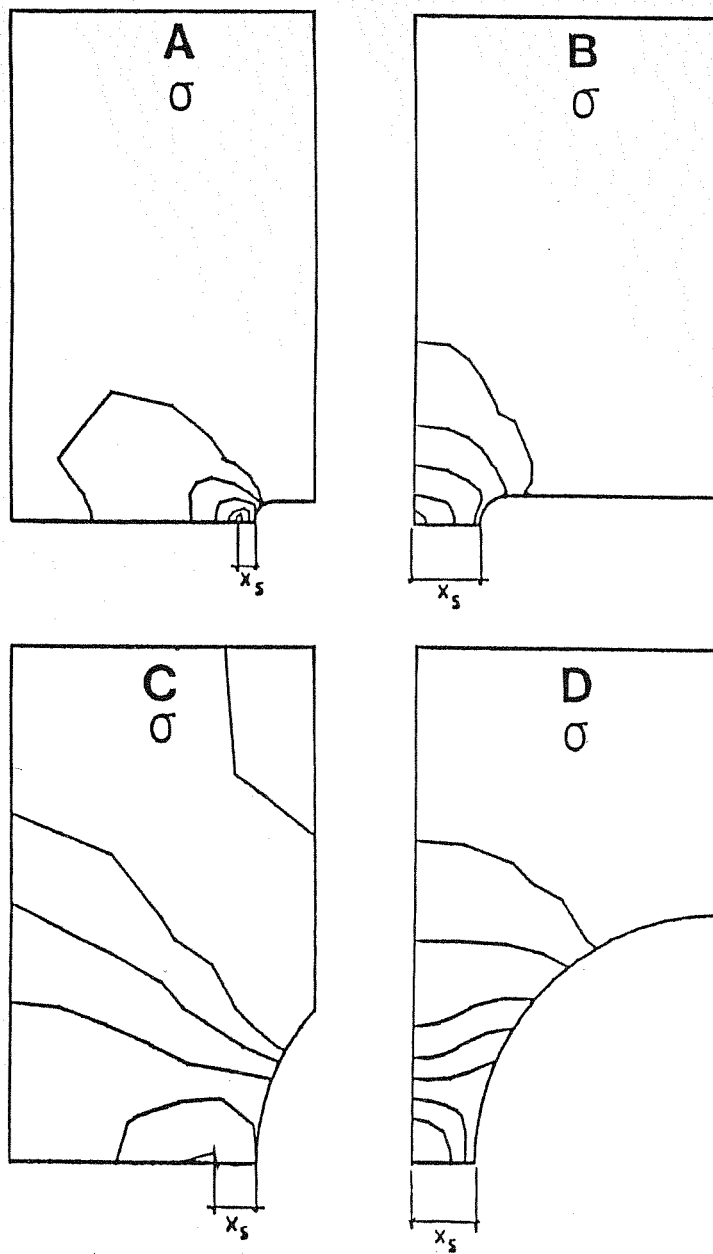


Fig. 7. Profundidad del punto de tensión hidrostática máxima

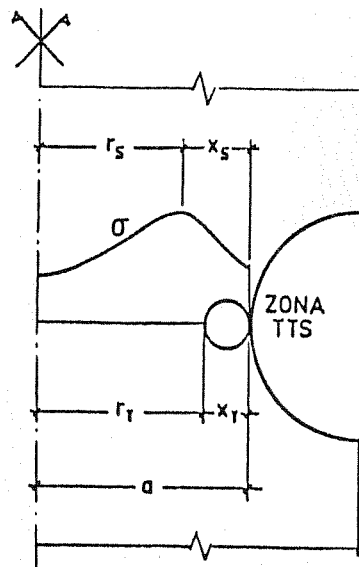


Fig. 8. Zona TTS y distribución de tensión hidrostática

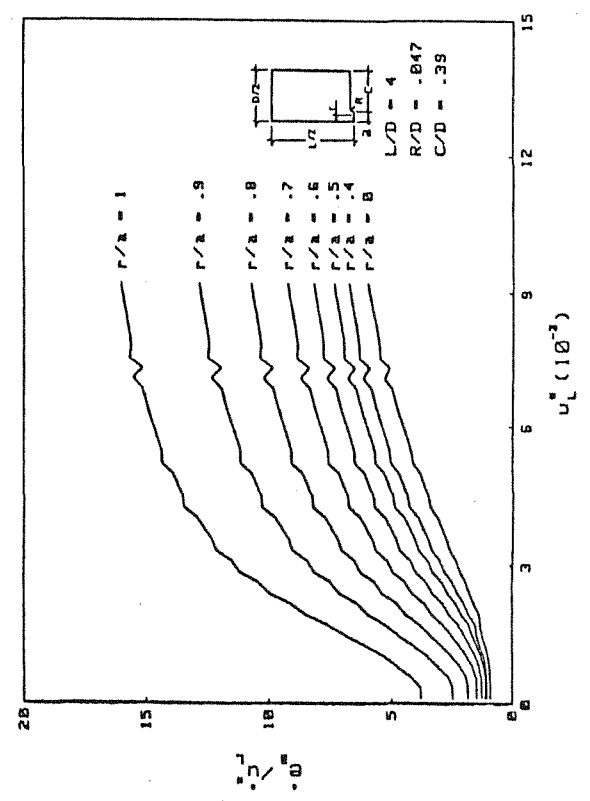
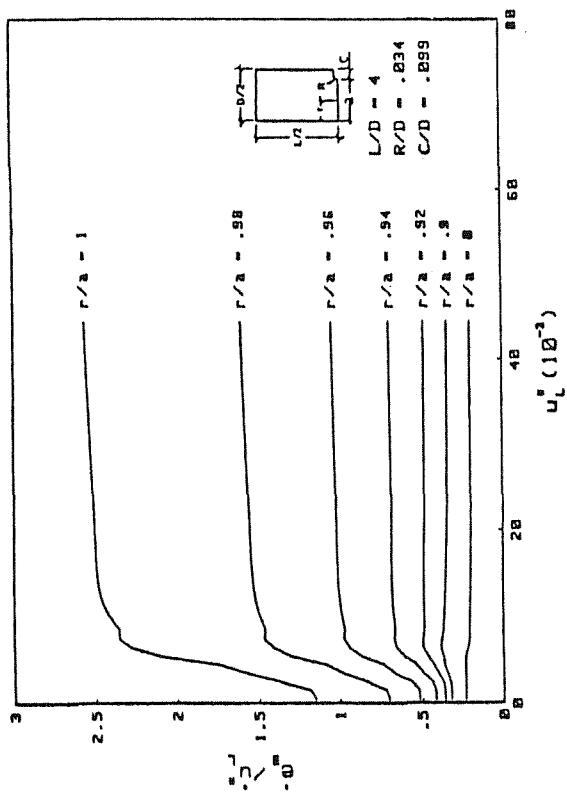
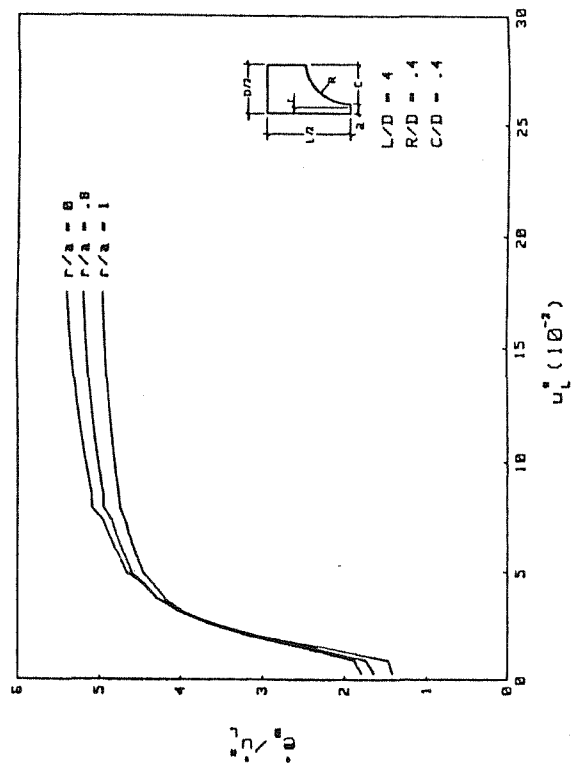
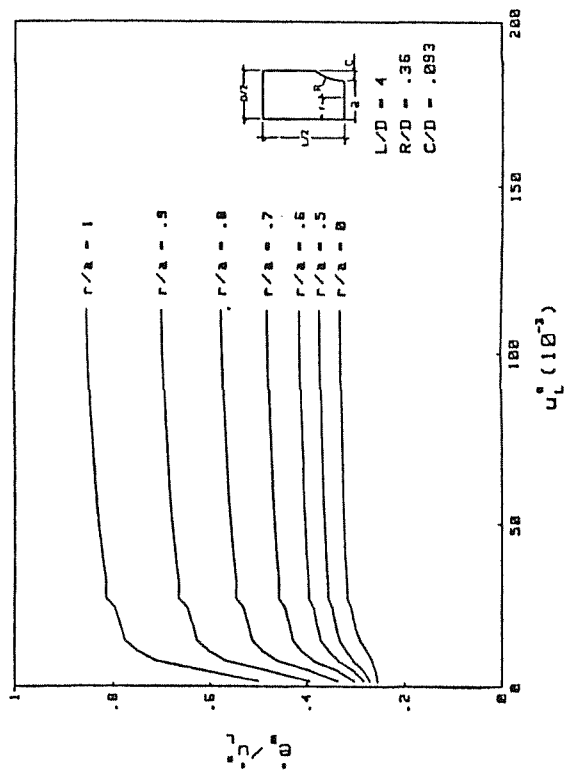


Fig. 9. Relación entre velocidades de deformación local y remota

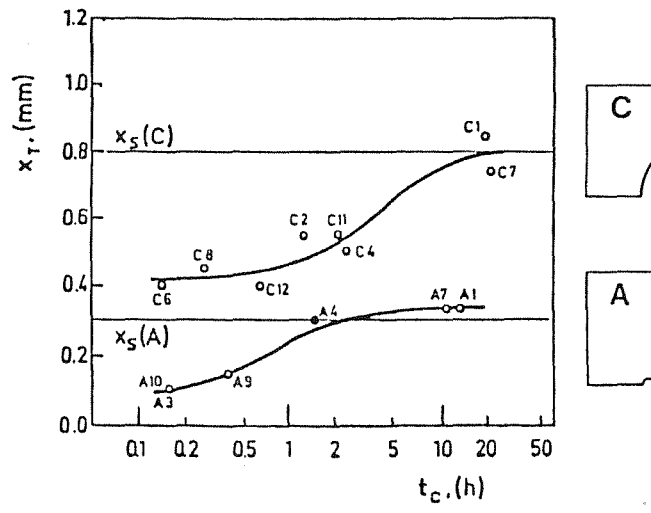


Fig. 10. Variación de la zona TTS con la velocidad de deformación

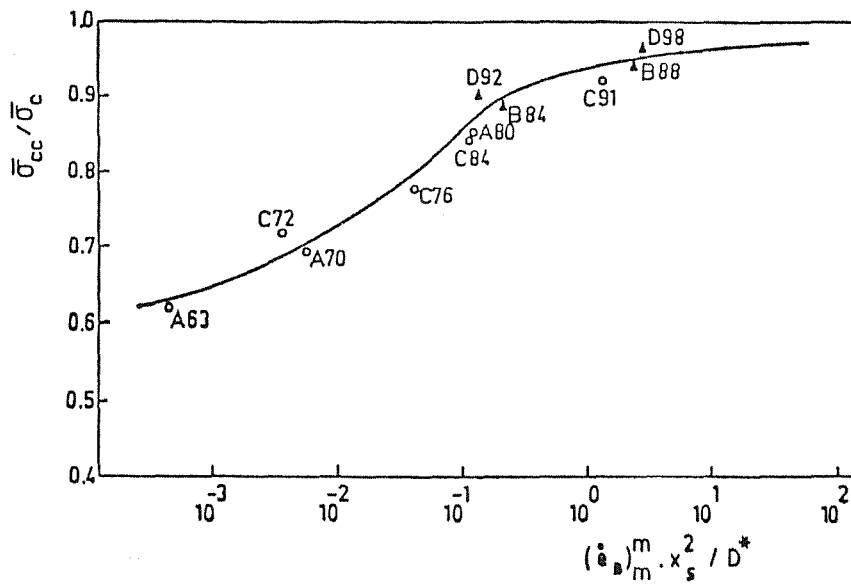


Fig. 11. Formulación cinemática del criterio de fractura

INFLUENCIA DE LA PROTECCION CATODICA SOBRE LA CORROSION
FATIGA EN ACEROS DE PRETENSADO

ANTONIA MARTIN Y VICENTE SANCHEZ-GALVEZ

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

Se han realizado ensayos de corrosión fatiga a potencial libre y con acoplamiento de zinc para onda sinusoidal con distintas frecuencias y valores de la relación de tensiones R.

Se han aplicado las técnicas de Mecánica de la Fractura para determinar la velocidad de propagación de las fisuras da/dN en función del intervalo del factor de intensidad de tensiones ΔK .

SUMMARY

Corrosion fatigue tests have been performed both at the free corrosion potential and coupling with zinc. Sinusoidal stress waves at different frequencies and stress ratio R have been used.

Fracture Mechanics concepts have been utilized to determine crack growth rate da/dN as a function of the stress intensity factor range ΔK .

1. INTRODUCCION

Los aceros de muy alta resistencia, que en forma de alambres o barras, constituyen las armaduras activas del hormigón pretensado, se encuentran entre los materiales cuyo comportamiento en varios aspectos de la corrosión ofrecen aún algunas lagunas.

Dentro de los aceros de pretensado, los más utilizados son los eutectoides trefilados, cuyas excelentes propiedades mecánicas han permitido su utilización en grandes construcciones ingenieriles que deben resistir cargas dinámicas, por lo que es importante el conocimiento del comportamiento en fatiga de este material. Ahora bien, en numerosas ocasiones la estructura de hormigón pretensado, además de estar sometida a una oscilación de cargas, está también sometida a un ambiente agresivo. En estas condiciones el conocimiento del comportamiento del acero frente a la corrosión fatiga es fundamental. En este trabajo se aportan recientes datos experimentales sobre medidas de velocidad de propagación de fisuras para muestras prefisuradas en aceros de pretensado en agua de mar artificial (1) con y sin protección catódica, variando la relación de tensiones (R), y las frecuencias.

2. MODO EXPERIMENTAL

Para la realización de los ensayos, el material elegido fué un acero al C-Mn, de alta resistencia, de producción comercial y de 7 mm de diámetro. Es un acero eutectoide (contenido en carbono alrededor del 0.8%), trefilado y envejecido. Su composición química y sus propiedades mecánicas se recogen en la Tabla I

TABLA I
COMPOSICION QUIMICA

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	N (%)
0.820	0.600	0.180	0.010	0.024	0.007

PROPIEDADES MECANICAS

Módulo de elasticidad GPa	Límite elástico $\sigma_{0,2}$ GPa	Tensión de rotura GPa	Alargamiento bajo carga máx. (%)	Tenacidad de fractura K_{Ic} MPa \sqrt{m}	Estricción (%)
204,4	1,43	1,67	5,80	119,13	28

Para la aplicación de la Mecánica de la Fractura al estudio de la propagación de fisuras en aceros de alta resistencia se necesitaba una expresión válida del factor de intensidad de tensiones K_I , para una muestra cilíndrica con una fisura superficial semielíptica. Por medio de un cálculo con elementos finitos [2] se ha obtenido una expresión del factor K_I promediado sobre el borde de la fisura.

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} (0.473 - 3.286 (a/D) + 14.797 (a/D)^2)^{1/2} ((a/D) - (a/D)^2)^{-1/2}$$

o bien de forma resumida

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} M (a/D)$$

donde: a = profundidad de la fisura
 D = diámetro del alambre
 σ = tensión aplicada para puntos alejados de la fisura
 M = es un factor de corrección no dimensional (3).

El factor de intensidad de tensiones K_I , así definido, se ha mostrado como un buen parámetro de fractura, ya que la rotura del alambre tiene lugar cuando K_I alcanza un valor crítico K_{Ic} que, por consiguiente, puede denominarse con propiedad tenacidad de fractura del acero, y es el dato que figura también en la tabla I. Para la medida de la propagación de las fisuras de estos aceros, se decidió utilizar el método basado en la variación de la rigidez de la muestra al crecer la fisura. Para ello, en primer lugar se determina la curva de rigidez del alambre en función de la profundidad de la fisura.

Con tal fin varias muestras se fatigaron a tracción a una frecuencia de oscilación de 10 Hz y con unas tensiones fijadas y distinto número de ciclos para las distintas muestras de forma que se obtuvieran distintas profundidades de fisura.

Finalizadas estas operaciones, las muestras fueron ensayadas a tracción hasta rotura, midiendo la rigidez de cada una de ellas, esto es, el cociente entre la carga aplicada y la abertura producida en un extensómetro dinámico. Conocidos para todas las muestras ensayadas, los valores de la rigidez y profundidad de fisura real, que se determinó por medición directa una vez rota la muestra por la sección fisurada, los resultados de las distintas muestras se representaron en el gráfico de la figura 1 y se ajustó por mínimos cuadrados una recta rigidez-profundidad de fisura.

En el estudio de la corrosión fatiga, un parámetro fundamental es el K_{ISCC} , es decir, el umbral del factor de intensidad de tensiones por debajo del cual no existe propagación de la fisura a carga constante en el medio ambiente considerado. Para obtener este valor umbral se realizaron ensayos a carga constante con muestras fisuradas por fatiga en agua de mar

artificial tanto a potencial libre de corrosión (≈ -700 mV SCE) como al potencial de acoplamiento con zinc (≈ -1025 mV SCE), ver figura 2.

Los potenciales medidos bajo condiciones de circuito abierto se midieron con un electrodo de referencia que fué el de calomelanos saturado. En los ensayos se mide el tiempo para la rotura en función del valor inicial del factor de intensidad de tensiones aplicado. Para determinar el umbral del factor de intensidad de tensiones K_{ISCC} para la no propagación de la fisura a carga constante, cuando una muestra alcanzaba las 1000 horas sin romper, se desmontaba el ensayo y se consideraba que el factor de intensidad de tensiones aplicado estaba por debajo del umbral. En todos los casos se midió la profundidad de fisura real inicial de las muestras una vez rotas.

En cuanto a los ensayos a carga oscilante con muestras prefisuradas, se ha estudiado la propagación de la fisura sometida simultáneamente a fatiga y a la acción de agua de mar artificial, utilizando los mismos potenciales de polarización que en los ensayos a carga constante. El estudio de propagación de fisuras por corrosión fatiga en alambres prefisurados, utilizando el método de la variación de la rigidez no permitía utilizar células de corrosión para contener el líquido agresivo, ya que su tamaño era compatible con la base de medida del extensómetro, necesariamente pequeño si se deseaba la resolución suficiente y tampoco se podía introducir el extensómetro en la célula porque podría dañarse. La solución adoptada consistió en hacer circular el líquido agresivo en circuito cerrado por medio de una bomba peristáltica. En una zona del circuito se dispuso un tubo de goma flexible atravesado por la muestra de modo que la fisura quedaba en el interior del tubo, expuesta continuamente a la acción del líquido, sin afectar a la estructura del conjunto [4]. El diámetro del tubo permite la colocación del extensómetro dinámico sobre la muestra fijado con suficiente proximidad a los labios de la fisura pero sin contacto con la disolución, como se ve en la figura 3.

Con el extensómetro permanentemente sobre la muestra durante el proceso de carga cíclica y la zona fisurada en contacto con la disolución, se tiene en cada ciclo la oscilación de carga y la correspondiente variación de abertura del extensómetro, de donde inmediatamente se determina la rigidez de la muestra y con la curva rigidez-profundidad de la fisura (figura 1), el valor de la profundidad de la fisura. En los ensayos a carga oscilante con acoplamiento de zinc el sistema es similar. El tubo de goma es atravesado por la muestra y en otra zona próxima a ella atravesado por una barrita de zinc que se conectó al acero por una unión metálica. Tanto la muestra como el zinc quedaron expuestos a la acción del líquido sin afectar al resto de la estructura. El esquema puede verse en la figura 4.

3. RESULTADOS

Los resultados obtenidos en los ensayos a carga constante se

ofrecen en las figuras 5 y 6.

Se puede observar la relación entre el factor de intensidad de tensiones expresado como porcentaje del valor de la tenacidad de fractura del material y el tiempo de rotura. En ambos casos existe un valor umbral K_{ISCC} , por debajo del cual la fisura no se propaga.

Los ensayos a carga oscilante se han realizado en dos medios distintos, aire y agua de mar artificial, haciendo oscilar la tensión de tracción aplicada a la muestra según una onda con forma, frecuencia y amplitud previamente elegidas.

Se ha cubierto la gama de frecuencias comprendida entre 0.1 y 10 Hz y se han empleado ondas sinusoidales. En cuanto a los intervalos de carga utilizados, se ha mantenido en todos los ensayos una relación de tensiones (R) constante de 0.1, 0.5 y 0.8 (relación entre valores mínimo y máximo de la tensión en el ciclo). De los ensayos se ha obtenido la velocidad de crecimiento de la fisura da/dN , frente al incremento del factor de intensidad de tensiones ΔK_I .

Las curvas da/dN frente a ΔK_I para potencial libre de corrosión están representadas en la figura 7.

Las curvas da/dN frente a ΔK_I para potencial de acoplamiento con zinc están representadas en la figura 8.

4. DISCUSION DE LOS RESULTADOS

Parece evidente a la vista de los resultados que la aplicación de una carga oscilante en agua de mar tiene un efecto pernicioso sobre el comportamiento del acero con relación al comportamiento de fatiga en el aire. En todos los ensayos a carga oscilante se ha dibujado una línea continua que muestra el valor medio de todos los resultados experimentales de velocidad de crecimiento de fisuras frente al factor de intensidad de tensiones para ensayos de fatiga en el aire y diferentes frecuencias, amplitudes de tensión y relación de tensiones. El comportamiento en fatiga sigue la ley de Paris.

$$da/dN = C (\Delta K_I)^n \quad (5)$$

donde las constantes C y n toman los valores

$$C = 7,94 \cdot 10^{-12} \text{ m/c y } n = 2,3$$

Las figuras muestran dos líneas de trazos paralelas a esta línea que engloban el 95% de todos los resultados experimentales obtenidos por fatiga en el aire.

Los resultados obtenidos en la figura 7, correspondientes a

potencial libre de corrosión muestran en general que la velocidad de propagación de las fisuras depende fuertemente de la frecuencia de la oscilación, en el sentido de que frecuencias lentas ocasionan una mayor velocidad de propagación de la fisura por ciclo que las frecuencias rápidas, resultado que puede explicarse fácilmente ya que el tiempo que tarda en abrirse y cerrarse la fisura es mayor por lo que el medio agresivo está durante más tiempo en contacto con el fondo de la fisura siendo mayores los efectos de la corrosión. También se comprueba la influencia del valor de la relación de tensiones R en la velocidad de propagación. En general la velocidad aumenta al crecer R , como puede verse en todas las gráficas.

A continuación vamos a discutir los resultados obtenidos en corrosión fatiga cuando las muestras prefisuradas están sometidas a un potencial de acoplamiento con zinc. Como se ve en la figura 8 la velocidad de propagación de la fisura depende también de la frecuencia de oscilación, que causa un efecto mayor a medida que la relación de tensiones es mayor. Si la relación de tensiones es de 0.1 y 0.5 las mayores velocidades de propagación se consiguen con frecuencias de 0.1 Hz, mientras que para 1 y 10 Hz, las velocidades son menores pero aún así son del orden del doble de las obtenidas en el aire. Si la relación de tensiones es de 0,8, la velocidad de propagación sufre un notable aumento para las tres frecuencias estudiadas. También tiene una gran influencia en la velocidad de propagación el valor de R , principalmente para los valores bajos de ΔK [6].

En las figuras 7 y 8, para una relación de tensiones de 0.1, se han situado en el eje de abscisas los valores umbrales del factor de intensidad de tensiones K_{ISCC} obtenidos en los ensayos a carga constante a potencial libre de corrosión y con acoplamiento de zinc respectivamente. Esto ha permitido comprobar que los ensayos de corrosión fatiga se han realizado para valores de K_I máximo por debajo de K_{ISCC} , por lo que puede afirmarse que incluso por debajo del valor umbral de corrosión bajo tensión, hay un aumento en la velocidad de propagación de las fisuras en el medio con respecto a la velocidad del aire, es decir, se confirma la existencia de corrosión fatiga verdadera [7]. En estas mismas figuras también se observa una reducción en la velocidad de crecimiento de la fisura, incluso inferiores a las velocidades del aire, para valores de ΔK_I bajos. La causa de ello es la formación de productos de corrosión, cuando se trata del acero a potencial libre de corrosión o de depósitos calcáreos, cuando está sometido a un potencial de acoplamiento con zinc, que se originan en el interior de la fisura y que provocan el efecto cuña responsable de la correspondiente reducción del intervalo del factor de intensidad de tensiones en el fondo de la fisura, dando lugar a un ΔK efectivo que produce el cierre y disminución de la velocidad de crecimiento. La disminución en la velocidad de crecimiento aparece tanto para la frecuencia de 0.1 Hz como para frecuencias de 1 Hz y 10 Hz, debido a que en soluciones con oxígeno disuelto las frecuencias altas causan mayor renovación de la solución y del oxígeno en la fisura por medio del bombeo de la disolución y dan lugar también a la formación de productos de

corrosión que se introducen en la fisura [8]. Este efecto de cierre de la fisura sólo debería de aparecer cuando la relación de tensiones es pequeña, ya que cuando esta relación es de 0.5 y 0.8, la tensión mínima es más alta y no debe producirse el cierre de la fisura, sin embargo en la figura 7 para $R = 0.5$ también aparecen velocidades de crecimiento de las fisuras inferiores a los valores del aire. Este hecho fué debido a la introducción de una sobrecarga en la fisuración previa que provocó un retardo en las velocidades iniciales de propagación.

5. CONCLUSIONES

El efecto perjudicial del medio agresivo se pone de manifiesto en los resultados, donde puede apreciarse como a igualdad de sollicitación, esto es, para un mismo intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones, la velocidad de crecimiento de las fisuras es mayor en el medio que en el aire. La velocidad de crecimiento de las fisuras es mayor cuanto menor es la frecuencia y mayor la relación de tensiones R . Para valores de ΔK_I bajos se observa un retraso en dicha velocidad de propagación que llega a ser inferior incluso a la velocidad media en el aire, fenómeno éste que se atribuye al cierre de la grieta "crack closure". Se ha demostrado la existencia de corrosión fatiga verdadera ($K_{max} < K_{ISCC}$) en aceros de pretensar en agua de mar artificial tanto para potencial libre de corrosión como para potencial de acoplamiento con zinc. El efecto de la polarización catódica por acoplamiento con zinc resulta un aumento de la velocidad de crecimiento de las fisuras por corrosión fatiga respecto de la velocidad para potencial libre de corrosión.

REFERENCIAS

- [1] ASTM D 1141 (1971) "Standard Specification for Substitute Ocean Water"
- [2] Valiente, A. (1980) "Criterios de Fractura para Alambres". Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.
- [3] Elices, M. (1984) "Fracture of Steels for Reinforcing and Prestressing Concrete" Cap. 5 de Fracture Mechanics of Concrete, G.C. Sih y A. Di Tommaso, Ed. Martinus Nijhoff Publ. La Haya.
- [4] Sánchez-Gálvez, V., Valiente, A. y Elices, M. (1983). Rev. Iberoamericana de Corrosion y Proteccion, 117.
- [5] Paris, P.C. y Erdogan, F. (1963). J. Basic Engng. ASME Serie D p. 528.
- [6] Musuva, J.K. y Radom, J.C. (1979). Fatigue of Engineering Materials and Structures, 1, 457.
- [7] McEvily, A.J. y Wei, R.P. (1972) "Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue" Corrosion Fatigue NACE, 2, 381.
- [8] Van der Velden, R., Ewalds, H.L., Schultze, W.A. y Punter, A., (1983), ASTM, STP 801, p. 64.

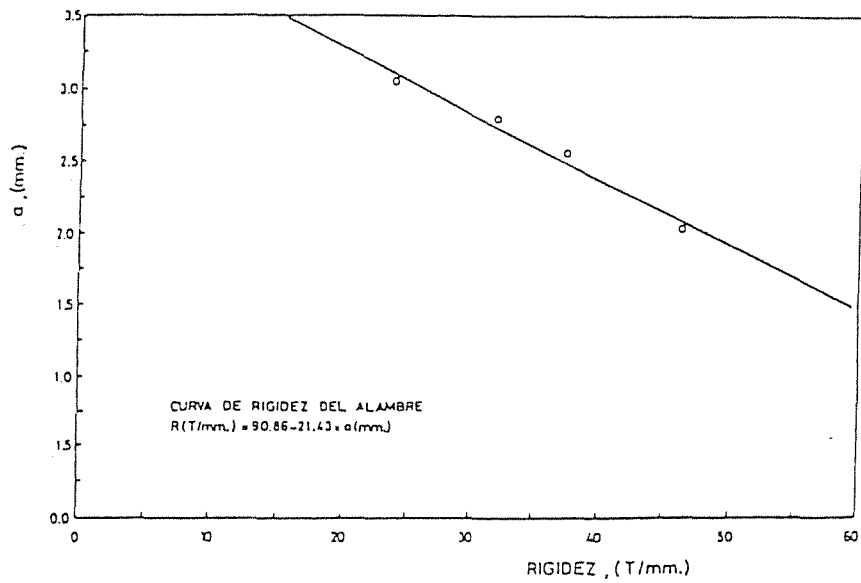


Fig. 1 - Rigidez de un alambre fisurado en función de la profundidad de fisura.

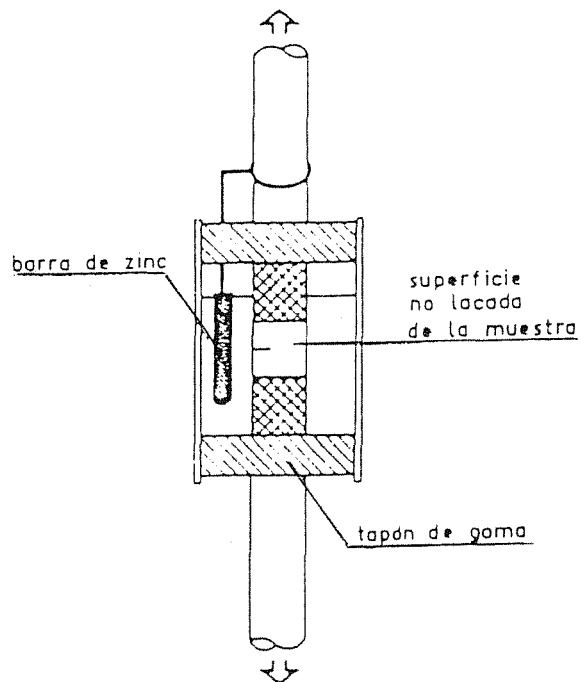


Fig. 2 - Esquema del montaje de las muestras con acoplamiento de zinc en los ensayos de corrosión bajo tensión.

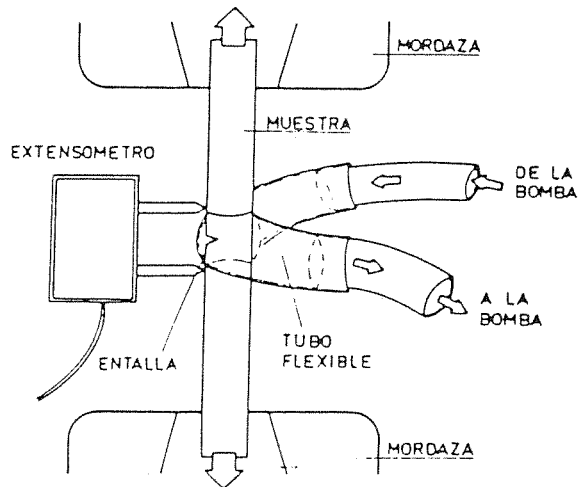


Fig. 3 - Detalle del dispositivo para ensayos de corrosión fatiga.

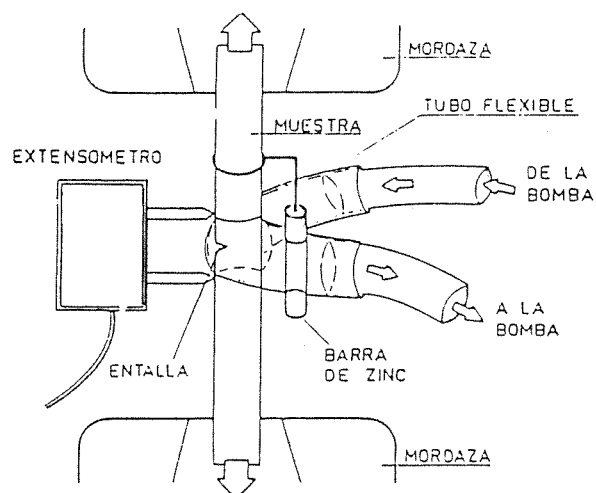


Fig. 4 - Detalle del dispositivo para ensayos de corrosión fatiga con acoplamiento de zinc.

ENSAYOS A CARGA CONSTANTE - DISOLUCION: AGUA DE MAR

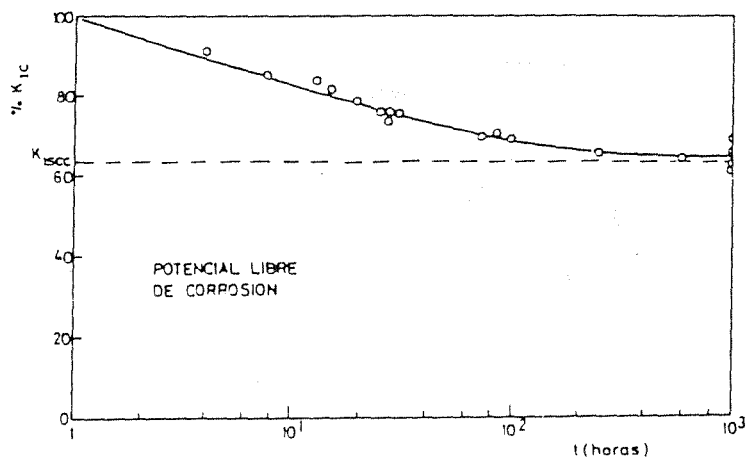


Figura 5

ENSAYOS A CARGA CONSTANTE - DISOLUCION: AGUA DE MAR

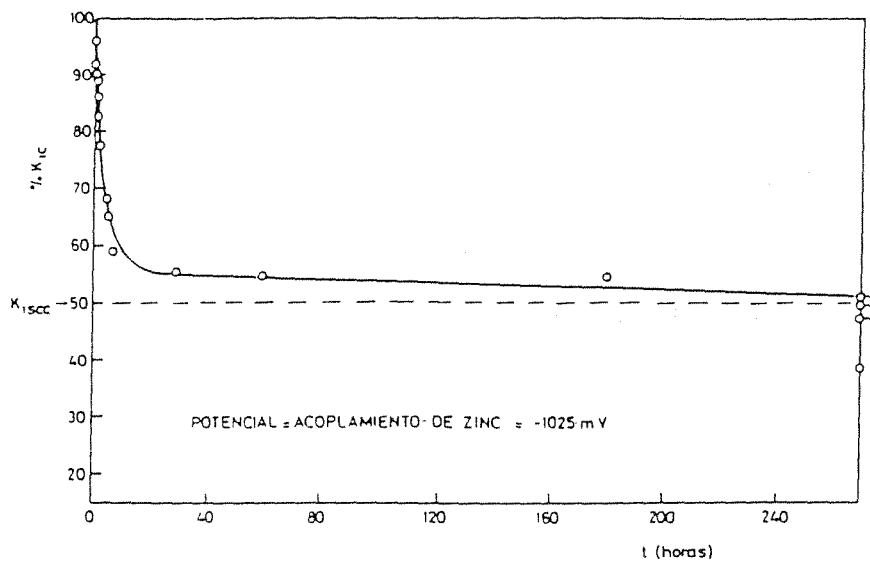


Figura 6

ENSAYOS DE CORROSION-FATIGA
 AGUA DE MAR
 ONDA SINUSOIDAL
 ● v=10 Hz
 △ v=1 Hz
 ○ v=0.1 Hz

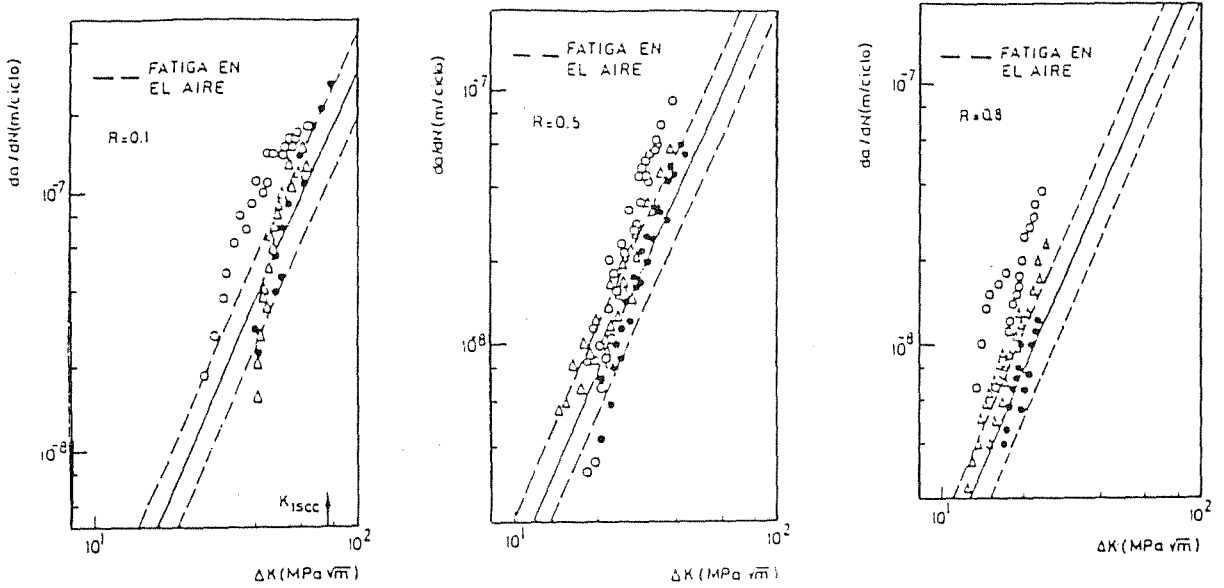


Figura 7

ENSAYOS DE CORROSION-FATIGA
 AGUA DE MAR
 E DE ACOPLAMIENTO CON Zn (= 1025 mV)
 ONDA SINUSOIDAL
 ● v=10 Hz
 △ v=1 Hz
 ○ v=0.1 Hz

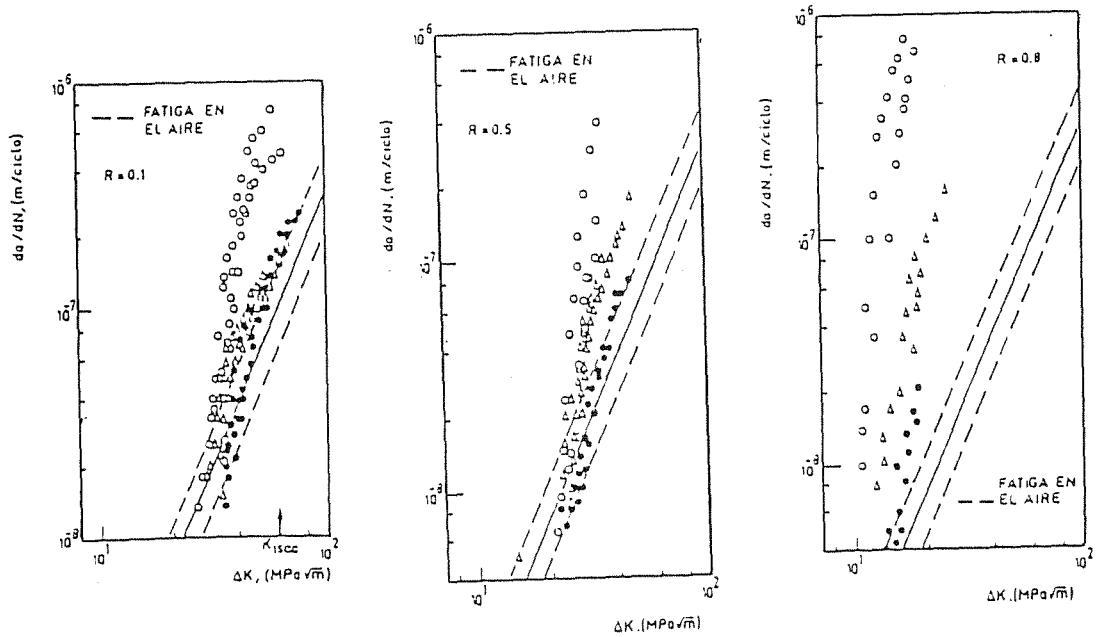


Figura 8

LA PROTECCION CATODICA DE LOS ACEROS DE PRETENSADO
CONTRA LA CORROSION BAJO TENSION

Luis Caballero, Ana M^a Lanchas y Manuel Elices
E.T.S. de Ing. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. España

RESUMEN

En este trabajo se estudia la posibilidad de proteger catódicamente contra la corrosión bajo tensión, a los aceros de pretensado expuestos a ambientes contaminados con cloruros.

La investigación se ha realizado en aceros trefilados y en aceros templados y revenidos, utilizando probetas prefisuradas por fatiga, y mediante ensayos a velocidad de deformación lenta (Slow Strain Rate Test). Los ambientes químicos empleados han sido disoluciones acuosas contaminadas con cloruros, con pH comprendidos entre 4,0 y 13,5. Durante los ensayos, el potencial se ha mantenido constante mediante potenciostatos.

Los resultados muestran la existencia de una región de potenciales en que los aceros son poco sensibles a la corrosión bajo tensión, lo que permitiría su protección mediante el control del potencial.

ABSTRACT

The present work studies the cathodic protection of the prestressing steels in chloride contaminated ambients against the stress corrosion cracking.

We have tested cold drawn steels as well as quenched and tempered steels by means of Slow Strain Rate Test and using fatigue prefisurated specimens. The chemical ambients were chloride aqueous solutions with pH between 4.0 and 13.5. During the tests the potential has been kept constant with a potentiostat.

The results show a potentials region where the steels exhibit a low sensitivity to stress corrosion cracking. This is a promising fact in order to the cathodic protection of the prestressing steels.

1.- INTRODUCCION

La corrosión de los aceros de las estructuras de hormigón, generalmente por la acción de cloruros, es un hecho cada vez más preocupante, ante el cual un remedio eficaz, al menos para estructuras de hormigón armado, es la protección catódica. En las estructuras de hormigón pretensado, la aplicabilidad de este método de protección es menos clara debido a la posibilidad de inducir la fragilización por hidrógeno de los aceros de pretensado, como se ha comprobado en nuestro laboratorio en condiciones muy diversas [1-4].

Existe por el momento cierta confusión sobre los potenciales adecuados para proteger las estructuras, como lo demuestra la tabla I, donde se recogen algunos de los potenciales recomendados en la literatura.

Tabla 1.- Potenciales de protección de aceros embebidos en hormigón o en disoluciones que los simulan.

POTENCIAL *	Condiciones	Fuente
-776	Tuberías pretensadas, deterioradas	Hunz, 1960(5)
-526	Tuberías pretensadas sanas	"
<-636	Acero de armar, corroído, Ca(OH)_2 sat + 0,64 M NaCl + grava	Hausmann, 1969(6)
-696	Acero de armar, corroído, disoluciones de pH>9 y 5,3 M NaCl	Vrable y Wilde, 1980(7)
<-504	Acero de pretensado, embebido en hormigón poroso, inmerso en 0,03 M NaCl	Cherry y Kashmirian, 1983(8)
<-654	Acero de pretensado, embebido en hormigón poroso, inmerso en 0,07 M NaCl	"
~ plc-400	Estructuras de hormigón no sumergidas	Informe ACI 222R, 1985(9)

(*) Potenciales respecto al electrodo de calomelanos saturado (ECS)

También se suele establecer un valor mínimo del potencial para evitar la sobreprotección de la estructura y la consiguiente pérdida de adherencia o, incluso, la fragilización del acero. Así, en las estructuras no sumergidas, se considera que la imposición de potenciales próximos a $-776 \text{ mV}_{\text{ECS}}$ puede provocar la pérdida de adherencia, y que, en estructuras húmedas, potenciales inferiores a $-1026 \text{ mV}_{\text{ECS}}$ pueden reducir la adherencia y también producir la fragilización por hidrógeno en aceros de límite elástico superior a 629 MPa [9].

La experiencia de bastantes años de utilización de las estructuras de hormigón pretensado ha demostrado que, en ellas, la corrosión bajo tensión es un hecho poco frecuente [10,11]. Existen, sin embargo, casos en que este fenómeno ha ocurrido [12-14] y, en opinión de los

autores, este es un aspecto poco considerado desde el punto de vista de la protección catódica. Para la imposición de potenciales de protección en estructuras de hormigón pretensado, se debería tener en cuenta el comportamiento ante la corrosión, pero también ante la corrosión bajo tensión y la corrosión-fatiga. Aunque existen algunos casos de aplicación de protección catódica en estructuras pretensadas, la información disponible sobre ellos es escasa.

La intención de este trabajo es evaluar hasta qué punto los potenciales de protección contra la corrosión por cloruros, determinados generalmente en disoluciones que simulan la fase acuosa del hormigón, son inocuos desde el punto de vista de la corrosión bajo tensión.

2.- METODOS EXPERIMENTALES

2.1.- Materiales

Se han estudiado cuatro aceros de pretensado, de diferente procedencia y disponibles comercialmente, de los cuales dos pertenecen al tipo C-Mn, trefilados en frío y los otros dos son del tipo Si-Cr, templados y revenidos. Sus composiciones y características mecánicas se muestran en las tablas II y III.

Los materiales fueron suministrados y utilizados en la forma usual de alambres, con un diámetro de 7 mm en los tres primeros aceros y de 9 mm en el acero QT2.

TABLA II.- Composición (% en peso)

ACERO	C	Si	Mn	Cr	Al	S	P
CD1 trefilado	0,85	0,27	0,64	0,03	--	0,027	0,012
CD2 trefilado	0,74	0,20	0,70	--	--	0,023	0,016
QT1 temp.y rev.	0,52	1,56	0,63	0,46	0,54	0,023	0,020
QT2 temp.y rev.	0,47	1,71	0,83	0,50	--	0,011	0,023

TABLA III.- Características Mecánicas

Acero	Módulo de elasticidad (GPa)	Límite elástico 0,2% (GPa)	Tensión máxima (GPa)	Deformación % en 50 mm	Estricción %
CD1	204,5	1,49	1,71	5,6	36
CD2	186,2	1,50	1,66	5,5	36
QT1	186,9	1,56	1,65	4,9	34
QT2	208,0	1,38	1,50	6,5	46

2.2.- Medios químicos

Las disoluciones se prepararon con agua desionizada, de conductividad menor que $1 \mu\text{S}/\text{cm}$, y reactivos de pureza analítica. Se han utilizado disoluciones con pH comprendidos entre 4,0 y 13,5. La disolución de pH=13,5 se preparó disolviendo NaOH en agua. Las demás se obtuvieron a partir de la disolución de pH=12,5 ajustando el pH con HCl concentrado o con disoluciones concentradas de NaOH o KOH. Las disoluciones de pH=12,5 contenían $1\text{g}/\text{l}$ de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y NaCl en concentraciones de $0,1 \text{g}/\text{l}$ o $1 \text{g}/\text{l}$ ($1,7$ y $17 \text{mMol}/\text{l}$, respectivamente).

Las disoluciones fueron utilizadas a temperatura ambiente ($23 \pm 3^\circ\text{C}$) y su contenido en oxígeno era próximo a 8ppm .

2.2.3.- Ensayos de corrosión bajo tensión

La sensibilidad a la corrosión bajo tensión se determinó mediante ensayos de tracción a velocidad de sollicitación constante de $3 \times 10^{-8} \text{m}/\text{s}$ -la elección de esta velocidad está justificada por los resultados de otro trabajo (15)-, utilizando probetas prefisuradas por fatiga y controlando potencioestáticamente el potencial de la interfase acero-disolución. Un esquema del dispositivo se muestra en la figura 1.

Las probetas, de unos 35cm de longitud, fueron lijadas en húmedo con lija de grano 600, desengrasadas y fisuradas por fatiga en aire. Las condiciones de fisuración fueron: tracción axial, $\Delta K = 0,9 K_{I,\text{Máx}}$, $K_{I,\text{Máx}} < 0,5 K_{Ic}$, y una frecuencia de 10Hz . Las fisuras resultantes eran de tipo semielíptico y su profundidad era unas $0,35$ veces el diámetro de la probeta. Para el cálculo del factor de intensidad de tensiones K_I y de la tenacidad de fractura K_{Ic} se utilizó el método de Astiz [16].

Las probetas fisuradas fueron lacadas con un barniz dieléctrico, excepto una banda simétrica a los bordes de la fisura y de 1cm de anchura. Durante los ensayos, las probetas estuvieron sumergidas en 100ml de disolución aireada, con el potencial controlado por un potencioestado mediante un montaje convencional de tres electrodos. Como referencia se utilizó un electrodo de calomelanos saturado (ECS).

Como medida de la severidad de la corrosión bajo tensión se utilizó el cociente entre la carga de rotura P_R en cada ensayo y la carga de rotura en el aire $P_{R,\text{aire}}$ de una probeta con una fisura idéntica a la ensayada. La corrosión bajo tensión es más intensa cuanto menor es el cociente $P_R/P_{R,\text{aire}}$. El valor de $P_{R,\text{aire}}$ se obtenía de una curva experimental de calibración, específica para cada acero.

Arbitrariamente, se ha considerado que la corrosión bajo tensión es prácticamente despreciable si $P_R/P_{R,\text{aire}}$ es mayor que $0,9$.

La duración media de los ensayos fué de unos 700 min. Tras la rotura final se midió de nuevo el pH de la disolución; en la región de potenciales adecuados para la protección catódica, no se produjeron variaciones importantes del pH.

3.- RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

El efecto del potencial sobre el fenómeno de la corrosión bajo tensión en el acero CD1, en estos medios químicos, ha sido publicado anteriormente [17]. Se destacaba en ese trabajo la existencia de dos regiones de potencial que provocan el fenómeno, separadas por una zona de potenciales de inactividad casi total. En otros trabajos no finalizados aún, se ha comprobado la misma tendencia. Los resultados que se presentan aquí son un avance de esos trabajos.

En la elección de los medios químicos se ha pretendido reproducir lo más fielmente posible los medios de trabajo de estos aceros, según lo que se sabe actualmente sobre ellos.

Se suele considerar que la fase acuosa del hormigón está bien representada por una disolución saturada de Ca(OH)_2 cuyo pH es 1,25. Sin embargo, el análisis del líquido extraído de diversos tipos de hormigones sanos ha permitido establecer que el pH puede variar entre 12 y 14, con Ca^{+2} , Na^+ y K^+ como principales cationes en disolución, aunque el ión calcio desaparece casi totalmente una vez curado el hormigón [18]. En cuanto a la concentración de cloruros en el líquido es mucho menor que en la fase sólida del hormigón y depende de la composición de éste. En el caso concreto de las estructuras pretensadas, considerando el contenido máximo de cloruros recomendado por el ACI [9], la concentración de cloruros libre puede estimarse de datos de la literatura [19] en unos 3 mMol $\text{Cl}^-/1$.

Comenzando por los resultados obtenidos en la disolución de pH=12,5 y 0,1 g/l de NaCl, el efecto del potencial sobre la carga de rotura en esta disolución se muestra en la figura 2, en la que se puede observar la existencia de las dos zonas de sensibilidad a la corrosión bajo tensión, separadas por una región de inactividad.

Es de destacar el comportamiento singular del acero CD2, en el que no parece existir la zona anódica de sensibilidad. Puesto que el fenómeno de la corrosión bajo tensión depende de la velocidad de deformación [15] se ensayó con una velocidad de sollicitación de 1×10^{-8} m/s y un potencial de $-600 \text{ mV}_{\text{ECS}}$, obteniéndose ahora un valor de $P_{\text{R}}/P_{\text{R,aire}}$ de 0,88. Por tanto, también existe para este acero la zona anódica de susceptibilidad aunque la determinación de sus límites ha de ser objeto de más experimentación.

Los potenciales para los que los cuatro aceros conservan hasta el 90% de sus características de fractura en el aire, se muestran en la Tabla IV.

Tabla IV.- Regiones de potenciales de mínima corrosión bajo tensión.
Disolución de pH=12,5.

Acero	Potenciales (mV _{ECS})	P _R /P _{R,aire}	Medio
CD1	-970 a -750	>0,90	1 g/l Ca(OH) ₂
CD2	-970 a <-600	"	+
QT1	-970 a -730	"	0,1 g/l NaCl
QT2	-970 a -630	"	

Si, como se estima en la actualidad, la disolución de pH=12,5 simula la fase acuosa de hormigones no muy alcalinos, los cuatro aceros estarían aceptablemente protegidos entre -970 y -750 mV_{ECS}, si la cantidad de cloruros está limitada a las concentraciones máximas recomendadas por la ACI. Cuando se comparan estos potenciales con los recogidos en la tabla I, solo el publicado por Hunz [5] para tuberías deterioradas es suficientemente seguro. Los restantes potenciales citados en esa tabla se sitúan en la región anódica peligrosa para alguno de los aceros. En cuanto a las posibilidades de sobreprotección, los potenciales inferiores a -970 mV_{ECS} provocan la fragilización de los cuatro materiales cuando existen fisuras en ellos.

En las disoluciones de pH = 13,0 y 13.5 con 0,1 g/l de NaCl, se ha estudiado hasta el momento el acero QT2. De los resultados obtenidos destaca la ausencia de corrosión bajo tensión en la región más anódica de potenciales, al menos hasta -200 o -100 mV_{ECS}. La zona concreta de potenciales de insensibilidad al medio se ofrecen en la tabla V.

Tabla V.- Regiones de potenciales de mínima corrosión bajo tensión. Acero QT2.

pH	Medio	Potenciales (mV _{ECS})	P _R /P _{R,aire}
13,0	KOH + 1 g/l Ca(OH) ₂ + 0,1 g/l NaCl	-1020 a >-200	>0,90
13,0	NaOH + 1 g/l Ca(OH) ₂ + 0,1 g/l NaCl	-1020 a >-200	"
13,5	NaOH = 0,1 g/l NaCl	-1020 a >-100	"

En la figura 3 se muestra el efecto del pH en la desaparición de la zona anódica de corrosión bajo tensión para el mismo material cuando el potencial es -500 mV_{ECS} y las disoluciones contienen 0,1 g/l de NaCl. Se

puede observar un descenso paulatino de la intensidad del fenómeno de la corrosión bajo tensión según aumenta el pH, estinguéndose hacia pH=13,0.

En los hormigones más alcalinos con el nivel de cloruros dentro del mínimo del ACI, simulados aquí por las disoluciones de pH=13,0 y 13,5, la región de potenciales aptos para protección catódica se extiende desde -1020 hasta valores mayores que -200 mV_{ECS}, según la tabla V. Las condiciones son por tanto menos estrictas que en el medio de pH=12,5, con la consecuencia de que los potenciales de protección para este pH no entrañan riesgos si el medio es más alcalino.

Los resultados mostrados hasta aquí se han obtenido con concentraciones de cloruros muy moderadas. Puesto que un mayor contenido en cloruros podría extender las regiones en que se produce la corrosión bajo tensión, se ha iniciado una amplia investigación de este aspecto. Por el momento se ha determinado el efecto de una concentración de 1 g/l de NaCl, en las disoluciones de pH≥12,5, sobre la corrosión bajo tensión del acero QT2.

Tabla VI.- Regiones de potenciales de mínima corrosión bajo tensión. Acero QT2.

pH	Medio	Potenciales (mV _{ECS})	P _{R/PR,aire}
12,5	1 g/l Ca(OH) ₂ + 1 g/l NaCl	-970 a -690	>0,90
13,0	NaOH+ 1 g/l Ca(OH) ₂ + 0,1 g/l NaCl	-1020 a -630	"
13,5	NaOH + 1 g/l NaCl	-1020 a >-50	"

Los resultados se ofrecen en la tabla VI y vienen a corroborar la posibilidad antes citada. Así, para el pH=12,5, el borde más anódico de la franja de baja intensidad es ahora unos 50 mV más negativo que para la concentración de 0,1 g/l de NaCl. Los cambios son aún mayores para la disolución de pH=13,0 ya que la corrosión bajo tensión se manifiesta para potenciales más anódicos que -630 mV_{ECS}. En la disolución de pH=13,5 no se detecta ningún cambio con este aumento del nivel de cloruros. El potencial que delimita el borde catódico de la franja de baja intensidad, no resulta afectado en ninguna de las tres disoluciones. La franja de potenciales de protección para el pH=12,5 sigue siendo la más restrictiva y no entrañan ningún riesgo para los aceros si el medio es más alcalino.

En algunas circunstancias, estos aceros pueden resultar expuestos a disoluciones menos alcalinas que las ya citadas, debido a filtraciones en hormigones fisurados, carbonatación, acumulación de productos de corrosión, etc. Así, se ha medido pH entre 5,5 y 7 en tuberías enterradas dañadas [12], entre 7,1 y 11,9 en las vainas durante el periodo de construcción [20], y entre 10 y 13 en el líquido retenido en

las vainas de una estructura postensada [21].

Para simular esta posibilidad se ha estudiado el acero QT2 en las disoluciones de pH=11,5, 6,0 y 4,0; y los CD1 y CD2 en las de pH=8,0 y 4,0. Estas disoluciones contenían 0,1 g/l de NaCl. En todos los casos se observaron dos regiones de potenciales de acción intensa, separadas por una zona de relativa inocuidad. En la figura 4 se ofrecen, sobre un diagrama de Pourbaix, las zonas de potenciales en que los aceros trefilados son poco sensibles a la corrosión bajo tensión en todas las disoluciones estudiadas. En la figura 5 se hace lo mismo para los aceros templados y revenidos; en las disoluciones más ácidas que pH=12,5 solo se estudió el material QT2, y en ellas la carga de rotura fue siempre menor que el 90% de la obtenida en el aire.

De las figura 4 y 5 se deduce que parece existir una franja continua de potenciales -zonas rayadas de las figuras- en la que la corrosión bajo tensión es poco intensa. Esta franja parece ser específica de cada tipo de acero.

Se puede observar que sigue siendo posible elegir como potenciales de protección los correspondientes a pH=12,5, aunque con alguna precaución. En los aceros trefilados, el potencial más catódico admisible se desplaza suavemente hacia valores más nobles según disminuye el pH del medio, por lo que existe un cierto riesgo de sobreprotección si el pH es bajo. En los aceros templados y revenidos, el comportamiento del acero QT2 sugiere que la región de posibles potenciales de protección es prácticamente independiente del pH para valores de éste comprendidos entre 6 y 12,5, con riesgo de sobreprotección solo en medios más ácidos.

Así pues, la protección catódica de estos aceros puede inhibir o reducir la corrosión bajo tensión de las estructuras de hormigón pretensado en una gran variedad de situaciones, como demuestran los resultados obtenidos en el laboratorio. Existen algunos aspectos que necesitan una mayor matización. La principal cuestión a responder es el grado de representatividad real de los ensayos de laboratorio, ya que la mayor parte de las estructuras de este tipo existentes en la actualidad permanecen inmunes, con sus armaduras a potenciales libres situados cerca o dentro de la región anódica de fractura por corrosión bajo tensión. Esto equivale a evaluar el grado de realismo de la simulación del medio, del tipo de ensayo y del tipo de probeta utilizado.

Respecto a las disoluciones elegidas, se puede estimar, de los datos de la literatura citados antes, que representan globalmente medios realistas. La mayor resistividad del hormigón es un aspecto no simulado, pero estos aceros están frecuentemente en contacto con medios líquidos durante la etapa de tesado y aún después si las vainas no se rellenan adecuadamente.

En cuanto al tipo de ensayo y de probeta, estos resultados son representativos de situaciones reales en que los aceros estén fisurados,

cualquiera que sea el origen de las fisuras, y sometidos a etapas de deformación dependientes del tiempo. Este trabajo demuestra que, aún en ese caso extremo, las estructuras de hormigón pretensado pueden ser protegidas catódicamente y que los potenciales de protección más adecuados son, con pequeñas limitaciones en el extremo catódico, los que proporcionan protección cuando el pH es 12,5.

4.- CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos permiten establecer:

- 1.- Existe una banda continua de potenciales, entre pH=4 y 13,5, que reducen la corrosión bajo tensión.
- 2.- Esos potenciales pueden ser utilizados como potenciales de protección contra la corrosión, aún en el caso de que los alambres estén fisurados, sin que provoquen corrosión bajo tensión.
- 3.- Como regla general, el intervalo de potenciales más adecuado es el correspondiente a la disolución de pH=12,5. Para evitar el riesgo de sobreprotección, es preferible imponer los potenciales más anódicos de ese intervalo.

En opinión de los autores, la presencia de otros iones, distintos a los considerados en este trabajo, podría hacer necesario revisar los criterios de protección establecidos. En este sentido, se consideran especialmente peligrosos los iones que facilitan el ingreso de hidrógeno en el acero. Asimismo, la existencia de oscilaciones de carga podría desencadenar fenómenos de corrosión-fatiga, lo que quizás obligaría a estrechar el intervalo de potenciales de protección.

5.- REFERENCIAS

- [1] J.M. Piñero. "Tenacidad de Fractura de Alambres frente a la Fragilización por Hidrógeno". Tesis Doctoral, Univ. Politécnica de Madrid. 1981.
- [2] L. Caballero. "Corrosión bajo Tensión en aceros eutectoides trefilados y en aceros hipoeutectoides, térmicamente tratados". Tesis Doctoral, Univ. Complutense de Madrid. 1985.
- [3] A. Martín. "Estudio de la corrosión fatiga, en aceros eutectoides trefilados, en agua de mar artificial". Tesis Doctoral. Univ. Autónoma de Madrid. 1987.
- [4] A.M. Lancha. "Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides". Tesis Doctoral. Univ. Complutense de Madrid, 1987.
- [5] M. Hunz, "Insulating Properties of Cement Mortar Coating", Corrosion, 16, 1960, pp. 343t-353t.

- [6] D.A. Hausmann, "Criteria for Cathodic Protection of Steel in Concrete Structures", *Materials Protection*, 8, 1969, pp. 23-25.
- [7] J.B. Vrable y B.E. Wilde, "Electrical-Potential Requieriments for Cathodic Protection of Steels in Simulated Concrete Environments". *Corrosion*, 36, 1980, pp. 18-23.
- [8] B.W. Cherry y A.S. Kashimirian, "Cathodic Protection of Steel Embedded in Porous Concrete". *Br. Corrosion J.* 18, 1986, pp. 194-199.
- [9] Informe ACI 222 r, "Corrosion in Metals in Concrete". *ACI Journal*, 82, 1985, pp.3-32.
- [10] M. Elices, "Problemas de corrosión bajo tensión en el hormigón pretensado" *Rev. Ib. Corrosión y Protección*", XIV, 1983, pp. 21-31.
- [11] FIP, "Third International Symposium on Stress Corrosion of Prestressing Steel", M. Elices y V. Sánchez-Gálvez Eds., El Escorial, 1981.
- [12] E. Phillips, "Survey of Corrosion of Prestressing Steel in Concrete Water-retaining Structures", Australian Water Resources Council, Paper nº 9, 1975.
- [13] U. Nurnberger, "Analysis and Evaluation of Failures in Prestressed Steel", en ref. 11.
- [14] M. Shupack y M.G. Suarez, "Corrosion Embrittlement Failures of Prestressing Systems in the United States", en ref. 1.
- [15] V. Sánchez-Gálvez, L. Caballero y M. Elices, "The effect of Strain Rate on the Stress Corrosion Cracking of Steels for Prestressing Concrete". *Laboratory Corrosion Tests and Standards ASTM STP 866*, Philadelphia, 1985, pp. 428-436.
- [16] M.A. Astiz, "An Incompatible Two and Three Dimensional Singular Finite Element", *Int. J. Fracture*, 31, 1986, pp. 105-124.
- [17] R.N. Parkins, M. Elices, V. Sánchez-Gálvez y L. Caballero. "Environment Sensitive Cracking of Prestressing Steels". *Corrosion Sci.*, 22, 1982, pp. 379-405.
- [18] P. Longuet, "Le Protection des Armatures dans le Beton Armé avec des Ciments de Laitier". *Silicates Industriels* 7/8, 1976, pp. 321-328.
- [19] K. Tuuti, "Corrosion of Steel in Concrete", Swedish Cement and Concrete Research Institute, Stockholm, Research Report FO 4, 1982.
- [20] B. Isecke, "The Influence of Constructional and Manufacturing Conditions on the Corrosion Behaviour of Prestressing Wires before Grout Injection", en ref. 11.
- [21] G. Rehm, U. Nurnberger y R. Frey, "Actual Damage of Prestressing Steel due to Stress Corrosion", en ref. 11.

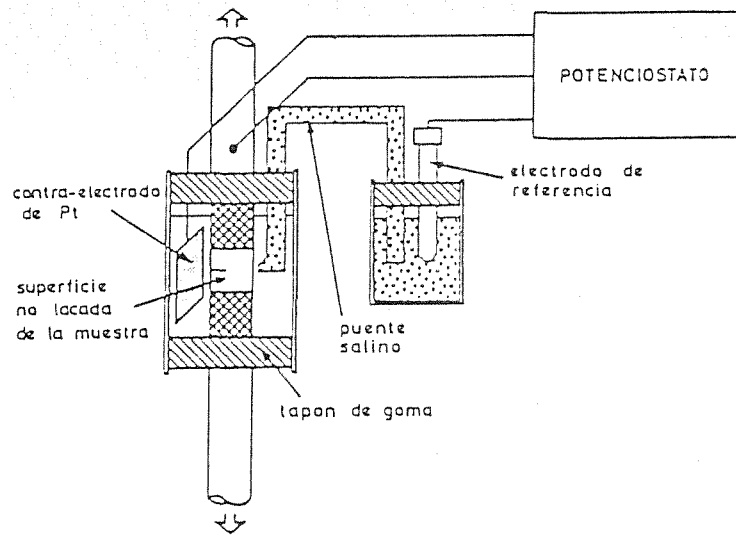


Fig.1.- Esquema del dispositivo experimental

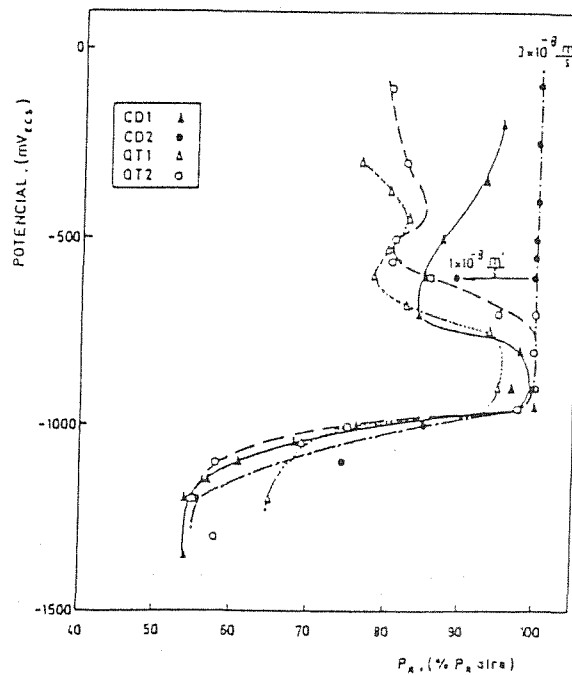


Fig.2.- Efecto del potencial sobre la corrosión bajo tensión en la disolución de $\text{pH}=12,5$ con $0,1 \text{ g/l NaCl}$. Velocidad de solicitud $3 \times 10^{-8} \text{ m/s}$, salvo que se indique otra velocidad.

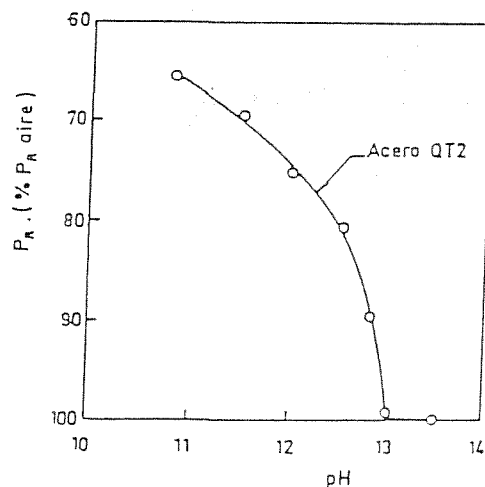


Fig.3.- Efecto de la variación del pH sobre la intensidad de la corrosión bajo tensión en el acero QT2. Todos los resultados al potencial $-500 \text{ mV}_{\text{Ecs}}$.

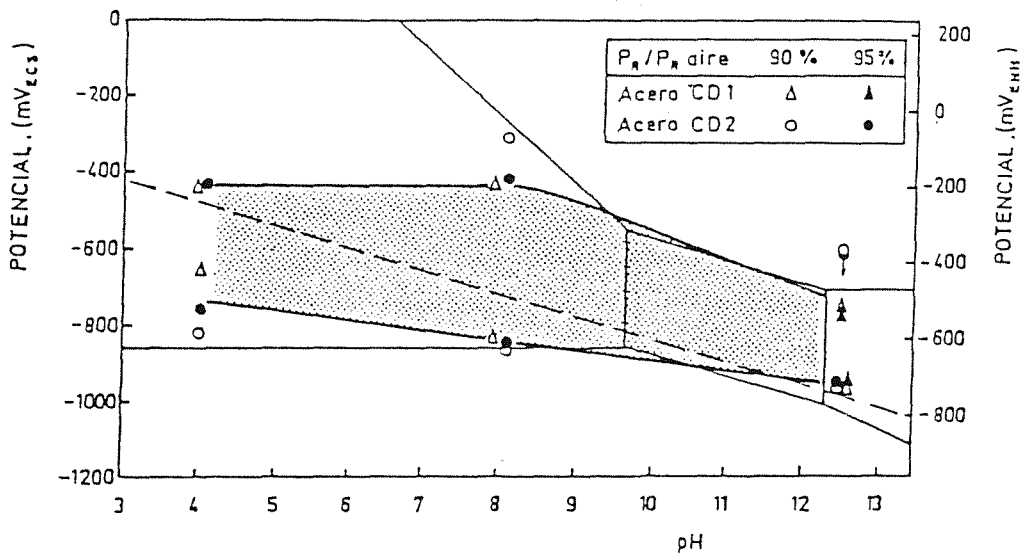


Fig.4.- Región de potenciales en que la sensibilidad a la corrosión bajo tensión es débil, en disoluciones con 0,1 g/l de NaCl y distintos pH. Aceros trefilados.

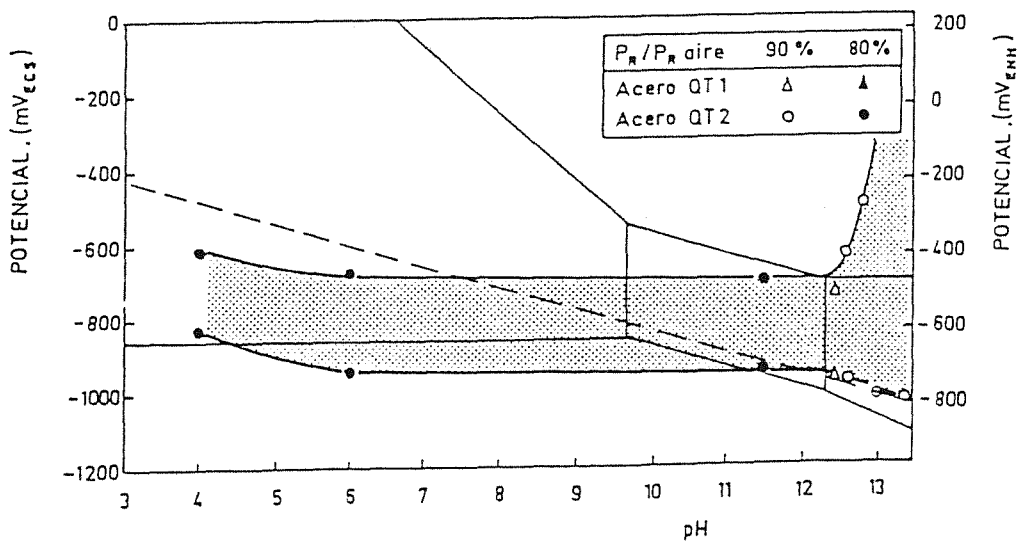


Fig.5.- Región de potenciales en que la sensibilidad a la corrosión bajo tensión es débil, en disoluciones con 0,1 g/l de NaCl y distintos pH. Aceros templados y revenidos.

EVALUACION POR MECANICA DE FRACTURA DE INDICACIONES DE DEFECTO
EN DISCO DE TURBINA DE BAJA PRESION

J. Bros y J. Carrero
TECNATOM, S.A.
Km 19, C.N. I, Madrid-Irún
San Sebastián de los Reyes - MADRID

RESUMEN

Los turbogeneradores de las plantas de generación eléctrica están sujetos a altas tensiones mecánicas, altas temperaturas y desgaste debido a erosión y corrosión. Todos estos factores se traducen en fallos de este componente y además, aparte del efecto negativo en la seguridad de la planta, produce un número significativo de pérdidas de disponibilidad de la planta. En este artículo se describe la metodología de análisis desarrollada por Tecnatom para la evaluación en términos de vida remanente, de los componentes de turbinas dañados en operación.

ABSTRACT

The turbine-generator sets of large generating units are subjected to high mechanical stresses, high temperature and wear due to erosion and corrosion. All these factors give rise to material failures in this components which, apart from their negative effects on the operational safety of the plant, produce a significant number of plant availability losses. This paper describes the analysis methodology developed by Tecnatom to evaluate, in terms of remaining life, the turbine components affected during operation.

1.- INTRODUCCION

El tamaño típico de las grandes turbinas para generación de energía eléctrica es en la actualidad entre 800 y 900 Mw, pudiendo incluso llegar a 1.300 Mw de potencia. Esta situación representa un cambio drástico en un periodo de pocas décadas. Hace menos de 50 años la potencia de estas grandes máquinas estaba comprendida entre 100 y 200 Mw.

Este incremento radical en las prestaciones de estas máquinas se ha obtenido mediante un mejor aprovechamiento de los materiales utilizados así como una mejora en los ciclos térmicos de la planta. Ahora los diferentes componentes mecánicos de las turbinas se encuentran sometidos a mayores niveles de tensión y trabajan en un ambiente considerablemente más agresivo, pasando así la turbina a ser un componente crítico desde el punto de vista de la utilización de la planta. Alrededor de un 30% de las pérdidas de disponibilidad son debidas a este componente.

Las diferentes causas que conducen a la pérdida de disponibilidad de la turbina, y consecuentemente de la planta, son de muy distinta naturaleza. En este trabajo únicamente nos referiremos a la problemática de fractura por corrosión que presenta diferentes partes dentro de estas máquinas, así como de la metodología de análisis desarrollada por Tecnatom para predecir la vida remanente de estos equipos dentro del ámbito que hemos señalado.

2.- BREVE DESCRIPCION DE LA TURBINA

Los grandes turbo-generadores emplean generalmente una cascada de dos o tres turbinas alta presión, eventualmente media presión y baja presión trabajando todos con un eje común. Cada una de ellas consiste básicamente en un eje (Fig. 1) sobre el cual van montados en caliente una serie de discos que sirven de base a las coronas de álabes, montadas sobre los mismos.

El giro relativo entre eje y discos se evita mediante el fuerte apriete que el disco ejerce sobre el eje y, adicionalmente, mediante una ranura semicircular o chavetero practicada en cada uno de los discos (Fig. 2).

Los álabes, como ya hemos indicado, se encuentran sujetos en la parte exterior de los discos y la sujección de los mismos se realiza a través de una unidad tipo "ABETO" (Fig. 3).

3.- ZONAS DE FISURACION

Dos causas de gran peso en la nucleación de grietas por corrosión son:

- Existencia de agentes químicos corrosivos
- Altos niveles tensionales

En la turbina de baja presión la expansión del vapor a través de las distintas etapas produce la progresiva condensación del mismo y también de las sustancias contaminantes que transporta. El alma de los discos, el chavetero de los mismos y la unión álabe disco son zonas que proporcionan intersticios para la deposición de los agentes contaminantes procedentes del vapor. En estas zonas existen además altos niveles tensionales debidos a su peculiaridad geométrica para el caso del chavetero y unión álabe-disco, o debidas al fuerte apriete existente entre disco y eje, para la zona del alma.

La metodología de análisis que a continuación se describe aplica a las zonas:

- Alma del disco
- Chavetero del disco

En análisis de la zona unión álabe-disco se desarrolla actualmente dentro del ámbito de un programa de investigación para la predicción de la vida remanente en componentes de turbina.

4.- METODOLOGIA DE ANALISIS

La metodología que aquí describimos consta esencialmente de tres partes:

- Análisis térmico tensional
- Análisis de fractura
- Determinación de vida remanente

Pasamos a continuación a explicar cada una de estas partes.

4.1.- Análisis térmico

Conocer la distribución de temperaturas en los discos y eje de la turbina es necesario para un análisis tensional posterior, y por otro lado, para determinar la velocidad de crecimiento de grieta como veremos más adelante.

El cálculo se realiza por el método de los elementos finitos utilizando un modelo (Fig. 3) axisimétrico y elementos isoparamétricos de segundo orden. En el modelo se contemplan el eje de la turbina y los diferentes discos de la misma.

Los diferentes coeficientes de transmisión de calor supuestos están basados en los siguientes efectos (Fig. 5):

- Conducción desde el álabe a través de su unión al disco.
- Convección en el exterior de los discos debidos a las pérdidas de vapor entre las distintas etapas de álabes (sello tipo laberinto).
- Convección en las caras de los discos y zonas del eje expuestas al vapor.

La temperatura y presión del vapor son tomadas, para la carga máxima, de la curva de expansión del diagrama de Mollier. En las cavidades entre discos la temperatura y la presión del vapor se toma igual a las condiciones locales de este en la corriente de vapor a la altura de los álabes. Esta simplificación significa despreciar la variación transversal de presión en la turbina y, por otro lado, supone no tener en cuenta el efecto de la temperatura de la cara de los discos sobre el vapor que se encuentra entre ellos.

En la Fig. 6 se representa una distribución de temperatura obtenida a partir de estos criterios para una temperatura de entrada de varpo de 503°F.

4.2.- Análisis tensional

El modelo usado para el análisis térmico es utilizado simultáneamente para el análisis tensional previo (Fig. 4). En este análisis son tenidos en cuenta el efecto de la fuerza centrífuga debida a la rotación de la turbina, el apriete entre los discos y eje y, por último, el efecto de tracción que producen los álabes sobre el anillo exterior de los discos.

Este análisis previo proporciona las condiciones de contorno para un análisis tensional detallado del chavetero del disco y zonas adyacentes (Fig. 7 y Fig. 8). La malla en esta zona es extremadamente fina para representar con exactitud los fuertes gradientes de tensión que aquí se producen. Los elementos utilizados son también isoparamétricos de segundo orden.

Este análisis detallado nos proporciona las distribuciones de tensión (Fig. 9) que son la base del análisis de fractura que a continuación describimos.

5.- ANALISIS DE FRACTURA

5.1.- Factor de intensidad de tensiones

El factor de intensidad de tensiones es una aproximación, dentro del alcance de la mecánica de fractura lineal elástica, que nos permite definir el estado tensional en el vértice de la grieta. Este factor depende de la geometría estructural, de las tensiones aplicadas y del tamaño de la grieta.

Para su determinación se han tenido en cuenta las expresiones escogidas en los trabajos de Buchalet y Bamford que permiten el cálculo del factor de intensidad de tensiones, a partir de distribuciones de tensiones polinómicas de tercer grado, para grietas superficiales elípticas.

De acuerdo con esta filosofía la expresión general del factor de intensidad de tensiones es:

$$K_I = k_0 + k_1 + k_2 + K_3$$

donde k_0 , k_1 , k_2 y k_3 representan los factores de intensidad parciales para las distribuciones de tensiones $\sigma=A_0$, $\sigma=A_1X^1$, $\sigma=A_2X^2$ y $\sigma=A_3X^3$, respectivamente. La expresión de estos factores de intensidad parciales son:

$$k_0 = C_0 g(a,b) f(\theta)$$

$$k_1 = \frac{C_1}{a} g(a,b) f(\theta) \text{sen}(\theta)$$

$$k_2 = - \frac{4}{a^2} C_2 g(a,b) f(\theta) \text{sen}^2\theta$$

$$k_3 = - \frac{4}{a^3} C_3 g(a,b) f(\theta) \text{sen}^3\theta$$

Siendo:

a: semieje menor de la elipse

b: semieje mayor de la elipse

θ : ángulo paramétrico de la elipse

Operando convenientemente estas expresiones el factor de intensidad de tensiones se puede escribir

$$K_I = 1.12 \cdot \sqrt{\pi a} \left[A_0 \frac{\theta_1}{\phi_1} + a A_1 \frac{\theta_2}{\phi_2} + a^2 A_2 \frac{\theta_3}{\phi_3} + a^3 A_3 \frac{\theta_4}{\phi_4} \right]$$

ϕ y θ son funciones de a, b y θ .

Los factores A_0 , A_1 , A_2 y A_3 que representan la distribución de tensiones son obtenidos por aproximación de una cúbica de los resultados obtenidos del análisis tensional descrito en el apartado anterior.

5.2.- Tenacidad del material

El valor de la tenacidad del material en términos de factor de intensidad de tensiones, K_{Ic} , debería obtenerse de los ensayos pertinentes realizados para el material de cada zona de la turbina a estudio. Como quiera que tales ensayos no forman parte de la especificación de estos materiales, el valor de K_{Ic} se obtiene a partir de los resultados de los ensayos Charpy.

La correlación de Barson y Rolfe relaciona el nivel superior de energía de los ensayos Charpy con la tenacidad del material mediante la siguiente expresión.

$$K_{Ic} = \left[5 \sigma_{ys} \left(CVN - \frac{\sigma_{ys}}{20} \right) \right]^{1/2}$$

Siendo CVN: nivel superior de energía CHARPY
 σ_{ys} : Límite elástico al 0.2%

5.3.- Velocidad de crecimiento de grietas

La velocidad de crecimiento de grietas con discos de turbina se calcula mediante correlaciones que ligan los diferentes parámetros determinantes del mismo. El desarrollo de estas correlaciones es el resultado del análisis de numerosos datos de grietas detectadas en discos instalados en plantas de todo el mundo.

Los parámetros característicos de crecimiento de estas grietas son la temperatura a la que se encuentra el disco, el límite elástico del material y la cantidad de manganeso que en él existe. Otros factores pueden afectar a la velocidad de crecimiento pero desde luego son de una importancia inferior.

El modelo utilizado para estas correlaciones tiene la siguiente expresión:

$$\ln V = C_1 + C_2/T + C_3 \sigma_y + C_4 Mn$$

donde:

V: Velocidad de crecimiento in/h

T: Temperatura del disco en $^{\circ}R$ ($^{\circ}F + 460$)

σ_{ys} : límite elástico al 0.2%

C_1 , C_2 , C_3 y C_4 : constantes que definen las diferentes zonas del disco.

6.- DETERMINACION DE LA VIDA REMANENTE

Llegados a este punto, la determinación de las horas de funcionamiento máximas antes de que se produzca la rotura frágil de un disco de turbina, es de suma sencillez:

- De la comparación de factor de intensidad de tensiones K_I con la tenacidad del material K_{Ic} (Fig. 10) obtenemos el tamaño máximo de grieta admisible en el disco en estudio.
- Conociendo el tamaño inicial a través de las técnicas de ensayos no destructivos y la velocidad de crecimiento de grietas, el obtener el tiempo necesario para alcanzar el tamaño máximo admisible de grieta es trivial.

7.- REFERENCIAS

- [1] SOUTHWEST RESEARCH INSTITUTE. Stem Turbine Disc Cracking Experience. EPRI NP-2429-LD. Volume G.
- [2] CLARK, SETH and SHAFFET. Procedures for Estimating the Probability of Steam Turbine Disc Rupture from Stress Corrosion Cracking. ASME PUBLICATION 81-JPGC-Pwr-31.
- [3] NOVAK and BARSOM. Brittle Fracture (KIC). Behaviour of Cracks Emanating from Notches-Cracks and Fracturec. ASTM STP-601.
- [4] BARSON and ROLFE. Correlations between K_{Ic} and Charpy V-Notch Test Results in the Transition - Temperature Range - Impact Testing of Metals. ASTM STP-466.
- [5] SOUTHWEST RESEARCH INSTITUTE. Stem Turbine Disc Cracking Experience. EPRI NP-2429-LD. Volume 2.

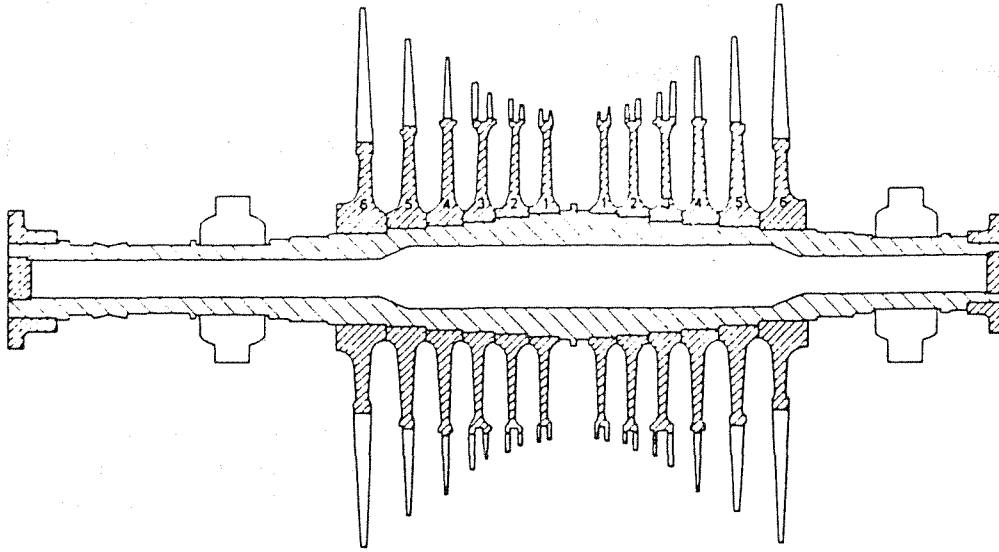


FIG. 1 DISPOSICION GENERAL DE UNA TURBINA

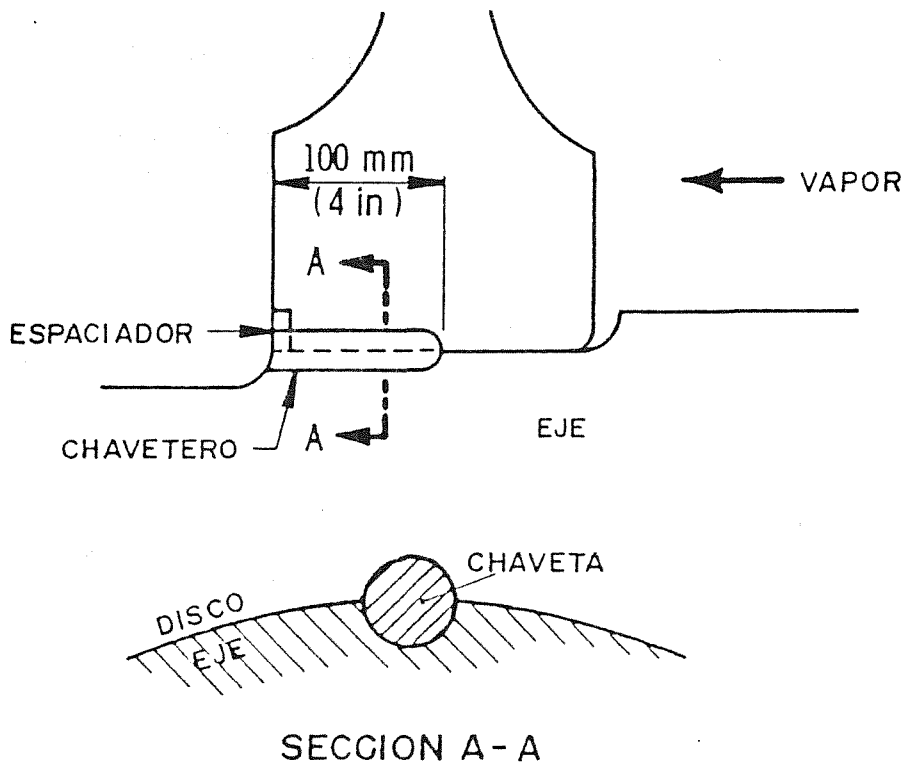


FIG. 2 DIAGRAMA ESQUEMATICO DEL CHAVETERO

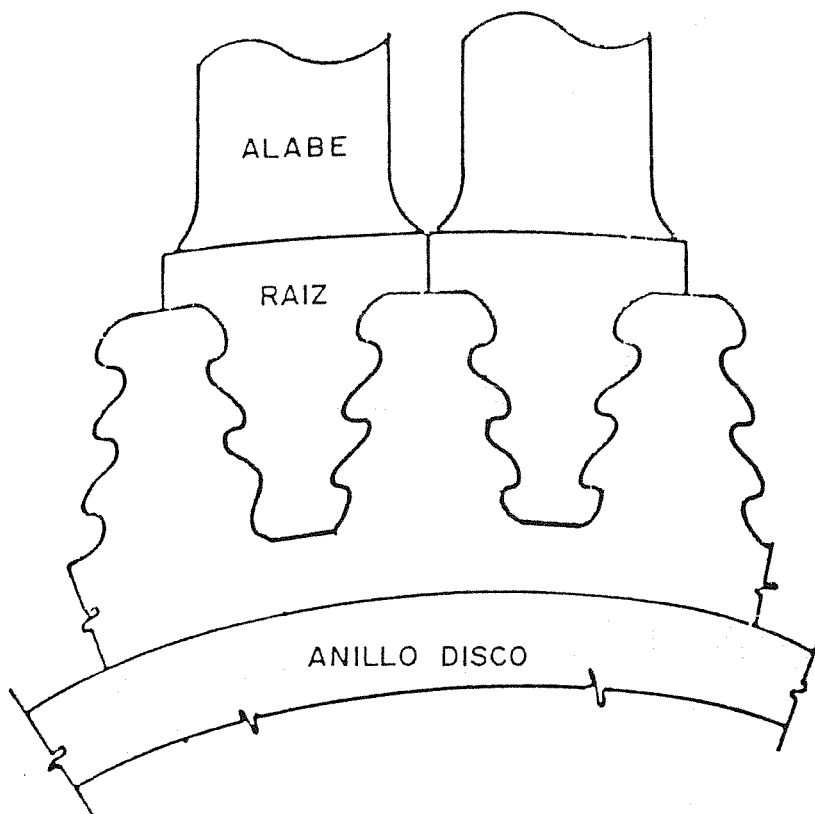


FIG. 3 DIAGRAMA ESQUEMATICO DE UNION DISCO-ALABE

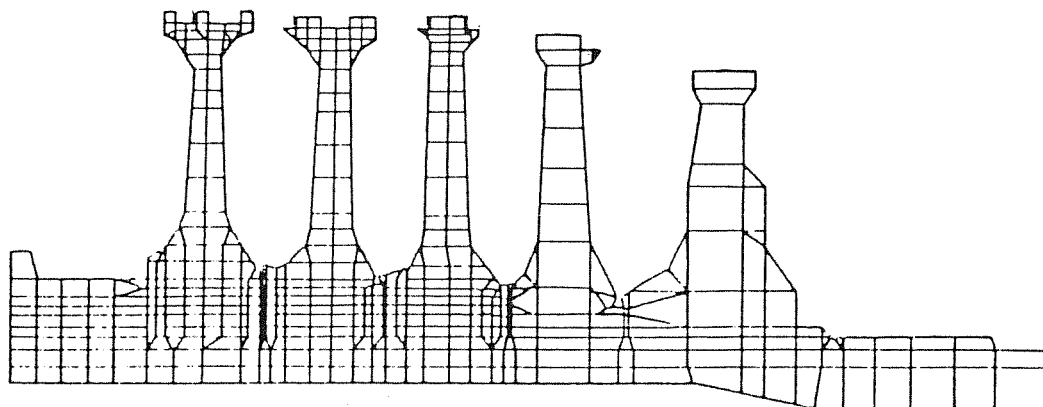


FIG. 4 MODELIZACION DEL ROTOR POR ELEMENTOS FINITOS

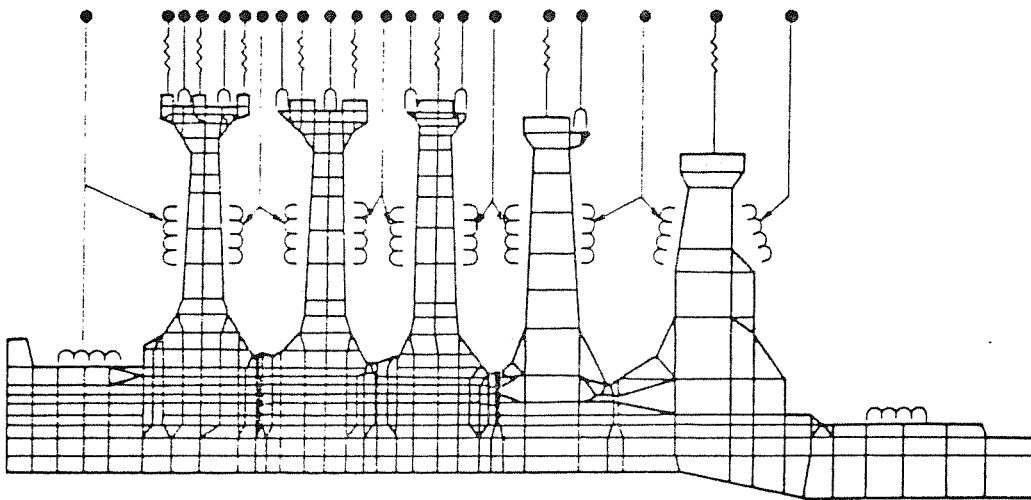
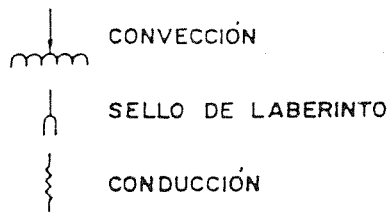


FIG. 5 MODELIZACION DEL ROTOR PARA EL ANALISIS TERMICO

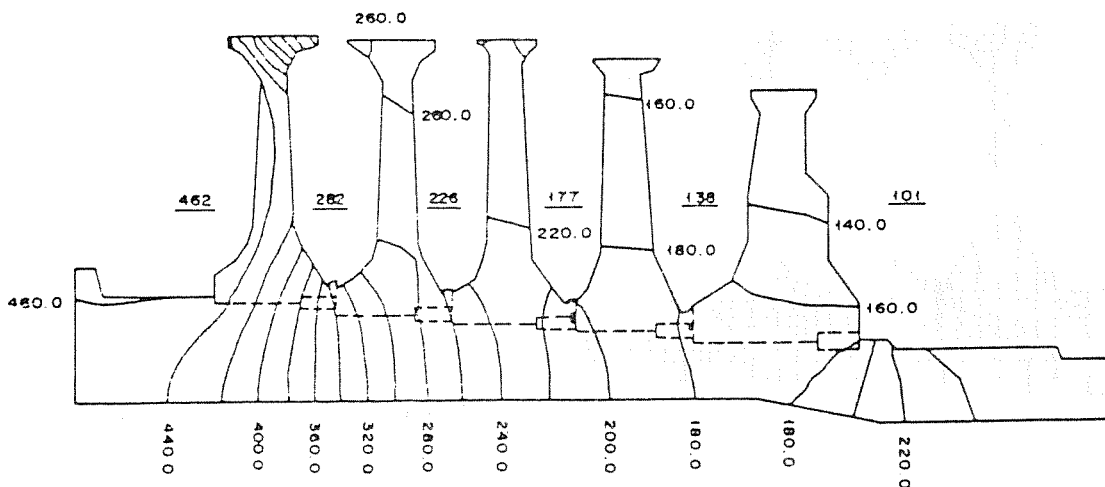


FIG. 6 DISTRIBUCION DE TEMPERATURA EN EL ROTOR
(VAPOR DE ENTRADA A 503° F)

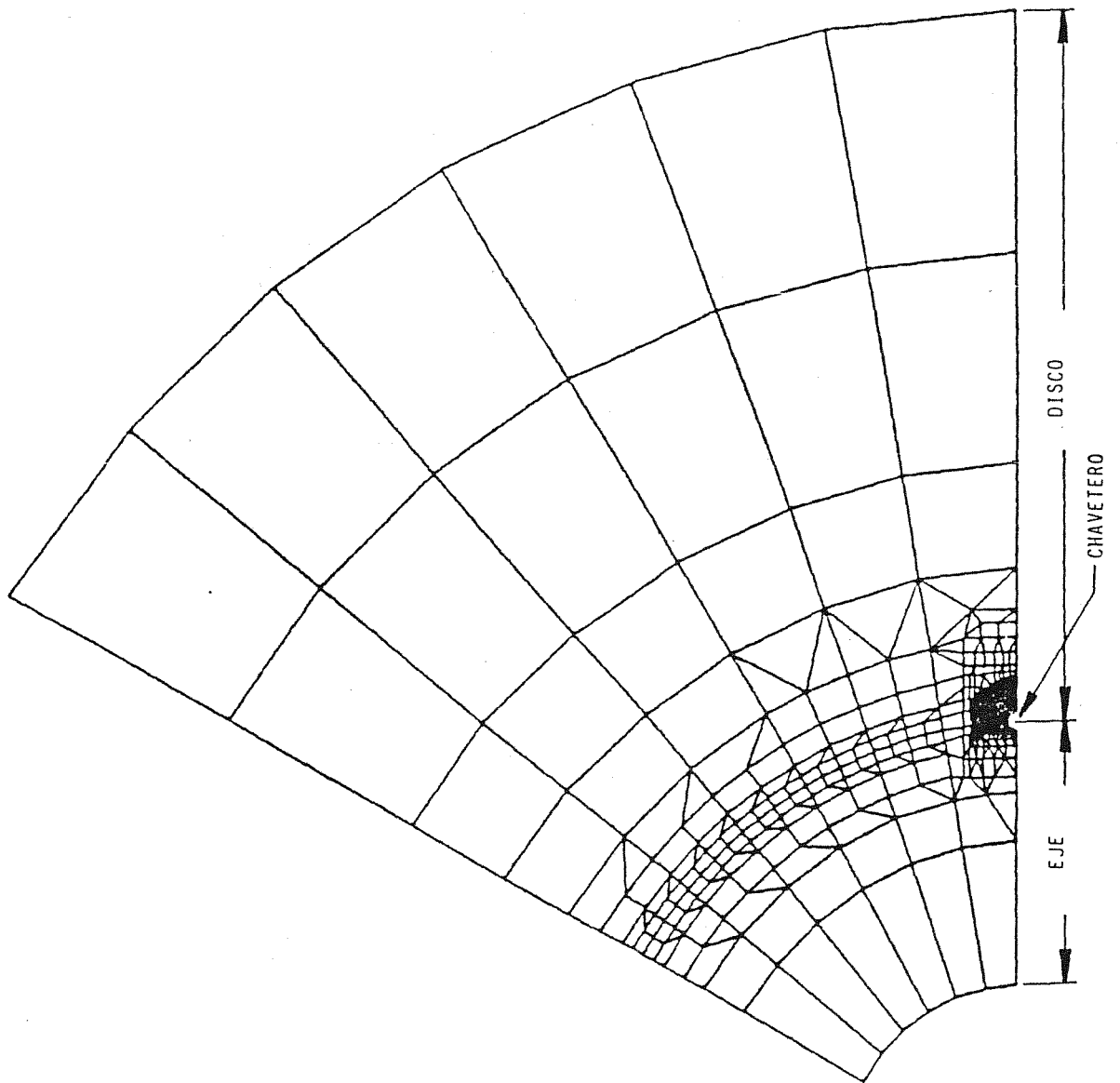


FIG. 7 MODELIZACION DEL DISCO Y EJE DE LA TURBINA

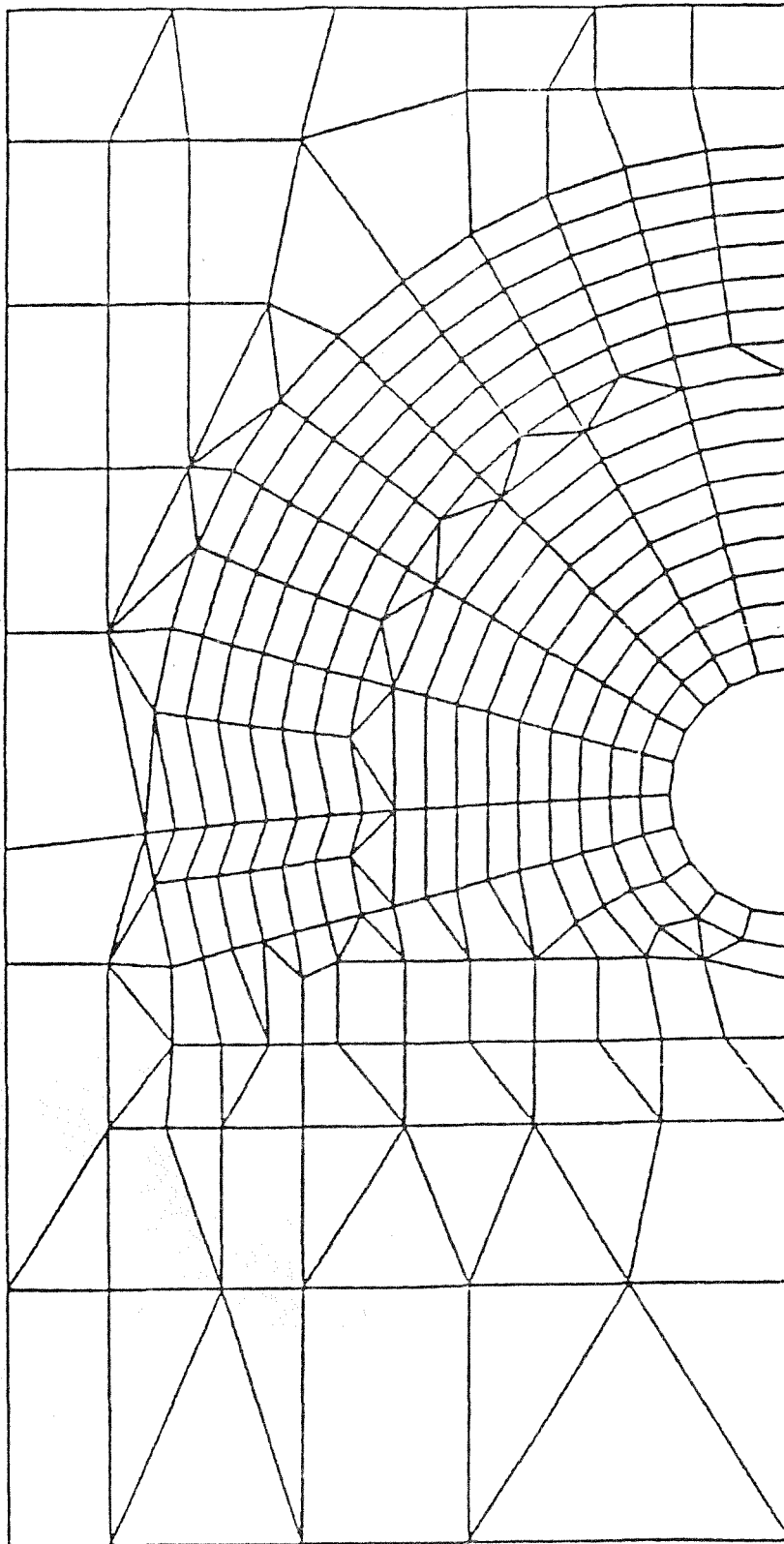


FIG. 8 DETALLE DEL MODELO DEL DISCO DE LA TURBINA
EN LA ZONA DEL CHAVETERO

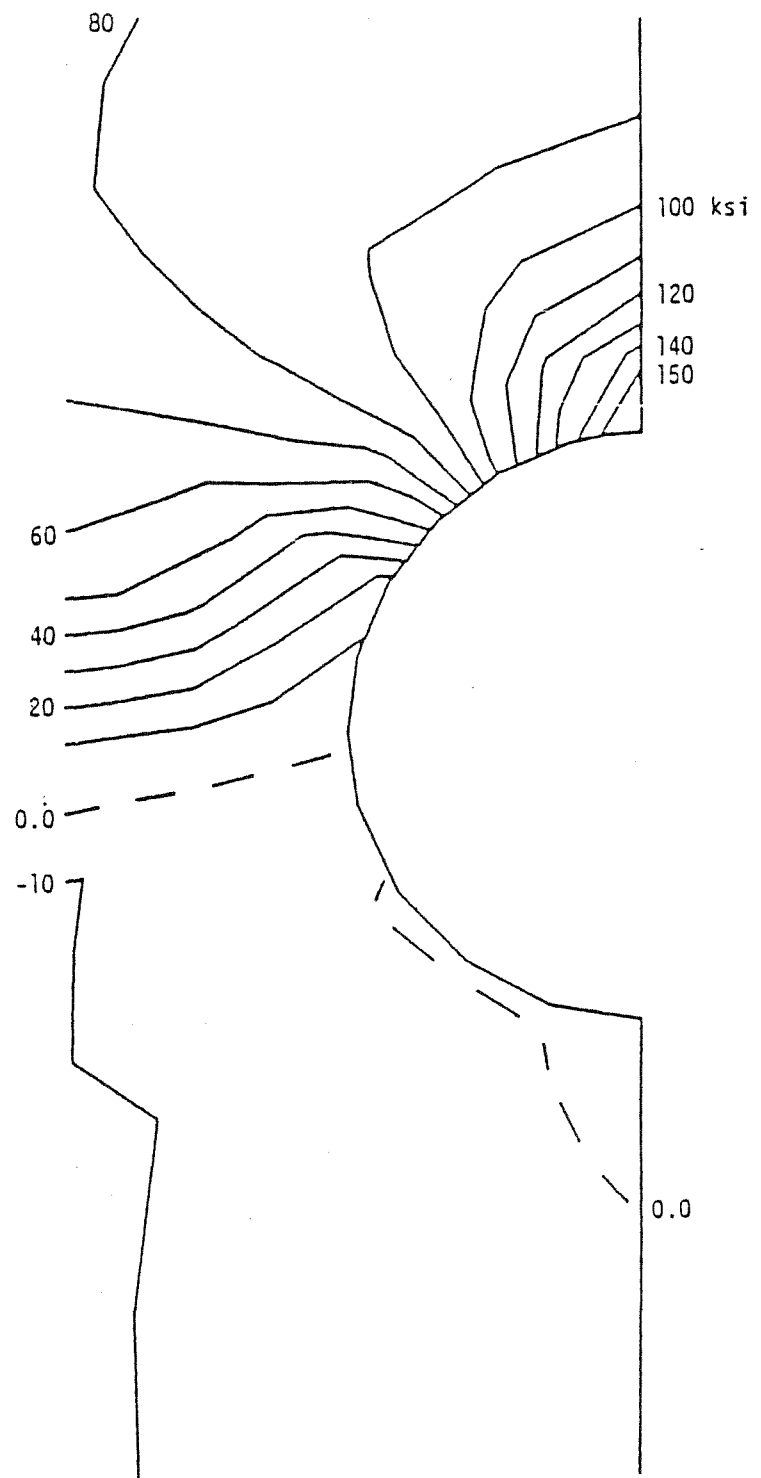


FIG. 9 DISTRIBUCION DE TENSIONES EN EL CHAVETERO

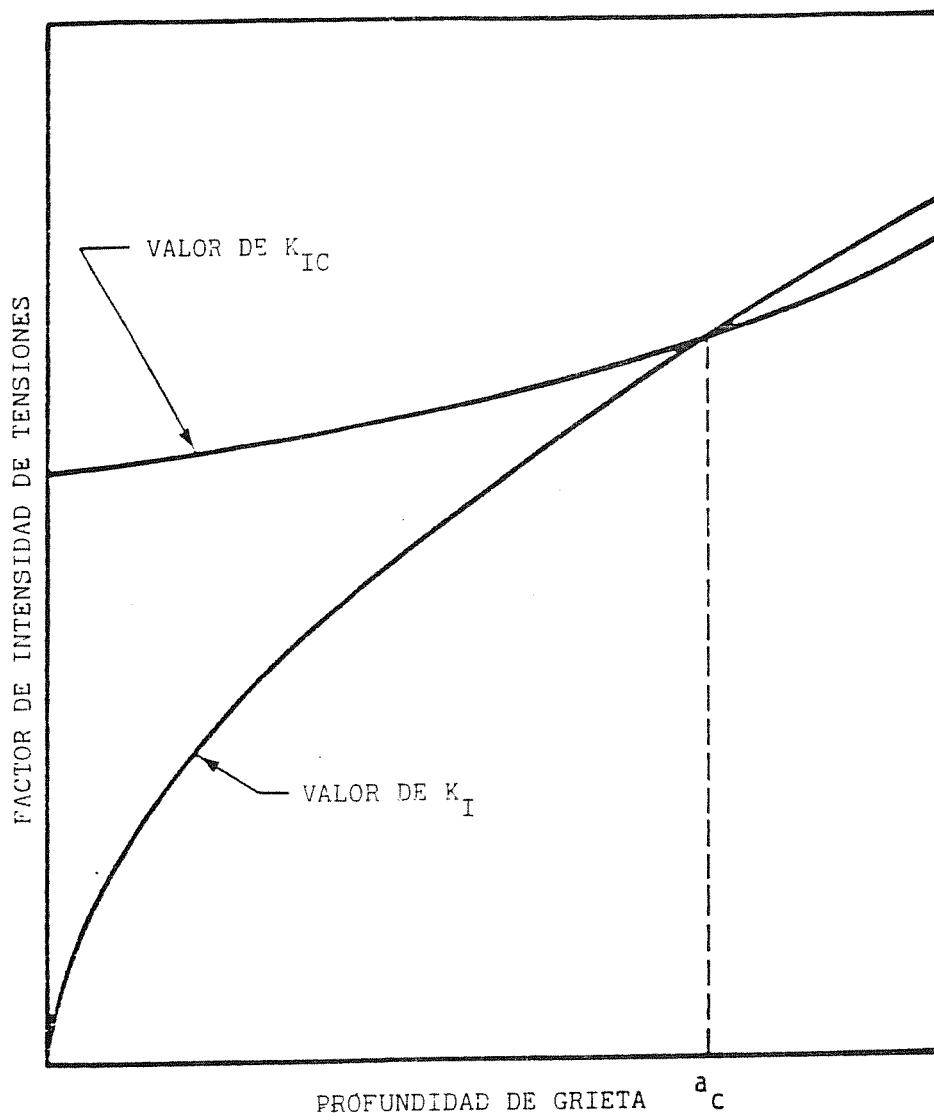


FIG. 10 DETERMINACION DEL TAMAÑO MAXIMO ADMISIBLE DE GRIETA

GENERALIZACION Y COMPROBACION EXPERIMENTAL DEL CRITERIO DE
LA TENSION DE CEDENCIA COMO CRITERIO DE FRACTURA

A. VALIENTE Y M. ELICES

Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID
ESPAÑA

RESUMEN

El criterio de fractura denominado de la tensión de cedencia (flow stress criterion) se estableció para predecir la rotura de tuberías de acero dúctil sometidas a presión interna y afectadas por fisuras longitudinales pasantes. El fundamento teórico permite extender el criterio a otros problemas de fractura dúctil y en el presente trabajo se estudia su validez para el caso de tuberías con fisuras no pasantes y para barras de acero de armar con fisuras de superficie. Los resultados de la experimentación se comparan con las predicciones teóricas y se comprueba que el criterio es válido para los casos estudiados.

SUMMARY

The theoretical basis of the flow stress criterion is extended to crack problems involving ductile materials. The criterion is applied to fracture tests performed on pipelines with through cracks, pipelines with surface cracks and concrete reinforcements also with surface cracks. Experimental results agree with theoretical predictions and the values obtained for the flow stress are in accord with the physical meaning of this quantity.

1. INTRODUCCION

En general, los aceros dúctiles poseen una tenacidad de fractura alta y un límite elástico medio o bajo. Esta combinación de propiedades favorece el desarrollo de la plasticidad en las zonas de concentración de tensiones y por ello rara vez la rotura de estos aceros se produce en condiciones válidas para aplicar la Mecánica de Fractura Elástica Lineal.

La plastificación del material hace que las concentraciones de tensión originadas por fisuras se transformen en concentraciones de deformación plástica cuya magnitud se cuantifica a través del COD. El COD se ha propuesto como parámetro de fractura en régimen elastoplástico [1], equivalente al factor de intensidad de tensiones en régimen elástico, pero no hay una aceptación unánime. Sin embargo, en materiales muy dúctiles, la deformación plástica de la fisura se hace inestable y resulta posible formular una condición de rotura a partir del COD [2].

El criterio de la tensión de cedencia es un criterio de fractura para tuberías de alta tenacidad con fisuras pasantes de pequeña longitud [3]. En este trabajo se demuestra que dicho criterio equivale a la condición de inestabilidad del COD y que puede generalizarse a otros casos partiendo de esta base. Para comprobar su validez se han realizado ensayos de fractura con tuberías y barras de acero dúctil fisuradas. En ambos casos los resultados experimentales confirman la validez del criterio.

2. CONSIDERACIONES TEORICAS

El criterio de la tensión de cedencia para tuberías con fisuras pasantes (Figura 1) se obtiene imponiendo como condición de rotura que el COD alcance un valor crítico. La expresión del COD adoptada en la referencia 3 para formular el criterio es la siguiente:

$$\text{COD} = \frac{8}{\pi} \frac{\sigma_y}{E} a \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{M\sigma}{\sigma_y} \right) \quad (1)$$

donde σ es la tensión anular en la tubería, a la semilongitud de fisura, E el módulo de elasticidad del material, σ_y su tensión de cedencia y M el factor de forma del factor de intensidad de tensiones K_I :

$$M = K_I / \sigma \sqrt{\pi a} = \sqrt{1 + (a^2 / Re)} \quad (2)$$

R y e son el radio y el espesor de la tubería, respectivamente.

La ecuación (1) es una modificación de la obtenida por Dugdale (4) para el caso de una fisura en una placa indefinida sometida a un estado remoto de tracción uniforme. La modificación propuesta equivale a formular la expresión de Dugdale en función del factor de forma y a generalizar el resultado.

El criterio de la tensión de cedencia se deduce igualando el valor del COD dado por la ecuación (1) al valor crítico obtenido cuando la rotura tiene lugar en régimen elástico-lineal. De este modo se llega a la igualdad:

$$\ln \left(\sec \frac{\pi \sigma M}{2 \sigma_y} \right) = \frac{\pi}{2} \frac{1}{a} \left(\frac{K_C}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

donde K_C es el valor crítico del factor de intensidad de tensiones para fractura elástica-lineal. En la ecuación (3), a valores de $(K_C/\sigma_y)^2/a$ del orden de 3, le corresponden valores de $\sigma M/\sigma_y$ superiores a 0,99. Por consiguiente, para materiales tenaces y fisuras pequeñas, la condición de rotura (3) se convierte en el criterio de la tensión de cedencia:

$$\sigma M = \sigma_y \quad (4)$$

Se puede obtener el mismo resultado con mayor generalidad admitiendo que la ecuación (1) es aplicable en general y considerando el caso de materiales dúctiles. Estos materiales se caracterizan por su capacidad para soportar concentraciones de deformación plástica y a causa de ello se produce un fenómeno de inestabilidad. De acuerdo con la ecuación (1), cuando la tensión aplicada σ tiende a σ_y/M , ligeros incrementos de σ dan lugar a grandes aumentos del COD y en consecuencia el proceso de carga se hace inestable. El fenómeno es análogo al que tiene lugar en un ensayo de tracción simple. La condición que determina la capacidad resistente del elemento fisurado es la ecuación (4), del mismo modo que la resistencia a tracción viene dada por la tensión para la cual la deformación crece inestablemente.

En la ecuación (4) hay que interpretar la magnitud σ_y como un parámetro de fractura a determinar empíricamente mediante ensayos con muestras fisuradas. Sin embargo, su valor ha de ser acorde con el significado que tiene en el modelo de Dugdale, del cual procede la ecuación (1) y a través de ella la ecuación (4). El material que se considera en el modelo de Dugdale es un material elastoplástico perfecto y σ_y es la tensión para la cual fluye plásticamente. Los materiales dúctiles reales endurecen por deformación y esta circunstancia ha de reflejarse en el valor de σ_y . Cabe esperar que su valor esté comprendido entre el límite elástico convencional y la resistencia a tracción.

3. EXPERIMENTACION REALIZADA

Se han realizado tres tipos de ensayos con aceros dúctiles a fin de comprobar la validez del criterio de la tensión de cedencia. Para dos de ellos se ha utilizado una tubería de acero de 81 mm de radio y 5,6 mm de espesor y para un tercero armaduras de acero sin corrugar de 12 mm de diámetro. Las características mecánicas de los materiales están indicadas en la tabla I.

Tabla I - Características Mecánicas de los Aceros
empleados en la Experimentación

	Acero de Tuberías	Acero de Armaduras
Módulo de elasticidad (GPa)	190	185
Límite elástico 0,2% (MPa)	280	570
Resistencia a tracción (MPa)	390	730
Alargamiento bajo carga máxima (%)	25	12
Estricción (%)	72	57

Los dos tipos de ensayo de fractura llevados a cabo con tuberías han diferido en la geometría de fisura adoptada. Para el primer ensayo se practicaron en los tubos fisuras longitudinales pasantes (Figura 1) y para el segundo fisuras interiores de superficie (Figura 2). En todos los casos las fisuras se realizaron por corte mecánico, en el centro de un tubo de 1,5 m de longitud. Posteriormente el tubo se cerraba mediante sendas tapas de cierre unidas a sus extremos y se sometía a presión creciente hasta rotura bombeando agua en su interior. Para conseguir la estanqueidad de los tubos con fisura pasante se empleó un sistema de sellado capaz de acompañar la deformación del tubo sin romperse y sin originar coacciones.

El ensayo de fractura llevado a cabo con barras de acero para armaduras de hormigón ha consistido en someter barras fisuradas a un esfuerzo de tracción creciente hasta causar la rotura. Las fisuras eran fisuras de superficie con forma de lúnula provocadas por fatiga (Figura 3).

Los resultados de los ensayos de fractura se resumen en la tabla II. El factor de forma utilizado en el caso de las fisuras pasantes en tuberías es el que indica la ecuación (2), debida a Folias (5). El de las fisuras de superficie en tuberías figura en la referencia [6] y el de las fisuras de superficie en armaduras ha sido calculado por Astiz [7].

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

La ecuación (4) expresa el criterio de la tensión de cedencia. Según dicha ecuación, el producto de la tensión de rotura σ por el factor de forma M debe ser una magnitud característica del material, independiente por tanto de la geometría y en particular del tamaño de

fisura. Para verificar esta condición se ha calculado el producto σM en todos los ensayos realizados y los resultados se han incluido en la Tabla II. Se observa que en un mismo tipo de ensayo los valores obtenidos difieren poco unos de otros, lo que constituye un primer dato en apoyo de la validez del criterio. No obstante, confirmar esta apreciación en términos cuantitativos requiere analizar la dispersión de dichos valores.

Tabla II - Resultados de los ensayos de Fractura

	Tamaño de Fisura		Factor de Forma M	Tensión de rotura	
	a (mm)	2c (mm)		σ (MPa)	σM
Tuberías con Fisuras Pasantes	5	-	1,03	338	348
	10	-	1,10	284	312
	15	-	1,22	258	315
	19	-	1,34	254	340
	30	-	1,73	169	293
	39	-	2,09	167	348
	50	-	2,55	118	300
	59	-	2,95	95	280
Tuberías con Fisuras de Superficie	1,3	95	0,98	366	360
	1,9	38	1,08	296	319
	2,0	77	1,09	293	319
	2,0	120	1,10	299	329
	2,2	16	0,98	322	316
	4,0	75	1,35	245	290
	4,5	38	1,35	251	263
Armaduras con Fisuras de Superficie	2,5	7,2	0,980	657	640
	2,6	7,2	0,972	662	642
	3,0	8,5	1,018	625	634
	3,3	8,6	1,014	589	600
	3,7	8,4	0,983	559	555
	4,0	11,6	1,185	534	639
	4,1	10,6	1,139	540	620
	4,9	14,8	1,442	461	674
	5,1	14,8	1,475	427	642

El valor medio del producto σM correspondiente a cada uno de los tres tipos de ensayos realizados figura en la tabla III, acotado por la desviación standard. La dispersión es similar en los tres casos y siempre inferior al 10%, siendo de destacar que las tuberías con fisuras pasantes no presentan una dispersión significativamente distinta a las otras dos. Su caso es el que mejor sirve como referencia de la validez del criterio, ya que se trata del problema para el cual fue originalmente formulado y por tanto cuenta con una amplia contrastación experimental. Así pues, los resultados de la experimentación indican que en los tres casos considerados el criterio de la tensión de plastificación proporciona predicciones fiables, y en los dos que representan una novedad en cuanto a

la aplicación del criterio, la fiabilidad de las predicciones es comparable a la del caso más estudiado.

Tabla III - Resumen de resultados experimentales

	σ_M	$\sigma_{0,2}$	σ_R	$(\sigma_{0,2} + \sigma_R)/2$
Tuberías con fisuras pasantes	317 MPa \pm 8%	280 MPa	390 MPa	335 MPa
Tuberías con fisuras de superficie	314 MPa \pm 9%	280 MPa	390 MPa	335 MPa
Armaduras con fisuras de superficie	627 MPa \pm 5%	570 MPa	730 MPa	650 MPa

La tensión de cedencia σ_y se contempla en el criterio como una característica de fractura del material a determinar experimentalmente. Para las series de ensayos realizadas en esta investigación se ha utilizado como estimador más adecuado de σ_y el promedio del producto σ_M , y al comprobar los resultados de las dos series correspondientes al mismo material, se comprueba que el valor de σ_y es prácticamente igual. Este dato indica que en efecto σ_y es una característica del material y constituye una confirmación del criterio. Por otra parte, los valores de σ_y obtenidos están comprendidos entre el límite elástico y la resistencia a tracción, tal como exige su significado físico. En el modelo que conduce al criterio de fractura, la tensión de cedencia σ_y es el límite elástico de un material ideal que cede plásticamente sin resistencia adicional una vez alcanzado el límite elástico. Los materiales reales endurecen por deformación y no cabe esperar que la característica de fractura σ_y coincida con el límite elástico convencional, sino que sea ligeramente superior, aunque sin llegar a la resistencia a tracción. Los valores obtenidos son, efectivamente, superiores al límite elástico en algo más del 10%, lo que confirma una vez más la validez del criterio.

5. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en la investigación indican que el criterio de la tensión de cedencia predice fiablemente la rotura de aceros dúctiles mediante un sólo parámetro de fractura y que es aplicable a problemas distintos al de las tuberías con fisuras pasantes, en particular a problemas tridimensionales. Estas conclusiones no solamente se basan en el grado de concordancia encontrado entre los valores teóricos y los datos experimentales, sino que la investigación contiene las siguientes aportaciones que contribuyen a respaldarlas:

- Se ha demostrado que el criterio de la tensión de cedencia puede

formularse como un criterio de inestabilidad del COD, lo que justifica su aplicación a problemas de fisuras en materiales dúctiles.

- Los parámetros de fractura medidos tienen valores acordes con su significado físico y para un mismo material resulta un mismo valor aún con fisuras de diferentes configuración.

AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su agradecimiento a la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica por la subvención 511/84 que ha permitido financiar esta investigación.

REFERENCIAS

- [1] Broek, D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Noordhoff International Publishing, Leyden, 1974.
- [2] Erdogan, F. y Ratwani, M., "The Use of COD and Plastic Instability in Crack Propagation and Arrest in Shells". CRACK PROPAGATION IN PIPE LINES CONFERENCE, Newcastle, 1974.
- [3] Hahn, G.T. et al., International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 5, p. 187, 1969.
- [4] Dugdale, D.S., Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, p. 100, 1960.
- [5] Folias, E.S., International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 1, p. 104, 1965.
- [6] Kobayashi, A.S. et al., Journal of Pressure Vessel and Technology, p. 83, Feb. 1977.
- [7] Astiz, M.A., International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 31, p. 105, 1986.

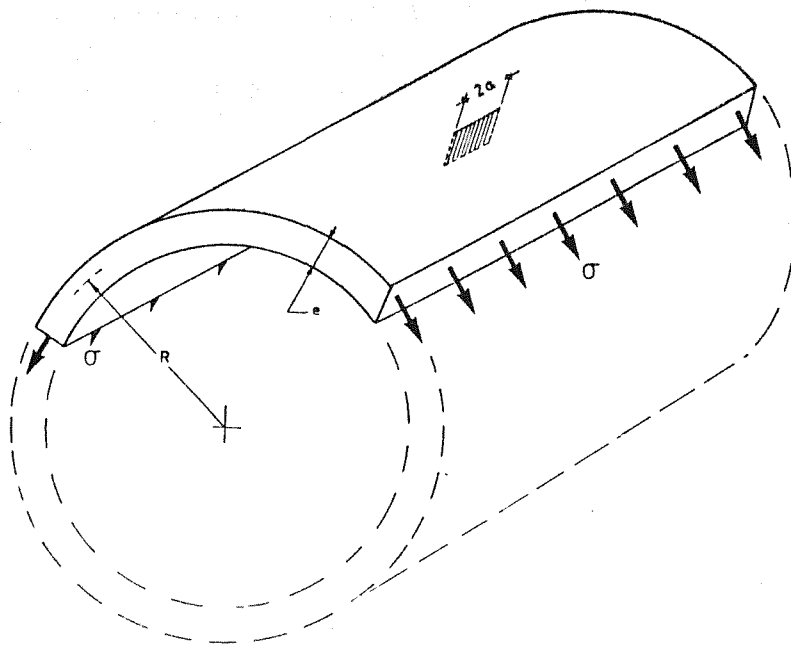


Figura 1 - Tubería con fisura pasante

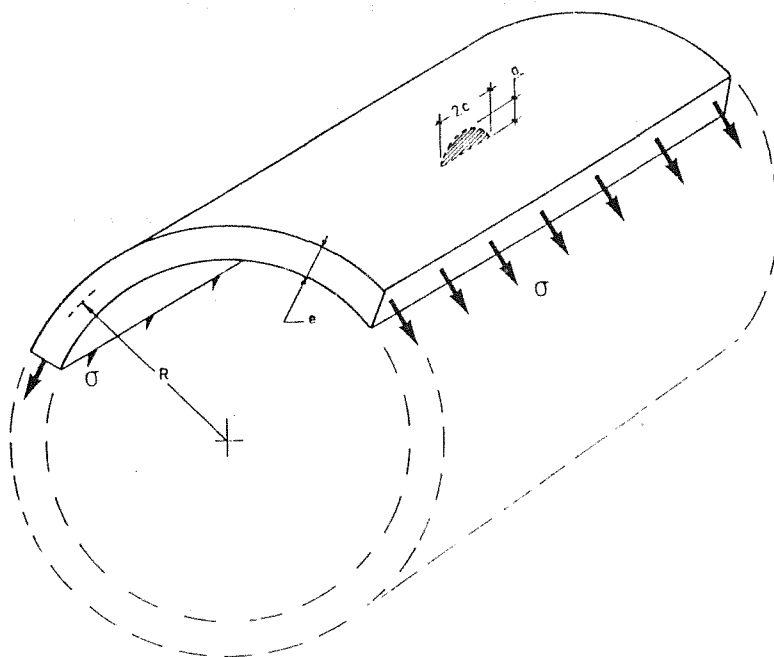


Figura 2 - Tubería con fisura de superficie

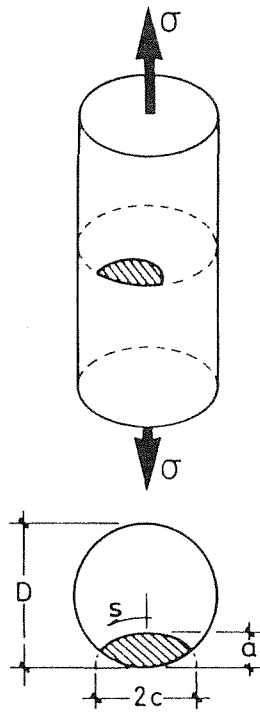


Figura 3 - Barra de acero para armadura con fisura de superficie

ANALISIS Y REPARACION DEL CUERPO PRINCIPAL DE UNA
PRENSA DE EXTRUSION

Carlos Ranninger Rodríguez y Antonio Moreno González
E.T.S.I.I. de Madrid
Pedro Verón Gumbre
ENSA. Santander

RESUMEN

Se describe el proceso de estudio y reparación de una fisura pasante en el cuerpo cilíndrico principal de una prensa de 1650 Tm.

En primer lugar, se procedió a caracterizar el estado de la pieza. Se efectuaron exámenes superficiales tanto del interior como del exterior de la pieza; los exámenes volumétricos se llevaron a cabo con técnicas de N.D.T.: líquidos penetrantes, ultrasonidos y gammagrafías. Se efectuaron pruebas de fugas mediante espectrometría de masas de helio.

En segundo lugar, se procedió a evaluar las condiciones de carga en servicio para la cual se comprobó el análisis tensional según ASME y se evaluó el comportamiento a fatiga de un defecto superficial y de un defecto interno, analizando su propagación.

Con los resultados de estos análisis se preparó una secuencia de reparación en la que se señalaron las preparaciones superficiales y en profundidad necesarias, así como las técnicas más convenientes.

ABSTRACT

The analysis and repairing process of a full penetration crack in the external body of a press is presented.

Several non destructive examination techniques such as: penetrants, gammagrafies and helium mass spectroscopy where used.

The conditions in service loads and the growing rate by fatigue of two typical cracks, internal and surface cracks, where evaluated.

With the results of previous analysis an adequate secuencia of repairing techniques was defined.

1.- INTRODUCCION

Estando en servicio una prensa de extrusión de 1650 Tn, se apreció una pérdida de aceite a través del fondo de la camisa del cilindro principal, pieza de gran espesor de pared.

Abierta la prensa se observó una grieta pasante. Dado que la sustitución de la prensa no era aconsejable por el largo período de parada de la instalación, se elaboró un programa de trabajo con el fin de proceder a la reparación por soldadura. El programa se planificó en tres fases. En la primera se procedió a caracterizar el estado del cilindro principal en la zona dañada. En la segunda fase se procedió a comprobar el dimensionamiento del cilindro y los posibles procesos de generación y crecimiento de la grieta. En la tercera fase se indicaron los alcances y los medios más adecuados para la reparación. En la figura 1 se representa un esquema del cuerpo de la prensa.

2.- CARACTERIZACION DE LA PIEZA

Para tratar de caracterizar en lo posible el estado de la pieza y los defectos existentes se efectúan las siguientes operaciones.

2.1.- Exámenes superficiales

- En el exterior, mediante el método de líquidos penetrantes, se revela una fisura de unos 80 mm de longitud en sentido circunferencial.
- En el interior, aparece una zona mecanizada en el fondo, a continuación de la penetración central, sobre la cual se aprecian una serie de discontinuidades, seguida de una corona circular de acuerdo con la camisa cilíndrica a través de un perfil de dos radios diferentes, que no está mecanizada y sobre la cual se aprecian asimismo diferentes discontinuidades. Aplicados líquidos penetrantes se confirman y definen las anteriores apreciaciones, asimismo se apreciaron recargues de reparación, efectuados seguramente durante la fabricación.
- Se realizó una perfilometría del casquete.

2.2.- Exámenes volumétricos por métodos no destructivos

- Examen del casquete mediante ultrasonidos.
- Examen del casquete mediante gammagrafía.
- Realización de prueba de fugas mediante espectrometría de masas de helio, utilizando "sniffer" por el interior del casquete.

2.3.- Resultados de las pruebas

- Se trata de un material fundido con un nivel de defectos internos de fundición no excesivo.
- En la zona próxima a la superficie interior del casquete, por el contrario, existen defectos superficiales, así como zonas reparadas por soldadura mediante una técnica no satisfactoria, que ha dejado mordeduras y falta de fusión. Existen asimismo zonas de posibles entallas mecánicas.
- Existe una grieta interna, en el espesor de la camisa del cilindro, con un desarrollo probable en el interior de 490 mm en sentido circunferencial y 80 mm por el exterior en el mismo sentido.
- Podría existir un defecto interno, no bien definido en la inspección gammagráfica, paralelo al anterior.
- La grieta existente, en la zona correspondiente a la superficie interior, coincide sensiblemente con la zona de perfil más entallado y de menor espesor.

3.- COMPROBACION DE DIMENSIONES Y ANALISIS DE CRECIMIENTO

3.1.- Comprobación de dimensiones

Con objeto de evaluar las condiciones de carga en servicio y de seleccionar las opciones de reparación existentes se efectuó un análisis tensional reducido según el código ASME y apéndices.

Se concluyó que el factor de seguridad mínimo era de 1,23 y afectaba a la zona donde se localizó la fisura.

Sin embargo en la zona de la fisura no se satisfacen los criterios de radios mínimos de transición entre elementos de distinta curvatura interna.

3.2.- Análisis de crecimiento

Con el fin de evaluar el crecimiento de la grieta se efectuó un análisis de crecimiento de grieta por fatiga.

Los esfuerzos máximos en la zona de fractura se obtuvieron con un código de cálculo de elementos finitos.

El proceso de carga-descarga real se simuló con 261000 ciclos por año desde una carga mínima nula a la carga máxima de trabajo. Se

analizaron dos hipótesis de defecto inicial.

- Defecto interno
- Defecto superficial

Se utilizaron dos expresiones para la velocidad de crecimiento por fatiga, las indicadas en ASME [1] y en [2]. Los resultados se describen en las figuras 2 y 3.

Se observa que el defecto superficial interior es mucho más desfavorable, dando el código ASME resultados más conservadores. En la tabla 1 se muestra una comparación de la velocidad de crecimiento del defecto obtenida experimentalmente con las de los análisis.

Tabla 1.- Velocidad de crecimiento del defecto (cm/s)
defecto inicial $a=1$ cm, $l=10$ cm.

Experimental	ASME	Ref. 2
30×10^{-6}	96×10^{-6}	$5,3 \times 10^{-6}$

La tabla muestra que la velocidad de crecimiento experimental está acotada por las dos expresiones utilizadas. Además esta velocidad es mucho mayor que la obtenida para el crecimiento de defecto interno.

4.- RESULTADO DE LA COMPROBACION

Los resultados indican un diseño correcto respecto al nivel de tensiones.

No se respetan los radios interiores mínimos lo que puede generar concentraciones de tensiones adicionales con la zona.

El proceso de crecimiento de defecto debe haberse producido a partir de un defecto superficial en la cara interna.

Cualquier defecto, incluso interno, tiene probabilidades de llegar a ser de penetración completa, en un plazo de tiempo suficiente. Por ello la reparación ha de realizarse, tanto superficialmente como en profundidad.

5.- PROCESO DE REPARACION

El proceso de reparación aconsejado fue sanear superficialmente y en toda la profundidad la zona de la grieta.

Debido a la imposibilidad de efectuar un tratamiento térmico a 600°C tras la reparación (una temperatura elevada hubiera estropeado el ajuste del zuncho de bronce que constituía el camino del émbolo, así como distensionado las columnas), el procedimiento de soldadura era atípico y fuera de lo estipulado por los Códigos y prácticas usuales.

Una de las virtudes de este tratamiento térmico es la de eliminar tras su realización la posibilidad de fisuración en frío.

A fin de compensar su ausencia, el procedimiento de reparación cuidó especialmente de la limpieza de la preparación de bordes, el secado de los electrodos revestidos (AWS E7018), el pre y post-calentamiento.

Otra faceta del tratamiento térmico de postsoldadura es la eliminación de las tensiones residuales de soldadura, que en esta reparación se redujeron por debajo de su nivel habitual (límite elástico) gracias al uso de técnicas distintas a la del martillado.

Finalmente, se atribuye al citado tratamiento un efecto de revenido de las estructuras de temple de la zona afectada térmicamente (ZAT), que así adquieren una buena tenacidad.

En este caso, tanto por la secuencia, como por el bajo aporte térmico de la soldadura, así como por el pequeño espesor de ZAT, se aseguró una excelente tenacidad del metal base y ZAT, que resistieron sin problema las tensiones residuales y de servicio.

Sólo queda pues analizar el efecto de las tensiones residuales sobre el metal base de la carcasa, de acero ASTM A27 grado 70-36, que es un acero fundido y normalizado. Esta preocupación se debía a que no se tenía la certeza de que la calidad del acero se ajustaba a la normativa solicitada por los planos, de forma análoga a como se incumplían las exigencias geométricas de la superficie interna.

Así, unas muestras extraídas de la carcasa mostraron una estructura basta no normalizada y con una resiliencia baja (Tabla 2).

Como es sabido [3] la rotura de un acero bajo sus tensiones internas es posible a temperaturas en las que su tenacidad $\leq 1,5$ Kpm.

Debido a ello y considerando la débil carga de trabajo y lo estipulado en los Códigos se estimó que la carcasa no debía permanecer nunca, ni en servicio ni parada, a temperaturas inferiores a 23°C (resiliencia correspondiente a 2,1 Kpm = 15 pies x libra). Así se aseguraba su integridad en todo momento.

Tabla 2 - Resiliencia (Charpy V) y fractura en función de la temperatura

°C	Kpm	Exp. Lat.	Cristalinidad (%)
5	1,2	0,23	90
15	1,4	0,26	85
25	2,6	0,52	80
35	2,6	0,53	70

La reparación fue rápida, efectuándose en tres semanas, y desde entonces (hace ya medio año) la prensa funciona perfectamente habiéndose llevado a cabo unas modificaciones sencillas que aseguran una temperatura mínima de 23°C en la carcasa.

Las inspecciones ultrasónicas periódicas no muestran ningún defecto significativo.

6.- CONCLUSIONES

- La pieza inicial presentaba importantes defectos superficiales en su cara interna lo que propició la nucleación de fisuras superficiales.
- El fallo se debió al crecimiento por fatiga de una fisura superficial por el interior.
- Debido a la posibilidad de crecimiento de defectos tanto internos como superficiales se recomendó un saneado completo.
- La reparación por soldadura de piezas de acero al carbono sin tratamiento térmico de postsoldadura a 600°C es un proceso seguro y rápido, incluso en el caso de construcciones con grandes defectos y espesores en aceros de baja calidad, siempre que se respeten unas temperaturas mínimas de servicio.

7.- REFERENCIAS

- [1] ASME Pressure Vessel Code.
- [2] H.O. Fuchs, R.I. Steplons. Metal Fatigue in Engineering.
- [3] Smedley, G.P., "The integrity of marine structures" Int. Conf. on "Fitness for purpose validation of welded constructions", Londres 17-19 Nov. 1981, pp. 26-1/26-7.

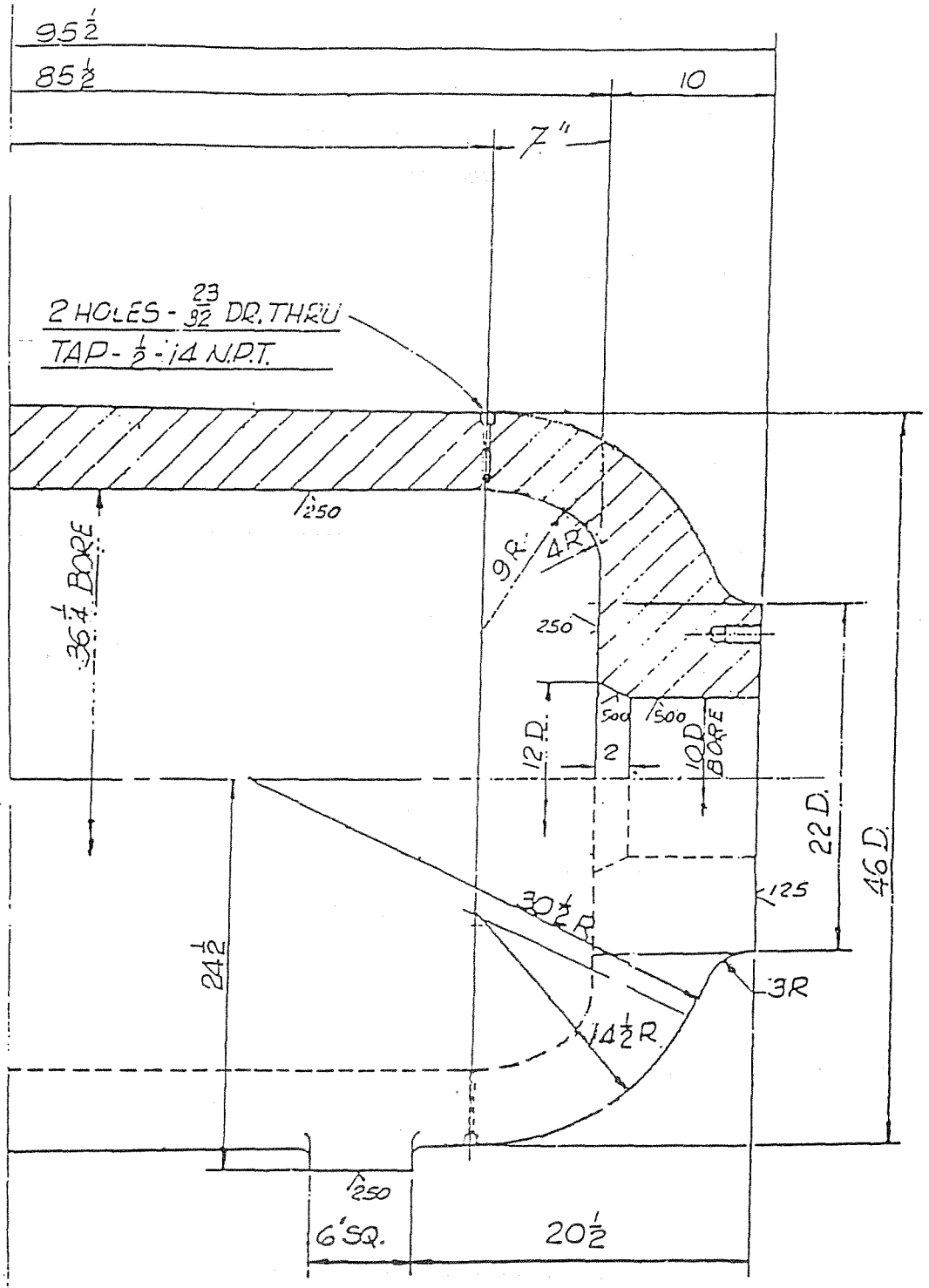


Fig.1.- Geometría del cilindro

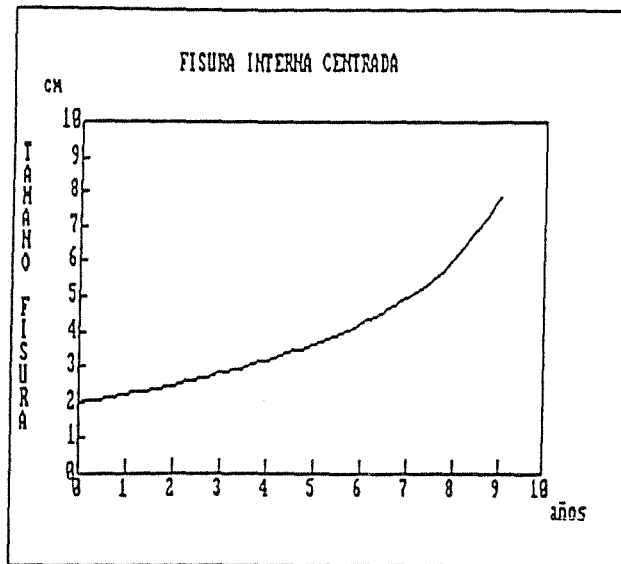


Fig. 2 - Crecimiento de fisura interna centrada.

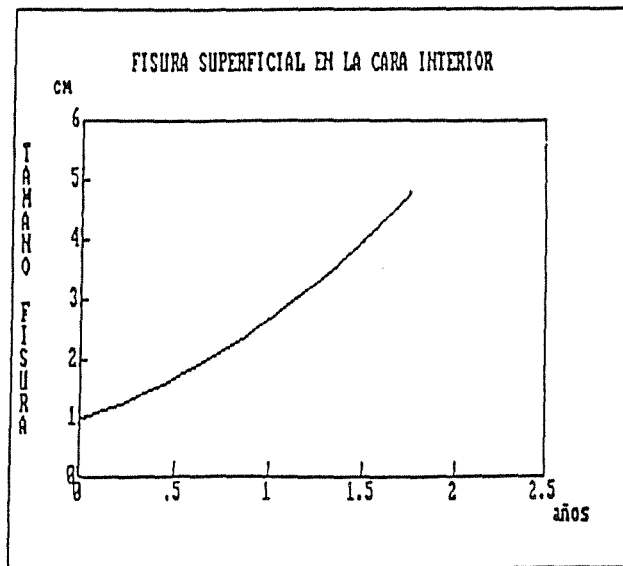


Fig. 3 - Crecimiento de fisura superficial en la cara interior.