

Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS
EN EL PRIMER ENCUENTRO DEL
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA



*Parador Nacional de Sigüenza
23-24 de Febrero de 1.984*



**Anales de
Mecánica de la Fractura**



Año 1984

Anales de
Mecánica de la Fractura



Editado por la
Secretaría del Grupo
Español de Fractura.

C.E.I.T., Apartado nº 1.555 San Sebastián.

AÑO 1984

I N D I C E

EDITORIAL	5
PARTICIPANTES	7
<u>ARTICULOS</u>	
1. Aplicaciones de los Métodos Numéricos a la Mecánica de la Fractura. <i>M.A. Astiz</i>	9
2. Fatiga en alambres de pretensado. <i>E. Fernández Rico, F.J. Belzunce y A. Fernández Canteli</i>	17
3. La Mecánica de Fractura en problemas de fragilización por hidrógeno y corrosión bajo tensión. <i>F. Gutiérrez-Solana Salcedo</i>	23
4. Predicción de vida de ruedas de tren sometidas a cargas termomecánicas. <i>A. Martín Meizoso, J. Gómez Jiménez, J. M^a Rodríguez Ibabe y J. Gil Sevillano</i>	33
5. Análisis cuasi-estático de la propagación de grietas en una vasisa nuclear. <i>I. Miranda, J. M^a Bastero y J. García de Jalón</i> ...	41
6. Actividades relacionadas con la Mecánica de la Fractura en Empresarios Agrupados, S.A. <i>A. Moreno González</i>	47
7. Materiales Cerámicos Tenaces Multifásicos obtenidos por síntesis reactiva. Determinación de la tenacidad. <i>J.S. Moya y P. Miranzo</i>	51
8. Actividades en Mecánica de la Fractura, del Departamento de Metalurgia de la Universidad Politécnica de Madrid. <i>C. Ráñninger Rodríguez</i>	59
9. Desarrollo de Métodos no Destructivos para la garantía de integridad Estructural de Componentes y Sistemas. <i>J.A. Rescalvo Santiago y E. Navas Ramos</i>	61

10.	Cavitación de una aleación superplástica de aluminio. <i>O. Ruano</i> ..	67
11.	Fisuración de aceros de pretensado inducida por un ambiente agresivo. <i>V. Sánchez-Gálvez, M. Elices</i>	75
12.	Fisuración por Fatiga y Fragilización de aceros empleados en ingeniería civil. <i>A. Valiente Cancho</i>	83
13.	Los fabricantes de estructuras soldadas y la mecánica de la fractura. <i>P. Verón Guembe</i>	89
14.	Grupo de Mecánica de la Fractura de Tecnatom. <i>L. Yagüe de Alvaro</i>	93

OTRAS COMUNICACIONES

15.	La Fractografía Cuantitativa, un área de interés en el estudio en los materiales metálicos. <i>M. Aballe</i>	97
16.	Investigaciones sobre fractura de materiales metálicos en la E. T.S. de Ingenieros Aeronáuticos. <i>J.M. Badía Pérez</i>	98
17.	Efecto de la longitud de la probeta en los ensayos de fatiga de alambres para pretensado. <i>F.J. Belzunce</i>	99
18.	Simulación de los procesos que ocurren en el borde de las grietas de Fe- y Cu, mediante Dinámica Molecular. <i>B. de Celis</i>	100
19.	Tratamiento del desgaste por rodadura o deslizamiento mediante la Mecánica de la Fractura. <i>F.I. Gómez Giménez y J. Gil Sevillano</i>	101
20.	Propagación de grietas por fatiga en ruedas de ferrocarril. <i>J. M. Rodríguez Ibabe, M. Fuentes Pérez, J. Gil Sevillano</i>	102

EDITORIAL

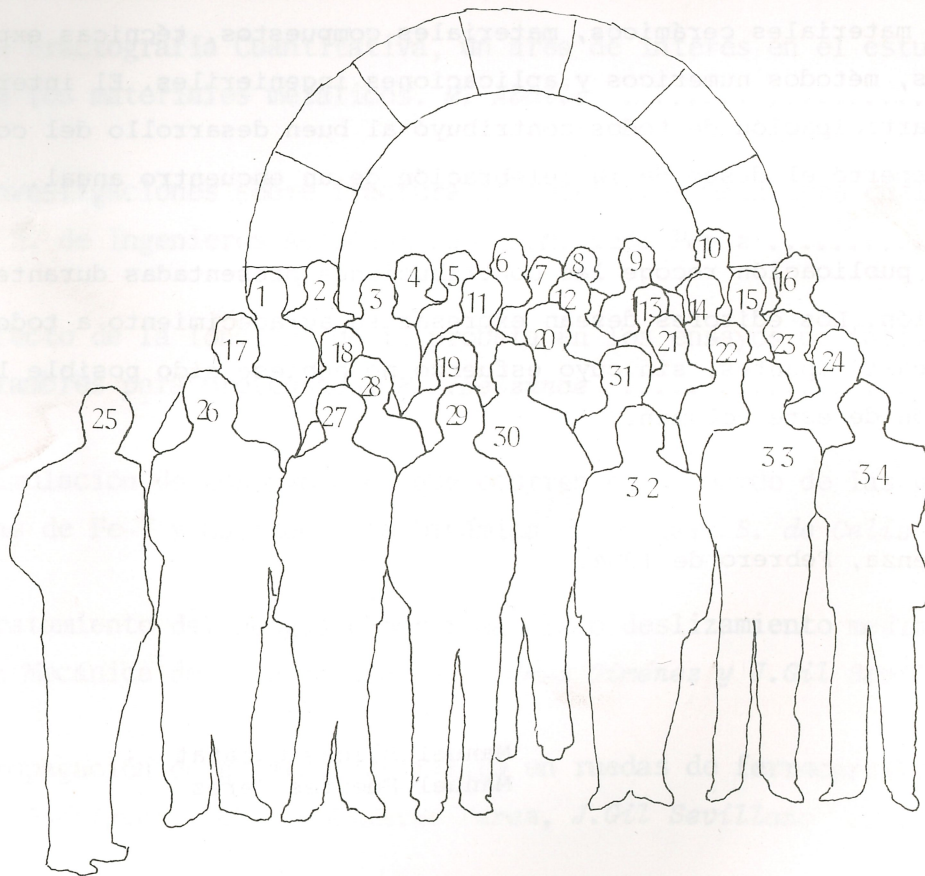
La Mecánica de la Fractura ha alcanzado la mayoría de edad y actualmente, traspasando las aulas de la Universidad, se ha convertido en una valiosa herramienta para el proyectista. En consecuencia era oportuno reunir a cuantos estuvieran interesados por esta disciplina, con objeto de conocerse, de intercambiar experiencias y, de ser posible, iniciar la singladura del Grupo Español de Fractura.

La reunión tuvo lugar a comienzos de año, en Sigüenza, con una nutrida asistencia por parte de Centros de Investigación, Universidades y Empresas de Ingeniería. Las actividades de los asistentes reflejaron el amplio espectro de la Mecánica de la Fractura: materiales metálicos, materiales cerámicos, materiales compuestos, técnicas experimentales, métodos numéricos y aplicaciones ingenieriles. El interés y la participación de todos contribuyó al buen desarrollo del coloquio y despertó el deseo de la celebración de un encuentro anual.

Esta publicación recoge las contribuciones presentadas durante la reunión. Los editores desean expresar su agradecimiento a todos los participantes, sin cuyo esfuerzo no hubiese sido posible la aparición de este volumen.

Sigüenza, Febrero de 1984.

Manuel Elices Calafat
Manuel Fuentes Pérez



Fotografía de los asistentes al primer
encuentro del GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

RELACION DE PARTICIPANTES

1.	Pinilla, Francisco	E.N. Santa Bárbara
2.	Astiz, Miguel Angel	E.T.S.I.C.C.P (Madrid)
3.	Badía Pérez, J.M.	E.T.S.I.A. (Madrid)
4.	Verón Guembe, Pedro	Equipos Nucleares, S.A.
5.-	Ranninger, Carlos	E.T.S.I.I. (Madrid)
6.-	Pintado, J.M.	I.N.T.A.
7.-	Gutiérrez Solana, Federico	E.T.S.I.C.C.P. (Santander)
8.-	Verdeja, Ignacio	E.T.S.I.M. (Oviedo)
9.-	Fernández González, Francisco	E.N. Bazán
10.-	Ruano, Oscar	C.E.N.I.M.
11.-	Naval, Eduardo	C.I.N.S.A.
12.-	Rescalvo, J. Antonio	C.I.N.S.A.
13.-	López Agüi, Juan C.	Bureau Veritas
14.-	Martín Meizoso, Antonio	C.E.I.T.
15.-	Aballe, Miguel	C.E.N.I.M.
16.-	Barroso, Segundo	Junta de Energía Nuclear
17.-	Faustmann, Jaime	Junta de Energía Nuclear
18.-	Yagüe de Alvaro, Luis	Tectanom, S.A.
19.-	Moreno González, Antonio	Empresarios Agrupados
20.-	Ibarreta, Fernando	C.A.F.
21.-	Miranzo, Pilar	Inst. de Cerámica y Vidrio
22.-	Gil Sevillano, Javier	C.E.I.T.
23.-	Torralba, Marcelino	C.E.N.I.M.
24.-	Anglada Gomila, Marcos	Univ. Politécnica (Barcelona)
25.-	Buttice, Mario	E.T.S.I.C.C.P. (Madrid)
26.-	Tanarro Aparicio, Antonio	TECNATOM, S.A.
27.-	Navarro Robles, Alfredo	E.T.S.I.I. (Sevilla)
28.-	Sánchez Gálvez, Vicente	E.T.S.I.C.C.P. (Madrid) y E.S.Sta.Bárbara
29.-	Fuentes Pérez, Manuel	C.E.I.T.
30.-	Elices Calafat, Manuel	E.T.S.I.C.C.P. (Madrid)
31.-	Valiente, Andrés	E.T.S.I.C.C.P. (Madrid)
32.-	García Sardinero, Enrique	I.N.T.A.
33.-	Moya, José S.	Inst. de Cerámica y Vidrio
34.-	Belzunce, Francisco	E.T.S.I.I. (Gijón)

APLICACIONES DE LOS METODOS NUMERICOS A LA MECANICA DE LA FRACTURA.

M.A. Astiz

Departamento de Física de Materiales. E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Madrid.

Se describen someramente en esta presentación los distintos aspectos de la Mecánica de la Fractura que han sido analizados por métodos numéricos en el Departamento de Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos - de Madrid: Mecánica de Fractura elástica lineal y elasto-plástica y difusión de hidrógeno.

1.- INTRODUCCION

Como es bien sabido, la Mecánica de la Fractura plantea problemas de análisis de tensiones de muy difícil resolución. De hecho, son contados los casos de sólidos fisurados en régimen elástico lineal que han sido resueltos analíticamente. En cuanto al caso de sólidos fisurados en régimen elasto-plástico, sólo se conoce una solución asintótica /1-3/ cuya validez está limitada por el hecho de que en la zona que rodea el borde de una fisura, el material no se comporta como un medio continuo.

Estos hechos hacen que los métodos numéricos de análisis de tensiones hayan tenido una gran importancia en el desarrollo de la Mecánica de la Fractura. Nuestra experiencia se ciñe al uso del método de los elementos finitos por ser el más versátil, aunque no sea ésta, evidentemente, la única posibilidad existente.

Este método nos permite también analizar otros problemas de Mecánica de la Fractura distintos de los de análisis de tensiones como es el caso del estudio de la difusión de hidrógeno en materiales metálicos que veremos más adelante y que permite explicar algunos casos de corrosión bajo tensión.

2.- MECANICA DE LA FRACTURA LINEAL

El problema base a estudiar es el de los alambres de acero de pretensar con fisuras laterales y sometidos a un estado de tracción simple (Fig. 1). Por tratarse de un problema espacial es importante optimizar los métodos de cálculo utilizados en la determinación del factor de intensidad de tensiones a lo largo del borde de la fisura. Para conseguir esta optimización se ha usado el método de la rigidez diferencial /4,5/ combinado con el empleo de elementos finitos singulares alrededor del borde de la fisura llegándose de esta forma a re-

sultados satisfactorios con mallas de elementos relativamente poco densas. Nuestra contribución estriba por un lado en la definición de los límites de validez del método de la rigidez diferencial y por otro lado en proponer un nuevo elemento finito singular compatible con elementos lineales.

El método de la rigidez diferencial consiste en calcular la tasa de liberación de energía como:

$$G = - \frac{1}{2} \underline{u}^T \cdot \frac{\Delta K}{\Delta a} \cdot \underline{u} \quad (1)$$

siendo \underline{u} el vector de desplazamientos nodales, a la profundidad de la fisura, K la matriz de rigidez del modelo de elementos finitos y ΔK la variación de la matriz de rigidez correspondiente a una pequeña alteración Δa , en la profundidad de la fisura.

La elección adecuada de Δa en función de las dimensiones de los elementos, de la profundidad de la fisura y del número de dígitos con los que trabaje el ordenador es condición indispensable para la obtención de resultados precisos con este método /6/. Generalmente, valores de $\Delta a/a$ inferiores a 1/1000 suelen dar buenos resultados (Fig. 2).

En cuanto a los elementos finitos singulares existen varios elementos sencillos y eficientes para mallas de elementos cuadráticos /7,8/. Sin embargo, los elementos existentes para mallas de elementos lineales /9/ son singulares pero distorsionan de forma apreciable el campo de tensiones alrededor del borde de la fisura debido a su escaso número de grados de libertad.

El elemento propuesto consiste en añadir modos de deformación no compatibles al elemento de Tracey y combinar este nuevo elemento con elementos cuadrangulares o prismáticos (según que se trate de problemas planos o espaciales) que incorporen el mismo tipo de funciones de desplazamiento no compatibles de tal forma que el conjunto así obtenido pase la prueba de la parcela y dé lugar por lo tanto a modelos convergentes /11/.

Los resultados obtenidos combinando los dos métodos propuestos son excelentes como se puede observar en la Fig. 3 correspondiente al problema de la placa rectangular con una fisura lateral y sometido a tracción.

3.- MECANICA DE LA FRACTURA ELASTO-PLASTICA

Este campo es aún más extenso que el de la Mecánica de la Fractura elástica lineal. Nuestro tema de investigación inicial consistió en analizar la propagación de fisuras en régimen elastoplástico reproduciendo numéricamente el proceso de crecimiento lento de la fisura y analizando la evolución del campo de tensiones en este proceso (todo ello en el supuesto de que el material sigue comportándose como un medio continuo) /12/. Este tipo de análisis permite calcular la integral J no como tal integral sino directamente a través del balance energético establecido en el proceso de propagación de la fisura. Este tipo de cálculo tiene mayor sentido físico que el de la integral y se comprueba que los resultados experimentales se explican mejor que a través de la integral J. En la Fig. 4 se ha representado la zona de descarga elástica que se produce por detrás del borde de la fisura.

Simultáneamente nuestro departamento está participando en el "Elastic Plastic Fracture Mechanics Round Robin" organizado por la Comisión de las Comunida

des Europeas y el Grupo Europeo de Fractura /13,14/. Se trata de un cálculo por elementos finitos en régimen elasto-plástico realizado por más de veinte grupos de investigación europeos en el que se comparan los distintos resultados entre sí y con resultados experimentales. Este tipo de investigación permite determinar la influencia de la malla de elementos finitos, de las ecuaciones constitutivas, del tipo de iteración de equilibrio.

El objetivo que persigue es la uniformización de los resultados para conseguir que este tipo de cálculos sean más fiables de lo que son en la actualidad. Para comprobar la necesidad de este esfuerzo basta observar los resultados obtenidos en la primera fase (Fig. 5) en que la dispersión fué muy elevada. La primera fase consistió en el análisis de la probeta de flexión en tres puntos (1980); en la segunda fase (1983) se analizó la probeta CTS; la tercera fase (1985) supondrá la repetición de la segunda fase con una malla de elementos dada y está prevista una cuarta fase en la que se estudiará el crecimiento lento de la fisura.

4.- DIFUSION DE HIDROGENO

Es sabido que el fenómeno de la corrosión bajo tensión del acero viene producido por fragilización debida a la presencia de hidrógeno en el material. Por otro lado el transporte del hidrógeno a través del material obedece a las leyes de la difusión aunque bajo la influencia del campo tensional. Una de las ecuaciones propuestas para explicar este fenómeno es :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \nabla \cdot (\nabla c - \frac{V^*}{RT} c \nabla s) \quad (2)$$

donde c es la concentración de hidrógeno, D la difusividad, V* el volumen parcial molar de hidrógeno, R la constante de los gases, T la temperatura y s la tensión hidrostática. Como vemos, se trata de un problema acoplado difusión-tensión y esto hace que el método de los elementos finitos esté especialmente indicado. El método propuesto permite analizar la evolución de la concentración de hidrógeno en cualquier punto del material incluso en el caso de un estado de tensiones variable /15/. El objetivo último de esta investigación consiste en determinar las condiciones de tensión y concentración que producen la rotura.

REFERENCIAS

- /1/ Hutchinson J.W., J. Mech. Phys. Solids, 16, pp. 13-31 (1968)
- /2/ Rice J.R. & Rosengren G.F., J. Mech. Phys. Solids, pp. 1-12 (1968)
- /3/ Astiz, M.A., Elices, M. y Sánchez Gálvez V., Int. J. Fracture, pp.191-193 (1980)
- /4/ Parks D.M, Int. J. Fracture, 10,pp. 487-502 (1974)
- /5/ Hellen T.K., Int. J. Num. Meth. Eng., 9,pp.187-207 (1975)
- /6/ Astiz M.A. y Elices M., 2nd.Int.Conf. Numerical Meth. in Fracture Mechanics (1980)
- /7/ Henshell R.D. y Shaw K.G. Int. J. Num. Meth.Eng., 9,pp.495-507 (1975)
- /8/ Blackburn W.S. y Hellen T.K., Int.J. Num. Meth. Eng., 11,pp.211-229 (1977)
- /9/ Tracey D.M., J. Nuc.Eng. Des., 3, pp.282-290 (1974)
- /10/ Astiz, M.A. en vías de publicación
- /11/ Zienkiewicz, O.C. The Finite Element Method, Mc.Graw-Hill (1977)
- /12/ Astiz M.A. Tesis Doctoral (1976)

- /13/ Astiz, M.A. y Elices M. An. Ing. Mecánica, 1, pp.35-42 (1982)
- /14/ Larsson L.H. 3rd. Int. Conf. Numerical Meth. in Fracture Mechanics (1984)
- /15/ Astiz, M.A. 2nd. Int. Conf. Numerical Meth. Non Linear Problems (1984).



Fig. 1.- Alambre con una fisura superficial

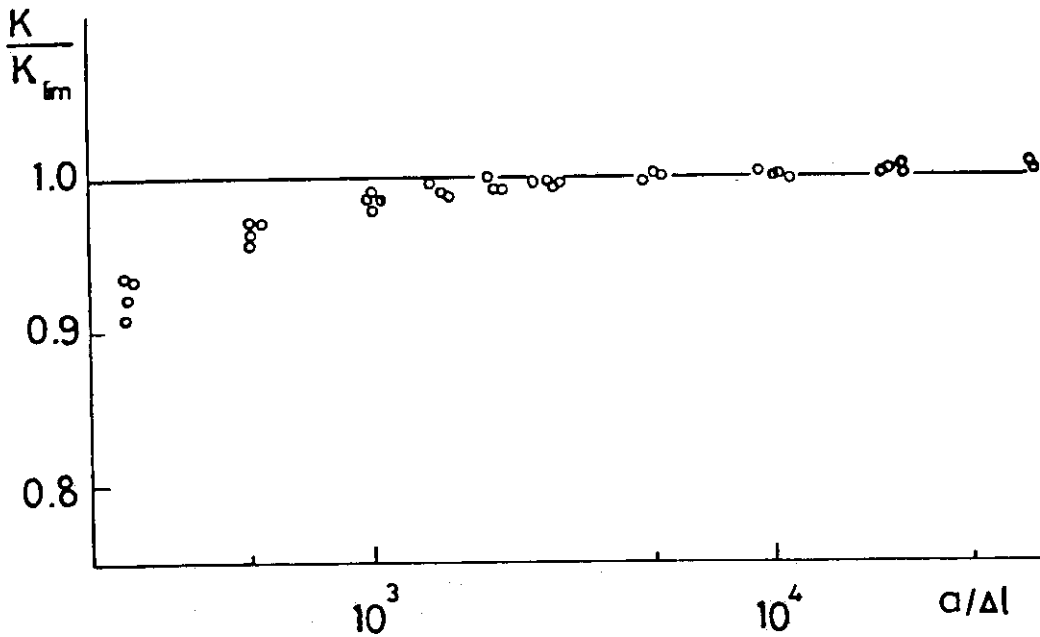


Fig. 2.- Influencia del incremento del tamaño de la fisura

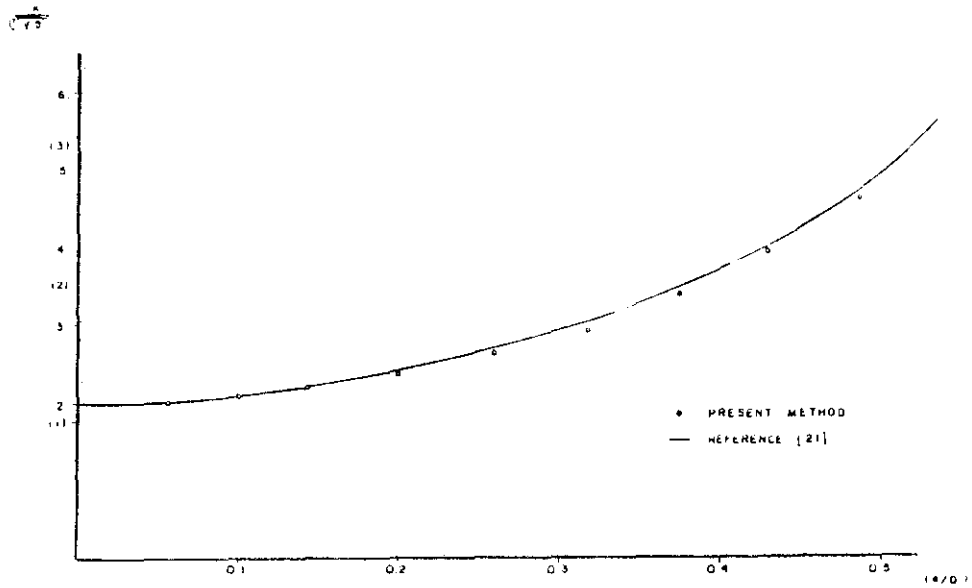


Fig. 3.- Factor de intensidad de tensiones para la probeta rectangular con una fisura lateral.

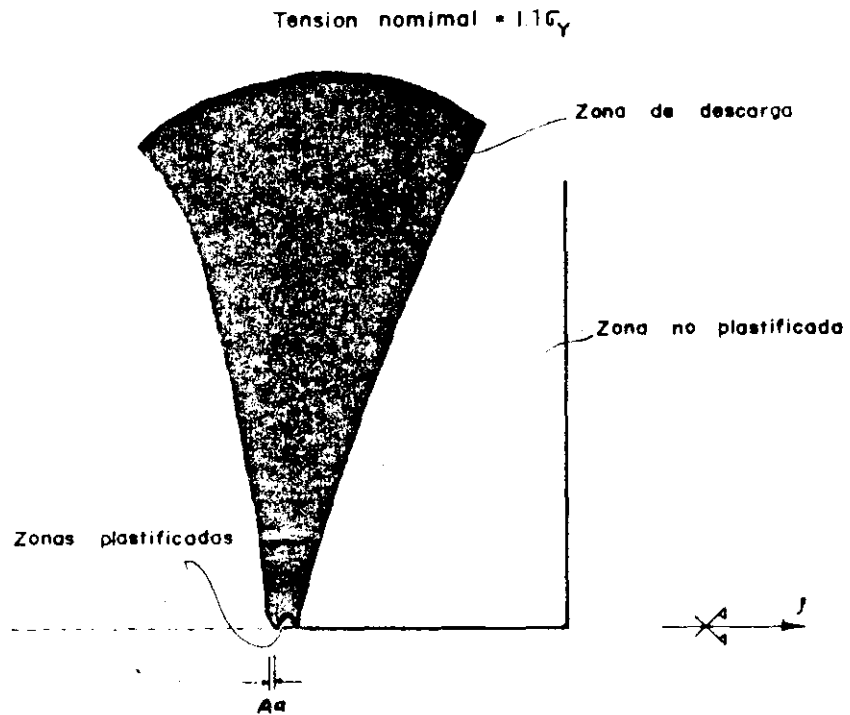


Fig. 4.- Zona de descarga elástica en la propagación de la fisura

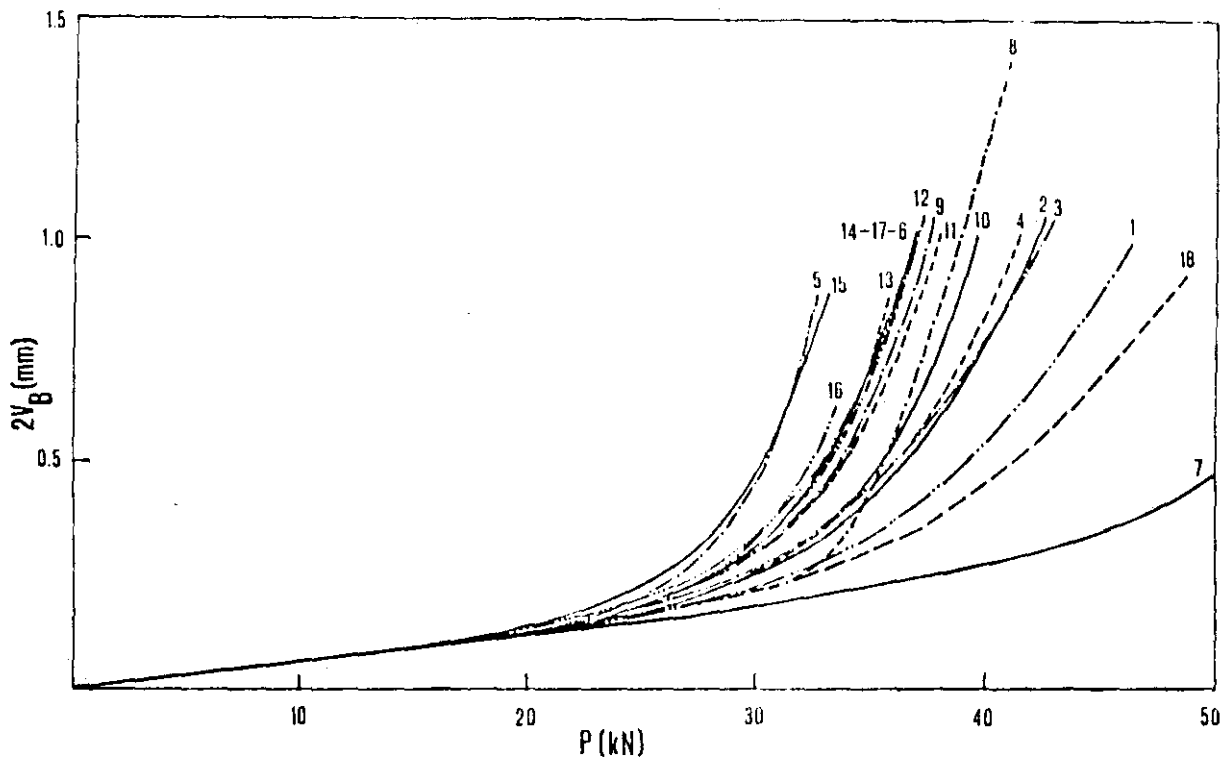


Fig. 5.- Curvas carga-desplazamiento para la probeta de flexión (EPFM Round Robin)

SOME APPLICATION OF NUMERICAL METHODS TO FRACTURE MECHANICS

M.A.Astiz

Departamento de Fisica de Materiales - E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Madrid.

The activities of the Physics of Materials Department of E.T.S.I. Caminos (Madrid) in the field of numerical methods applied to Fracture Mechanics are presently aimed at the development of the following areas.

In LEFM a new singular finite element has been presented. This element is a three node triangle in its planar version or a six node prismatic element in its three dimensional version and is to be used in conjunction with linear quadrilateral or hexahedral elements.

In EPFM there have been some developments in the modelling of slow crack growth processes. This department is also participating in the EPFM European Round Robin since the beginning.

In the stress-corrosion field, hydrogen diffusion has been studied by means of a finite element model which deals with the coupled problem (diffusion and solid mechanics) by applying the weighted residual method.

FATIGA EN ALAMBRES DE PRETENSADO

E. Fernández Rico, F.J. Belzunce y A. Fernández Canteli

E.T.S. Ingenieros Industriales de Gijón. Ctra. de Castiello

En estudios recientes ha comenzado a utilizarse la Mecánica de la Rotura como herramienta en el análisis del comportamiento a fatiga de alambres de pretensado. Sin embargo, su aplicación al diseño de estos componentes, exige resolver dos importantes limitaciones: la distribución estadística del fallo por fatiga y la influencia de la longitud de la probeta.

1.- MODELO ESTADISTICO DE ANALISIS DE LOS DATOS DE FATIGA

Los modelos utilizados hasta la fecha para evaluar los datos de ensayos de fatiga fallan en la reproducción de evidencias físicas o bien muestran inconsistencias internas. Se acaba de proponer un nuevo modelo/1/, que es el primero que satisface todos los requisitos siguientes:

1) Evidencias físicas. (véase figura 1)

- Las curvas de Wöhler no son rectas.
- La dispersión de los resultados aumenta al disminuir la amplitud de la tensión.
- Existe un límite de endurancia, por debajo del cual la probabilidad de fallo es nula.
- La dispersión de los resultados disminuye al aumentar la longitud de la probeta ensayada. (véase figura 2).

2) Condiciones de compatibilidad y de estabilidad.

- Las distribuciones del número de ciclos N para una amplitud de tensión ($\Delta\sigma$) dada y de la amplitud de la tensión para un número de ciclos dado deben ser compatibles.
- Como el modelo debe de ser válido para cualquier longitud de probeta, las distribuciones estadísticas de los resultados obtenidos con probetas de diferente longitud deben pertenecer necesariamente a una misma familia.

3) Condiciones límites.

- El modelo debe ser capaz de predecir el comportamiento a fatiga en casos límites: probetas de longitud nula e infinita.

La distribución de Weibull es la única que cumple todos estos requisitos. Este nuevo modelo define además el campo completo de Wöhler y trata los datos

en la zona de endurecimiento de manera más eficiente, al usar toda la información que de ellos se deriva. Comparado con el modelo tradicional "up and down", realiza un tratamiento específico de las probetas no rotas y tiene en cuenta el número de ciclos de vida de todos los fallos.

Otra importante característica del modelo es que, al cumplir la condición de estabilidad, permite el tratamiento conjunto de los resultados obtenidos a partir de probetas de diferente longitud.

2.- APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA A ESTA PROBLEMÁTICA

Aunque la Mecánica de la Fractura aporta datos fundamentales para la comprensión y el análisis del proceso completo del fallo por fatiga de un alambre, la utilización de estos datos por el diseñador no será posible mientras no se tenga en cuenta la componente probabilística inherente a todo este proceso.

Otro problema, aún hoy sin resolver dentro de la Mecánica de la Fractura, es la extrapolación de los resultados de los ensayos a probetas de cualquier longitud. Sin embargo, el ingeniero, al construir grandes puentes por ejemplo, con tendones que pueden sobrepasar los 800m., necesita datos fiables para calcular estos componentes.

3.- PROPAGACION DE LAS FISURAS EN ALAMBRES

Es bien conocido que la vida a fatiga de un alambre consta de dos periodos diferenciados, el de nucleación de una fisura superficial, y el correspondiente a la propagación de la misma hasta la rotura total del componente.

La fase de propagación de las fisuras ha sido estudiada por el Profesor Elices y los resultados obtenidos muestran una mínima dispersión. Parece entonces lógico suponer que, como la vida a propagación de las fisuras está determinada con suficiente exactitud, la dispersión de los resultados experimentales de fatiga se debe casi exclusivamente al periodo de nucleación de las fisuras. Es lógico que así sea, dado que la nucleación de las fisuras está influenciada por multitud de variables muy difíciles de controlar en la elaboración del alambre, como los defectos superficiales producidos durante el proceso de elaboración y manipulación posterior, las tensiones residuales, el tipo y tamaño de las inclusiones presentes, etc.

Seguidamente compararemos las curvas de Wöhler obtenidas en el tratamiento estadístico de los resultados de fatiga sobre probetas de alambre de gran longitud (8540 mm.) según el modelo expuesto al principio, con la vida a propagación calculada a partir de expresiones derivadas de la Mecánica de la Fractura. Como se trata de probetas de gran longitud, despreciamos el periodo de nucleación de las fisuras, por estimar una alta probabilidad de existencia de una sección muy dañada desde el momento inicial.

La vida a propagación esperada se calcula como el número de ciclos necesarios para propagar una fisura de tamaño inicial a_0 hasta su tamaño crítico a_c , deducido a partir de la tenacidad a fractura del material K_{IC} . Hemos utilizado las expresiones valoradas y determinadas experimentalmente por el grupo del Profesor Elices /2,3/:

$$\Delta K = 0,94 \cdot \Delta \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{\frac{1}{2}} \quad \text{para } a/D < 0,15 \quad (1)$$

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{\frac{1}{2}} \cdot \left| 0,473 - 3,286 (a/D) + 14,797 (a/D)^2 \right| \cdot \left| (a/D) - (a/D)^2 \right|^{-1/4}$$

para $a/D > 0,15$

$$da / dN = 11,08 \cdot 10^{-12} \cdot (\Delta K)^{2,3} \quad (2)$$

$$K_c = 90 \text{ MN m}^{-3/2}; \text{ de donde se deduce } a_c = 1,57 \text{ mm. } (\sigma_{\max} = 1190 \text{ MPa})$$

Los alambres eran de 7 mm. de diámetro y como tamaño inicial del defecto a_0 hemos tomado, como otros autores /4,5/, la profundidad de la región sometida a tensiones residuales: $a_0 = 0,25$ mm. Coincide aproximadamente con la extensión de la zona deformada plásticamente desde el primer ciclo.

4.- RESULTADOS

Las curvas obtenidas (figura 3) muestran una buena correspondencia en los niveles de amplitud de tensión altos ($\Delta\sigma > 400$ MPa). Por debajo de este valor las curvas se distancian progresivamente y los resultados derivados de la Mecánica de la Fractura son excesivamente conservadores.

Hemos notado que a este nivel de la amplitud de la tensión (400 MPa) le corresponde inicialmente una amplitud del factor intensidad de tensión (ΔK) igual a $10,5 \text{ MN m}^{-3/2}$ (fórmula 1), cuando los datos para la evaluación de la ecuación de Paris (fórmula 2, figura 4) se han obtenido para $\Delta K > 15 \text{ MN m}^{-3/2}$. Pensamos entonces que, como ocurre con otros materiales, esta expresión no es válida cuando actúan valores de ΔK inferiores al límite indicado y al utilizar la estamos empleando en el cálculo velocidades de avance de las fisuras muy superiores a las reales (curva a trazos posiblemente). Nótese que este error se introduce casi con seguridad cuando en la primera fase de propagación de las fisuras actúa un factor $\Delta K < 10,5 \text{ MN m}^{-3/2}$, es decir, con el defecto inicial de partida, cuando la amplitud de la tensión es inferior a 400 MPa, nivel por debajo del cual los resultados teóricos dejaban de ser válidos.

5.- CONCLUSIONES

Hemos querido reflejar la necesidad de un mayor esfuerzo investigador dirigido al proceso de nucleación de las fisuras por fatiga y a la propagación lenta de las mismas (bajo amplitudes del factor intensidad de tensión pequeñas), para que la Mecánica de la Fractura pueda suministrar resultados directamente aplicables en el diseño de estos materiales.

REFERENCIAS

- /1/ Castilo E., Fdez Canteli A., Esslinger V. y Thürliman B. Statistical model for fatigue analysis of wires, strands and cables. Technical Report nº 8002-2. Diciembre 1983
- /2/ Valiente A. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid. 1980
- /3/ Valiente A., Sanchez Galvaez V. y Elices M. Fatigue crack propagation in steel prestressing wires. Coloquio I.A.B.S.E. Lausana. 1982
- /4/ Salah el Din A.S. y Lovengrove J.M. Fatigue of cold worked ribbed reinforcing bar-A fracture mechanics approach. Int. J. FATigue. Enero 1982
- /5/ Valiente A., Sanchez Galvez V. y Elices M. On cracking fatigue in prestressing wires. Sin publicar. 1983

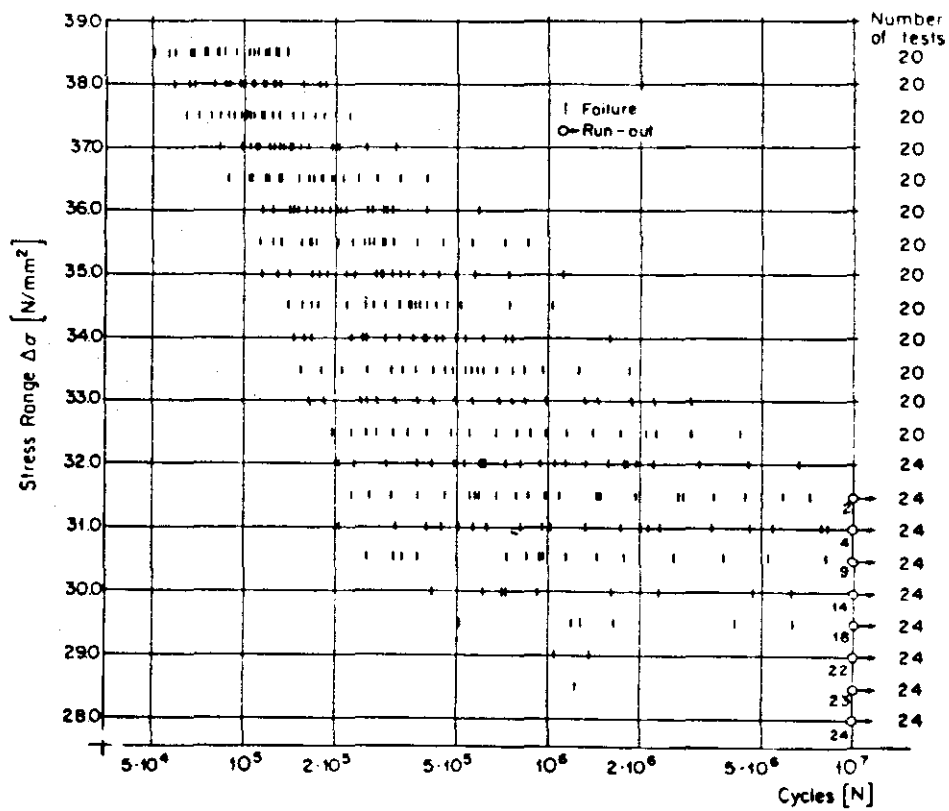


Fig.1.-Datos de ensayos de fatiga en alambres de pretensado /1/

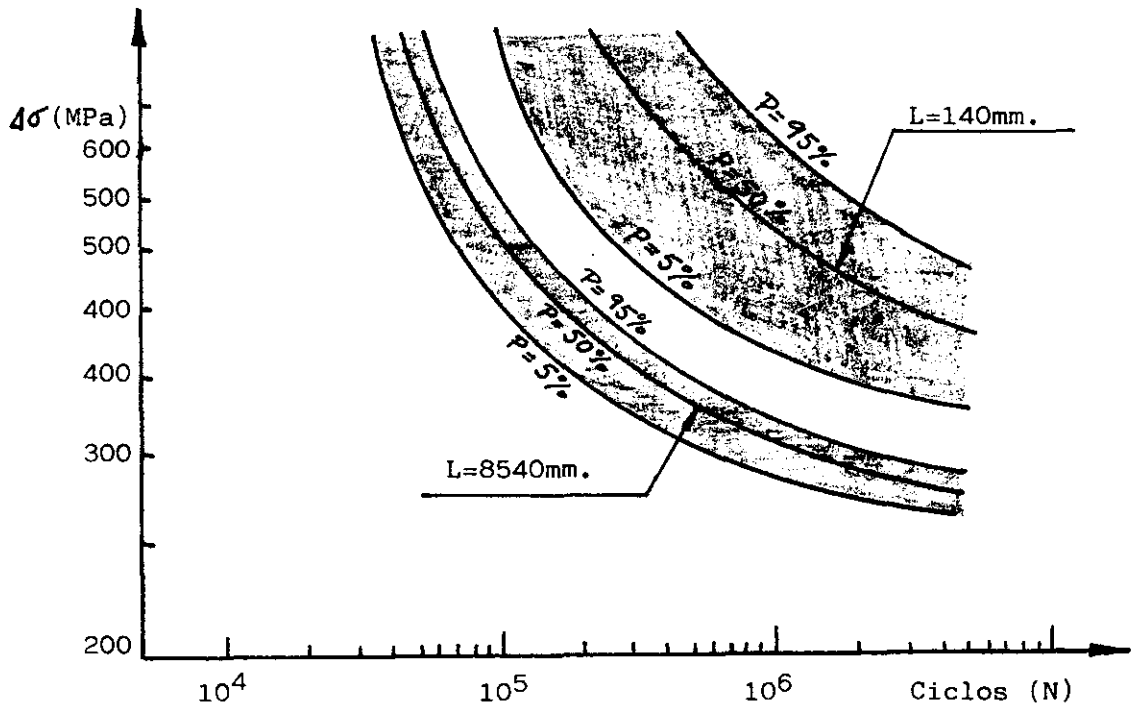


Fig.2.-Dispersión de los resultados de fatiga en probetas de diferente longitud

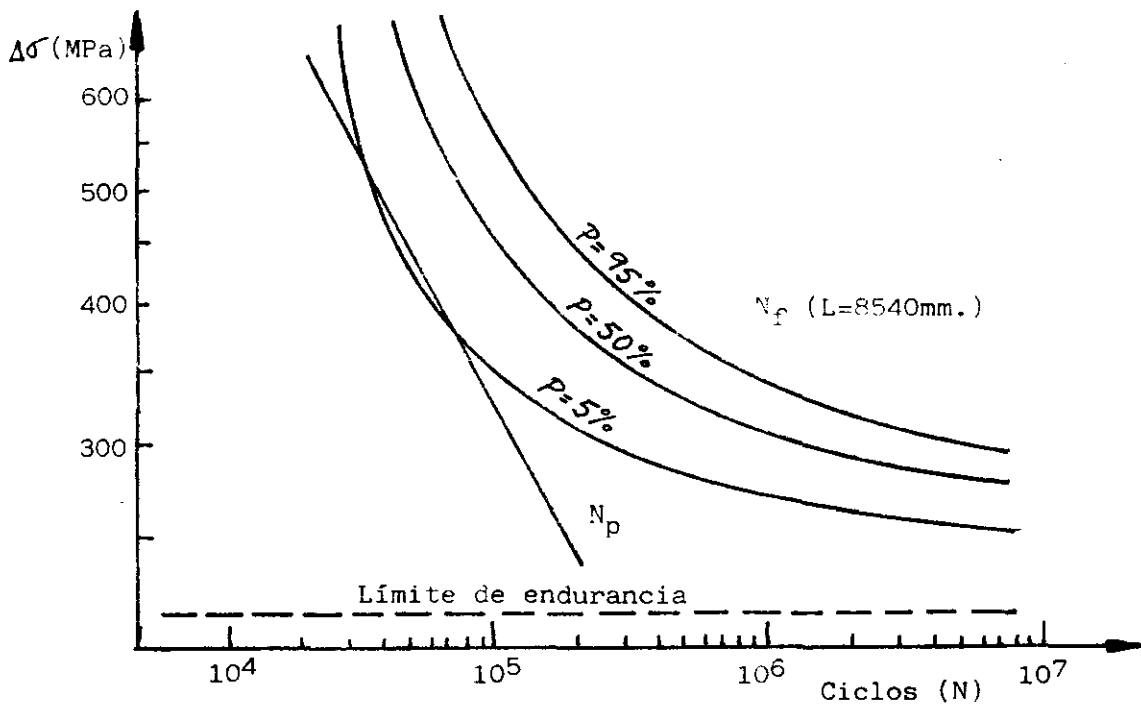


Fig.3.-Curvas de Wöhler teóricas (N_p) y experimentales (N_f)

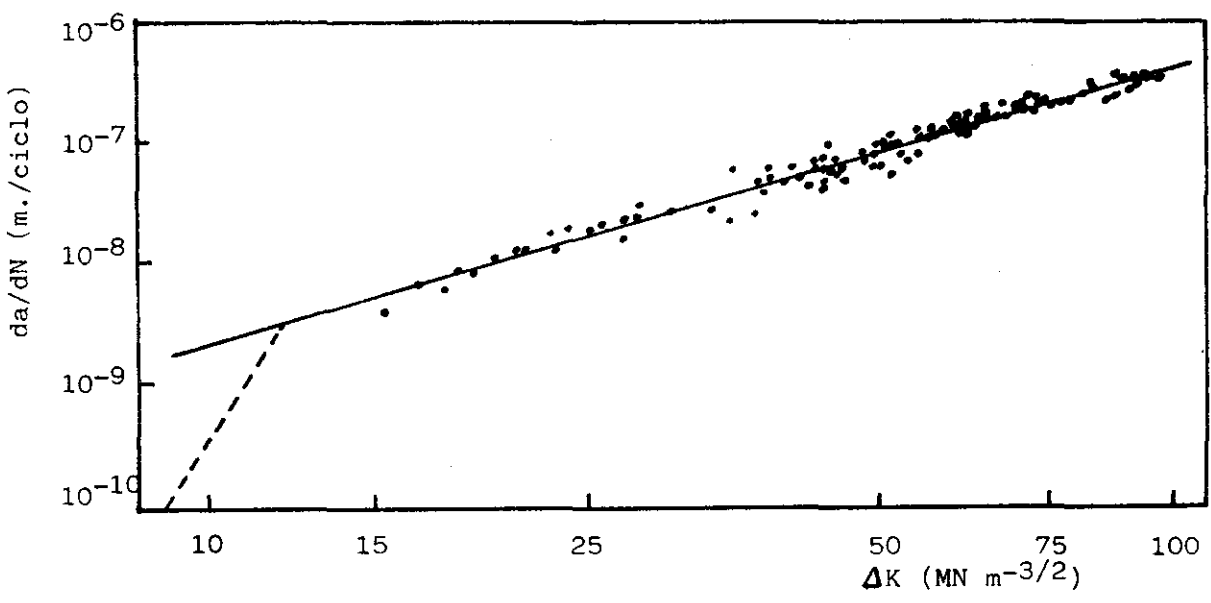


Fig.4.-Recta de ajuste de los datos experimentales(ecuación de Paris)/3/

LA MECANICA DE FRACTURA EN PROBLEMAS DE FRAGILIZACION POR HIDROGENO Y CORROSION BAJO TENSION

F. Gutiérrez-Solana Salcedo

E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad de Santander.

Se contempla en dos ejemplos las dos aplicaciones típicas de la Mecánica de Fractura en la Ingeniería: el diseño estructural y el diseño del material.

En el primero se hace un análisis sobre las pérdidas de seguridad originadas en unas tuberías al transportar hidrógeno como combustible a altas presiones, debido a la fragilización.

El segundo analiza la influencia de la microestructura sobre la resistencia a la corrosión bajo tensión de aceros de alta resistencia como base para una optimización de su diseño.

1.- INTRODUCCION

La aplicación de la Mecánica de Fractura en la Ingeniería se puede hacer en dos campos fundamentales, por un lado el diseño estructural y por otro lado, el diseño del material.

En el primero de los casos la caracterización mecánica del material en el campo de la Mecánica de Fractura sirve de base para el diseño de la estructura correspondiente.

En el segundo se busca el entendimiento de ese comportamiento mecánico del material en base a la realidad microestructural del mismo, de modo que ese entendimiento sirva como soporte a un proceso de optimización en su selección o diseño ante aplicaciones relacionadas con la Mecánica de Fractura.

Ambos enfoques plantean pues un tema común de gran importancia, como es la caracterización del comportamiento mecánico de los materiales ante fenómenos relacionados con la Mecánica de Fractura.

En este artículo se presentan dos ejemplos de trabajos realizados en esta línea correspondientes a cada uno de los enfoques descritos. Los fenómenos que en ellos se abordan, fragilización por hidrógeno y corrosión bajo tensión en aceros, encuentran en la Mecánica de Fractura el marco ideal para la caracterización del comportamiento mecánico del material.

2.- APLICACION AL DISEÑO ESTRUCTURAL: FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN TUBERIAS DE ACERO

En este trabajo de investigación se realizó un estudio del comportamiento en fractura de unas tuberías de acero ferrítico-perlítico x-42, en presencia de hidrógeno a altas presiones /1/.

El objeto del estudio era analizar la viabilidad del uso de las mismas como medio de transporte de hidrógeno gaseoso a utilizar como combustible, lo que requiere altas presiones (14 MPa).

Ello puede originar problemas de fractura por la fragilización por hidrógeno del acero de la tubería, que es creciente con la presión de hidrógeno.

El método de investigación llevado, consistió en el análisis de la susceptibilidad del acero a la fragilización mediante la variación de su tenacidad a fractura con la presión de hidrógeno y en la determinación del comportamiento estructural de las tuberías por la aplicación de la teoría de Mecánica de Fractura basándose en la caracterización del material realizada.

El material mostró ser muy sensible a la fragilización /2/, medida por sus pérdidas de ductilidad (Figura 1), así como tener un comportamiento elasto-plástico que determinó la realización de ensayos para la obtención del valor crítico de la integral J , J_{IC} /3,4/.

Los ensayos se realizaron sobre probetas de flexión en tres puntos al aire y en presencia de hidrógeno, en el interior de una cámara ambiental diseñada especialmente para este trabajo de forma que se pudiesen garantizar las condiciones de presión y alta pureza de hidrógeno. (Figura 2).

La tabla 1, resume los resultados obtenidos habiéndose calculado el valor de la tenacidad a fractura del material, K_{IC} en base al valor J_{IC} obtenido en los ensayos.

Dado que la cámara ambiental admite una presión máxima de trabajo de 7MPa, la caracterización del material en presencia de hidrógeno por encima de esta presión se realizó en base a ensayos de rotura sobre muestras previamente entalladas de tubería real (Figura 3) y con una metodología puesta a punto especialmente para estos ensayos /1/ (Figura 4).

Como muestra la tabla 2, la tenacidad a fractura K_{IC} del material se obtuvo para cada presión de trabajo, P , de hidrógeno en base K_{IC} a la presión de rotura P_r y a la geometría de la entalla de la tubería ensayada, haciéndose las oportunas correcciones debidas a la plastificación localizada en el borde de aquellas.

Los resultados obtenidos mostraron la buena correlación de los mismos por ambos métodos de ensayo, J y tubería real, (Figura 5) y permitieron la obtención de un modelo de comportamiento del material, definido por la relación exponencial:

$$K_{IC}(P) = 152.6 P^{-0.428}$$

que da un coeficiente de correlación de valor 0.96, (Figura 6).

Este modelo de comportamiento del material en presencia de hidrógeno permitió el análisis de la seguridad de estas tuberías en su utilización para transportar hidrógeno en condiciones adecuadas para ser usado como combustible, obteniéndose unas condiciones seguras al aplicar el criterio de diseño de "fugas antes de rotura" /5/, si bien, se observaron unas pérdidas en el coeficiente de seguridad de $\bar{\sigma}$ a 1.7 respecto al uso de las tuberías a idénticas presiones con gases combustibles no agresivos, y de 5.5 a 1.7 con respecto al uso de gas natural con idéntica eficacia calorífica que se alcanza con una presión inferior (5MPa frente a 14MPa para el hidrógeno) /6/.

3.- APLICACION AL DISEÑO DEL MATERIAL: CORROSION BAJO TENSION EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA

Este trabajo de investigación estudia la influencia de la microestructura de diferentes aceros de alta resistencia en su comportamiento mecánico en procesos de

corrosión bajo tensión /7/.

El objetivo fundamental es analizar dicha influencia de forma que sea punto de partida para el diseño o selección de aceros para submarinos y para otras aplicaciones en las que los fenómenos de corrosión bajo tensión estén presentes.

El método seguido es el de la realización de ensayos mecánicos de caracterización y su correlación con los análisis microestructural y fractográfico y ensayos de permeabilidad del hidrógeno en los aceros estudiados (HY 130; 300 M; H13).

Los ensayos de caracterización del comportamiento de los distintos aceros, sometidos previamente a tratamientos térmicos variables, en procesos de corrosión bajo tensión se realizaron sobre probetas DCB (Figura 7), determinándose la velocidad de crecimiento de las fisuras (da/dt) estando las probetas sometidas a un desplazamiento constante e inmersas en una solución de NaCl al 3,5% simulando agua de mar.

El comportamiento de las distintas probetas ensayadas se pone de manifiesto por la relación K_I - da/dt en la que se observaron los dos primeros estados, el estado I correspondiente al factor de intensidad de tensiones umbral, $K_{I,SCC}$, para el que no hay crecimiento de fisuras y el estado II que marca una zona de crecimiento con velocidad prácticamente independiente de los valores de K_I .

El comportamiento observado para los tres aceros (Figura 8) pone de manifiesto una creciente influencia de la microestructura a medida que decrecen los niveles de resistencia de los aceros. Así la relación de valores $K_{I,SCC}-\sigma_y$ obtenidos muestra la gran variación en la resistencia frente a la corrosión bajo tensión del acero HY 130 al variar su microestructura sin alterar sus niveles de resistencia (Figura 9).

La observación de las superficies de rotura obtenidas en los ensayos (fractografía) con ayuda de un microscopio electrónico de barrido pone de manifiesto la importancia de la relación tamaño de zona plástica-tamaño de grano en la existencia de influencia microestructural y en el tipo de la rotura (transgranular o intergranular) (Figura 10). Así, un orden de magnitud igual para los tamaños de zona plástica y grano determinan roturas intergranulares y poca efectividad del cambio microestructural en la mejora de propiedades frente a la corrosión (H13). En cambio, zonas plásticas de mayor orden de magnitud en tamaño que los granos se asocian a roturas intergranulares donde hay gran influencia microestructural en el comportamiento (HY 130).

La determinación de las correspondientes microestructuras por microscopía electrónica de barrido y transmisión pone de manifiesto la mejor resistencia frente a corrosión de las estructuras bainíticas sobre las martensíticas y el enorme incremento de la resistencia asociado a estructuras ferrítico-martensíticas con presencia de austenita retenida, cuyo efecto beneficioso se asocia fundamentalmente a su falta de estabilidad ante la deformación, lo que se ha contrastado por aplicación de técnicas de difracción por rayos x.

Finalmente, se ha puesto de manifiesto la correlación entre los procesos de difusión de hidrógeno y su solubilidad en estos aceros con comportamiento frente a procesos de corrosión bajo tensión por medio de ensayos de permeabilidad.

REFERENCIAS

- /1/ Gutiérrez-Solana, F., "Fragilización por hidrógeno en tuberías de acero". Tesis Doctoral. E.T.S. Ing. de Caminos. Univ. Politécnica de Madrid. (1981).
- /2/ Chirstenson, D.J.; Bernstein, I.M.; Thompson, A.W.; Danielson, E.; Elices, M. y Gutiérrez-Solana, F., in Hydrogen Effects in Metals, pp. 997-1004, TMS-AIME (1981).

- /3/ Rice, J.R.; J. of App Mech. 35 pp. 379-386, (1968).
- /4/ Clarke, G.A.; Andrews, W.R.; Begley, J.A.; Donald, J.K.; Embley, G.T.; Landes, J.D.; McCabe, D.E. y Underwood, J.H.; J. of Test. and Eval. 8, n°5; pp. 221-232. (1980).
- /5/ Rolfe, S.T. y Barsom, J.M. "Fracture and Fatigue control in structures". Prentice-Hall, New Jersey, (1977).
- /6/ Gutiérrez-Solana, F. y Elices, M.; in Fracture Prevention in Energy and Transport Systems, pp. 91-100, EMAS, (1983).
- /7/ Gutiérrez-Solana, F. "Influencia de la microestructura en la fragilización por hidrógeno y la corrosión bajo tensión en aceros de alta resistencia". Informe al M.º de Educación y Ciencia. Madrid, (1983).

2.2.- Tablas

TABLA 1 - Resultados de ensayos sobre el material

Presión de hidrógeno (MPa)	J_{IC} (kJ/m ²)	dJ/da*** (MPa)	K_{JC} (mm)
0	99,8 ± 3,8**	111	147
2,0*	76 / 48		126/101
4,0	33,3 ± 2,1	36	85
6,5	22,3 ± 2,1	31	69

* Datos de cada ensayo.

** Probetas sin espesor suficiente: J_{IC} no válido.

*** Valores en probetas con igual longitud inicial de fisurá: a/w=0,45.

TABLA 2 - Determinación de K_{IC} en ensayos de tuberías

Radio externo R_E (mm).....	80	80	80	80	80
Espesor t (mm).....	5,65	5,6	5,5	5,55	5,65
Defecto a/t.....	0,64	0,64	0,65	0,72	0,69
a/c.....	0,212	0,095	0,059	0,039	0,027
factor M.....	1,55	1,90	2,50	3,50	3,60
Presión de hidrógeno P (MPa).	16,0	12,2	10,0	8,0	7,0
Presión de rotura P_r (MPa)...	16,8	15,8	11,1	8,4	9,4
Tensión de rotura σ_{θ} (MPa)...	238	226	162	121	133
Corrección plástica M_p	1,19	1,28	1,24	1,27	1,40
K_{IC} (MPa.m ^{1/2}).....	46	57	53	59	73

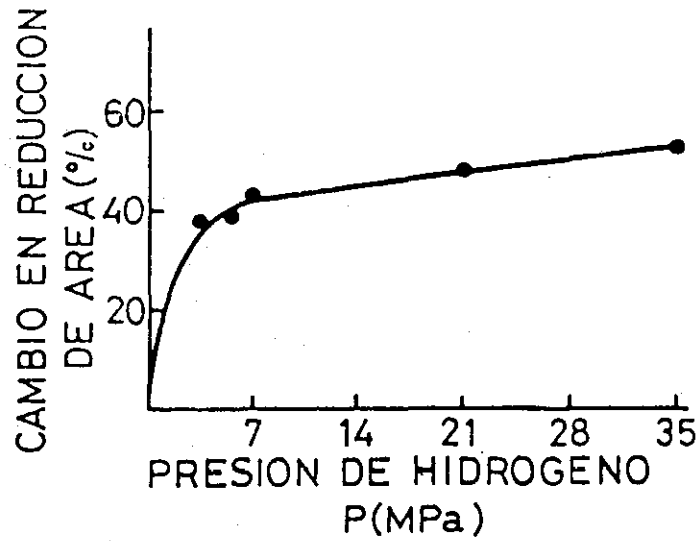


Fig. 1 - Fragilización observada en probetas de tracción en presencia de hidrógeno gaseoso.

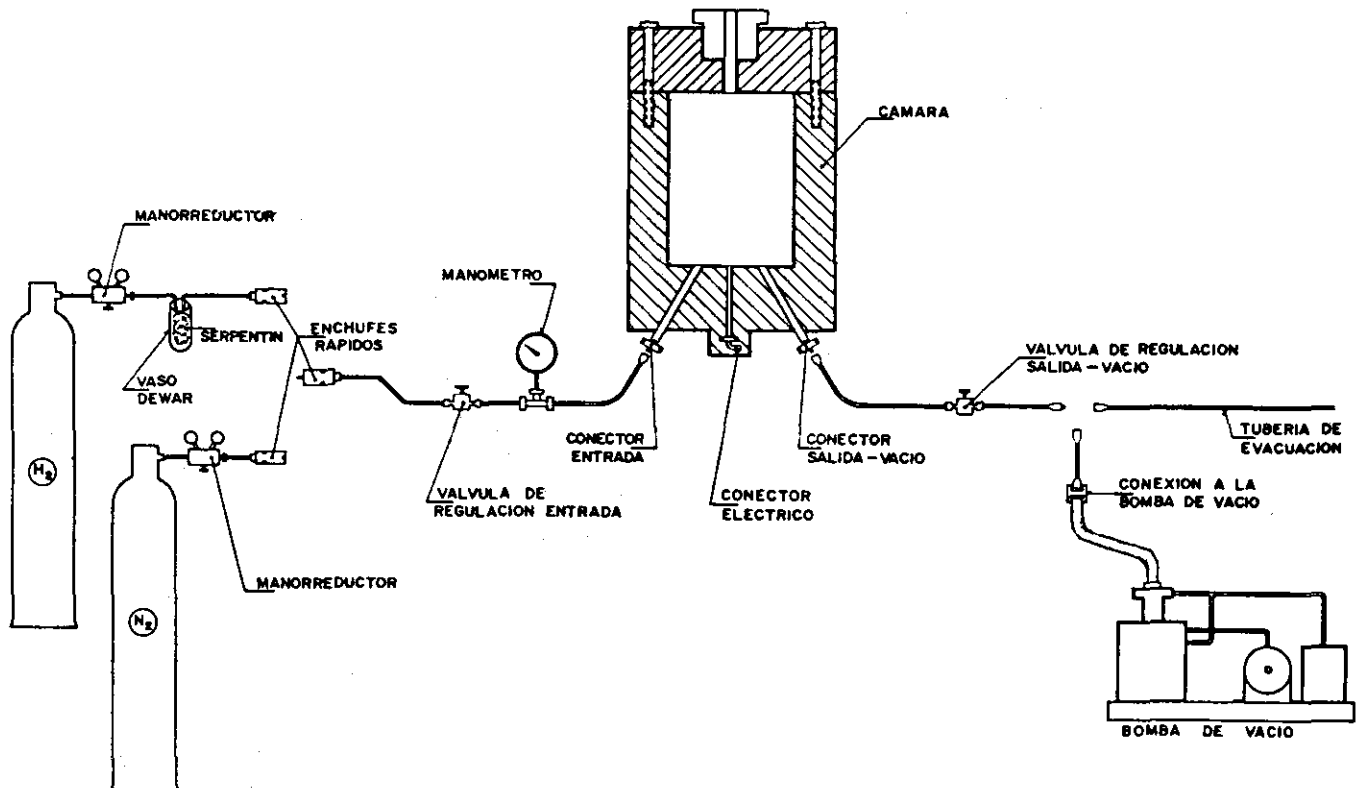


Fig. 2 - Esquema de instalación para ensayos en cámara ambiental conteniendo hidrógeno de alta pureza.

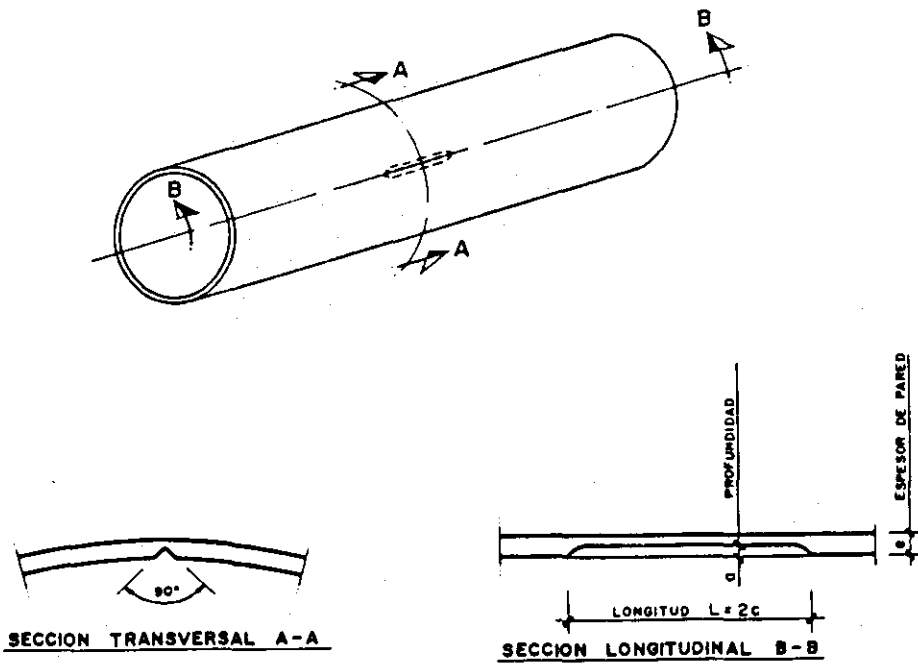


Fig. 3 - Esquema de las entallas mecanizadas en las tuberías ensayadas.

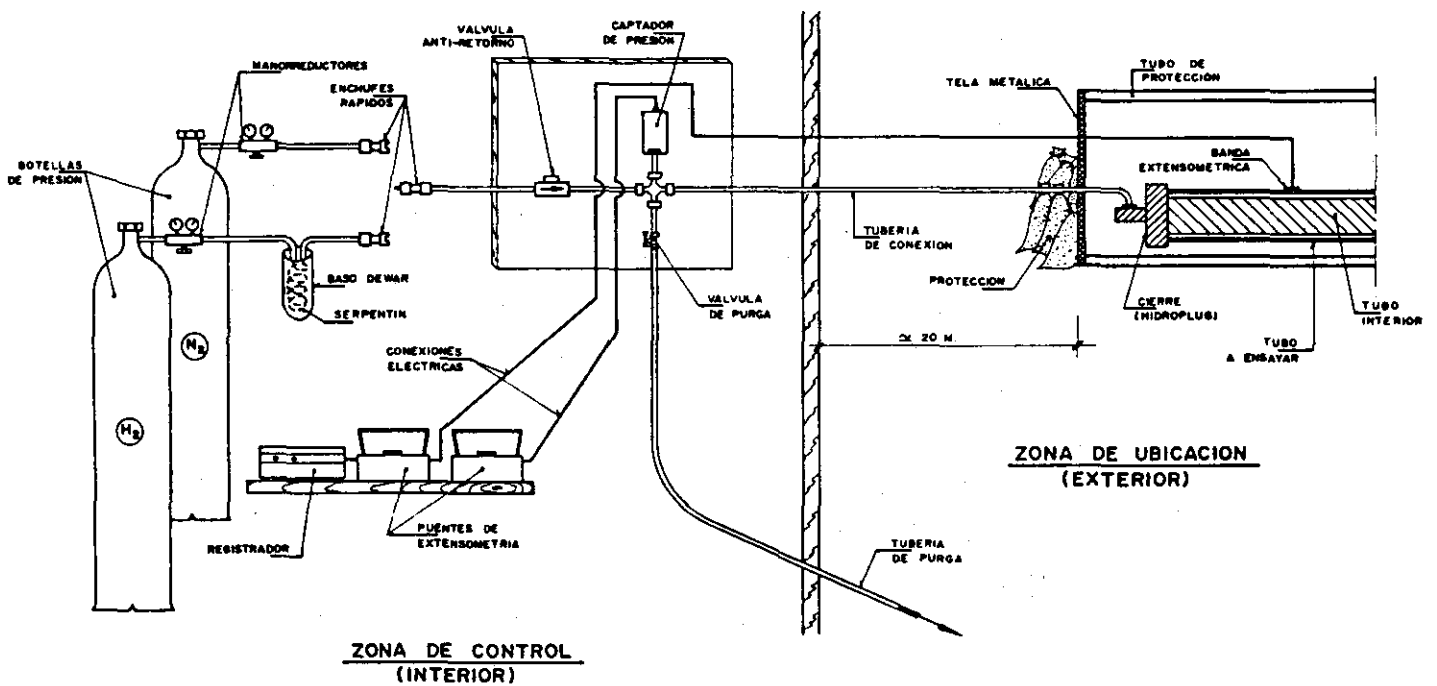


Fig. 4 - Esquema de la instalación para los ensayos de muestras de tuberías con hidrógeno a presión.

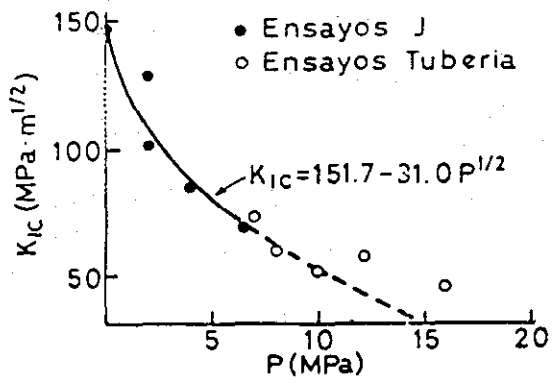


Fig. 5 - Relación K_{IC} -P obtenida en base a los ensayos J. Correlación con los ensayos sobre tubería.

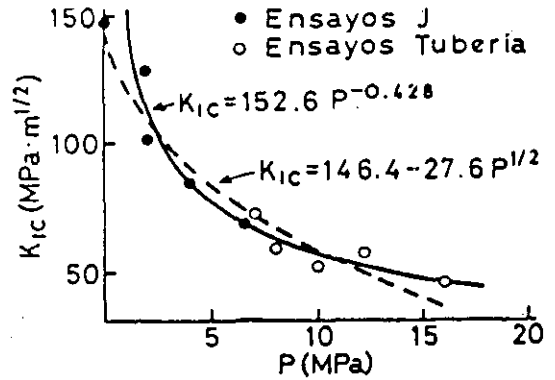


Fig. 6 - Relación K_{IC} -P obtenida en base a los ensayos J y a los ensayos sobre tuberías conjuntamente.

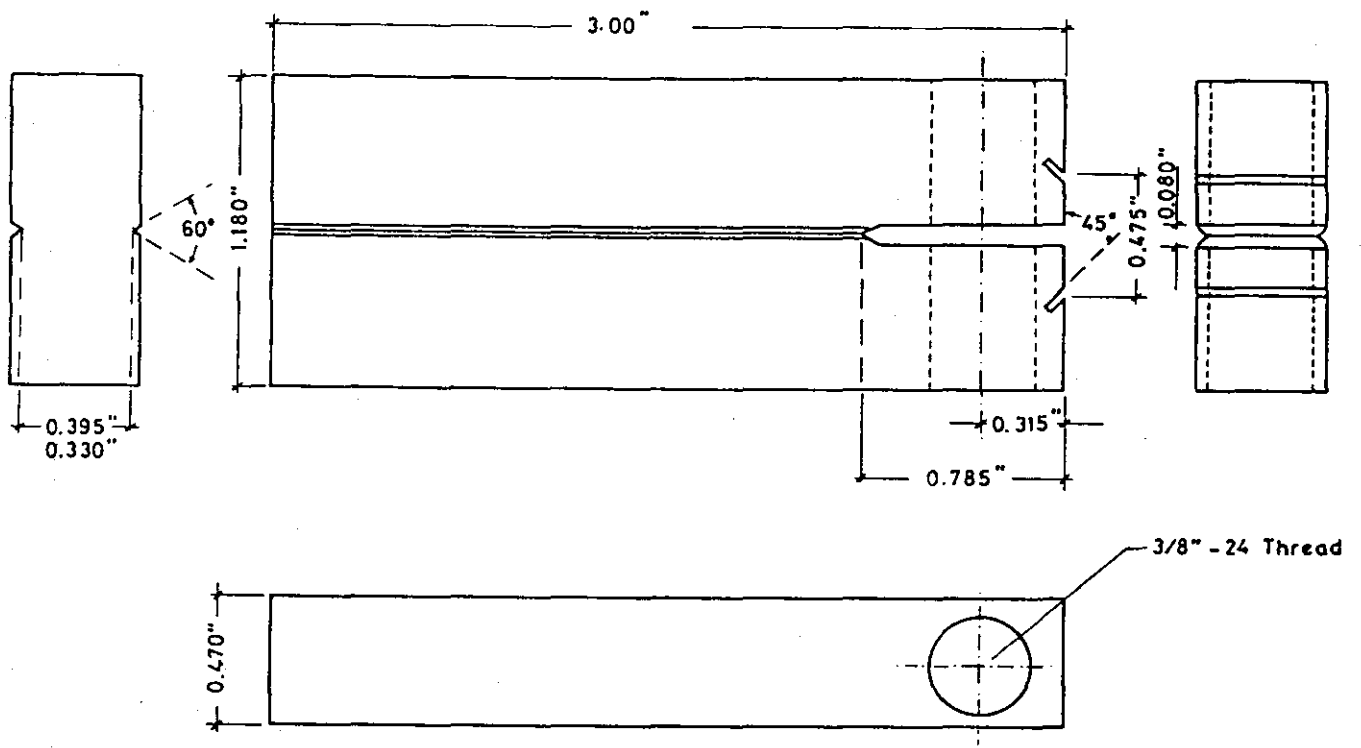


Fig. 7 - Probetas DCB ensayadas.

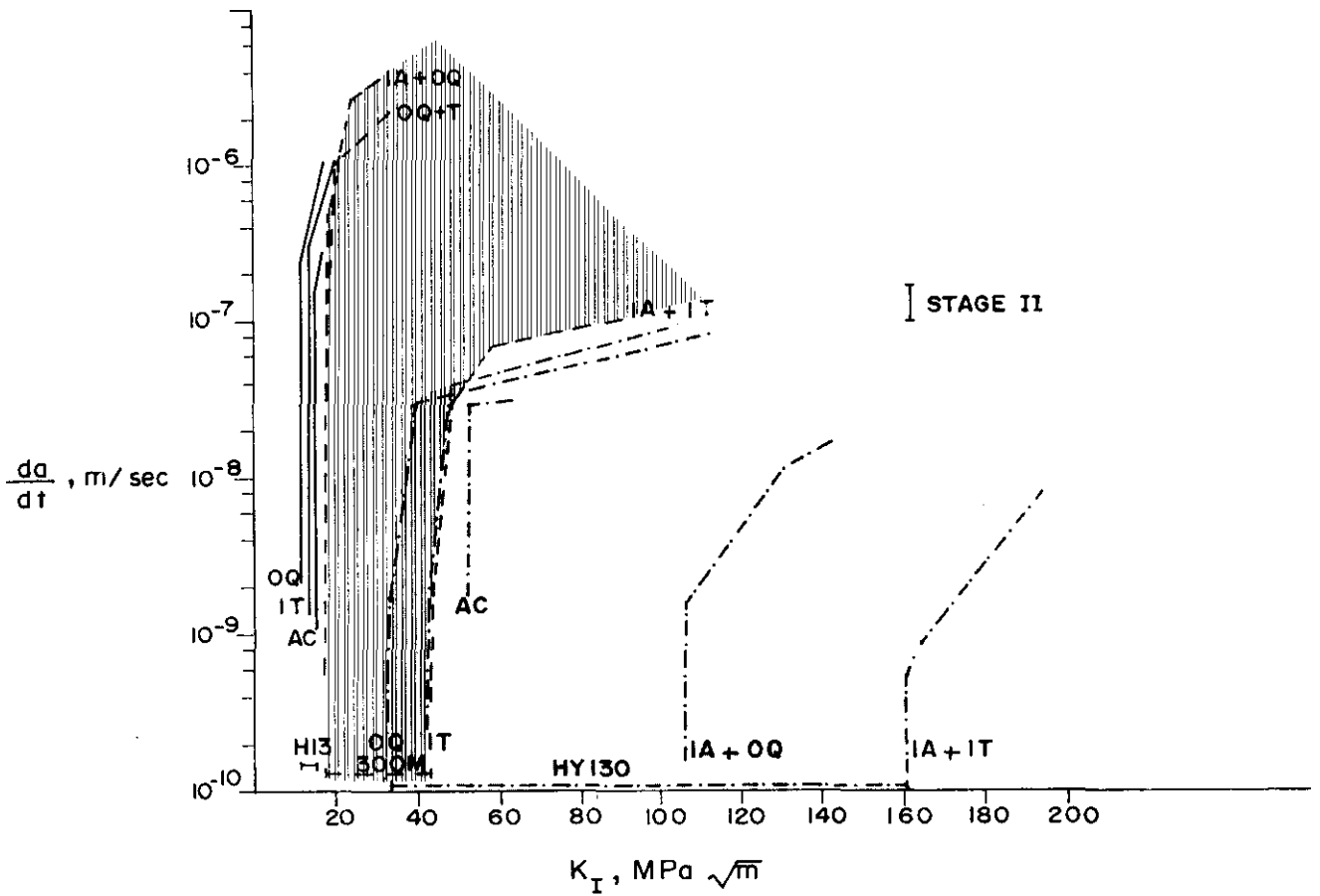


Fig. 8 - Relación K_I - da/dt para los aceros ensayados.

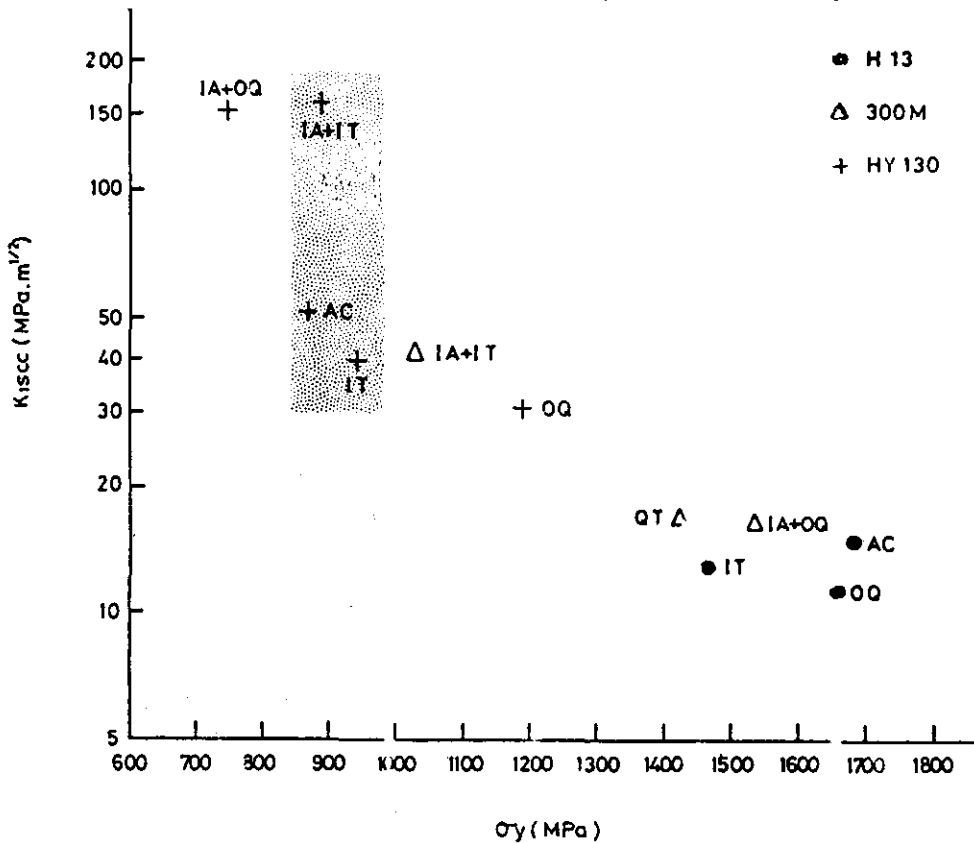
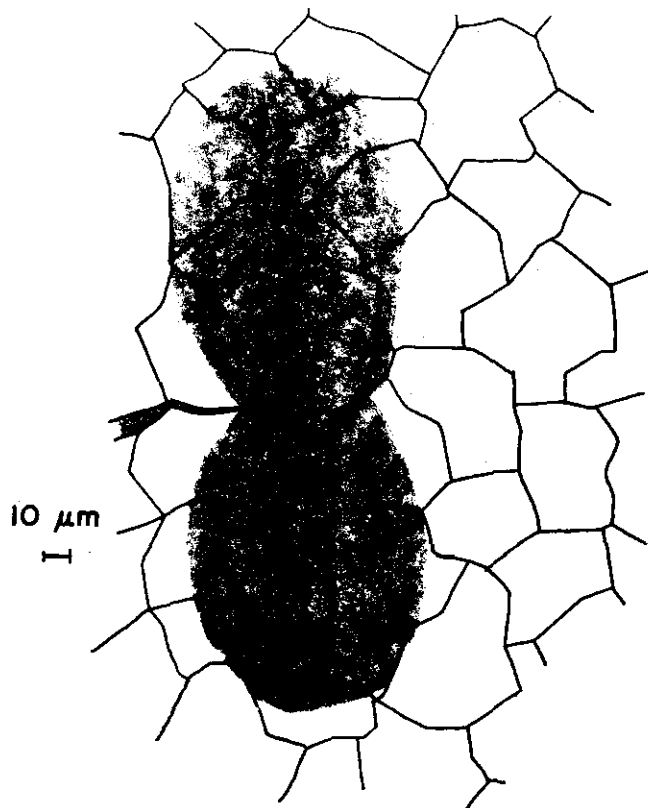
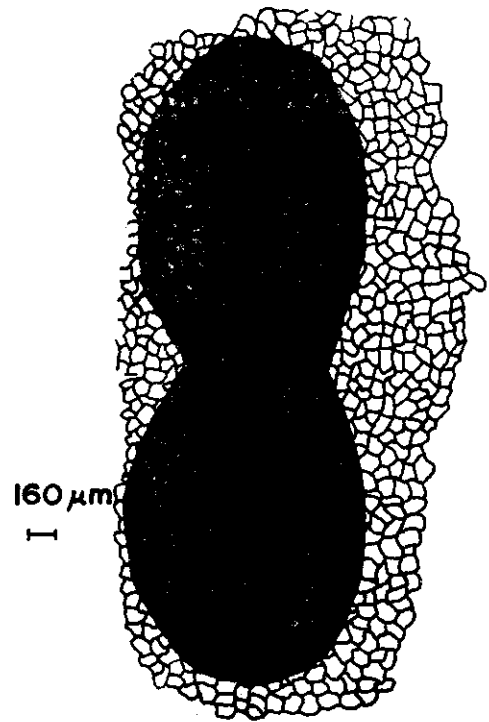


Fig. 9 - Relación K_{ISCC} - σ_y para los aceros ensayados.



INTERGRANULAR FRACTURE



TRANSGRANULAR FRACTURE

Fig. 10 - Relación tamaño zona plástica - tamaño de grano en roturas intergranulares y transgranulares.

SUMMARY OF FIELDS OF INTEREST RELATED WITH FRACTURE MECHANICS

F. Gutiérrez Solana Salcedo

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos.
Santander*

Research activities are aimed to relate microstructure of materials with their mechanical properties in order to optimize their design.

In this way and under a Fracture Mechanics approach the understanding of the microstructural effect on the stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement behaviour of high strength steels is pursued in collaboration with the Department of Metallurgical Engineering and Materials Science of Carnegie-Melon University of Pittsburgh. Structural design in Fracture Mechanics and its relation with materials behaviour specially in aggressive environments fatigue is also pursued.

Some research in Fracture Mechanics of Concrete as a characteristic material in Civil Engineering is being set up.

PREDICION DE VIDA DE RUEDAS DE TREN SOMETIDAS A CARGAS
TERMO-MECANICAS

A. Martín Meizoso, J. Gómez Jiménez, J.M. Rodríguez Ibabe
y J. Gil Sevillano. (*)

Se presenta un programa de computador (Termal), desarrollado para el estudio de la propagación de grietas en la llanta de la rueda de tren. Utiliza principios establecidos sobre propagación de grietas y datos experimentales de material de una rueda europea típica.

El programa tiene en cuenta los efectos de las tensiones residuales de origen térmico y de las producidas por el contacto rueda-raíl. TERMAL parte de la existencia de un pequeño defecto inicial situado sobre la rodadura y, básicamente, calcula la VIDA DE LA RUEDA.

1.- INTRODUCCION

Se ha desarrollado un programa de computador (TERMAL) con objeto de estudiar la propagación de grietas en las ruedas de ferrocarril. Se emplean las hipótesis hoy en día aceptadas sobre propagación de grietas por fatiga y fractura estática, junto con datos experimentales correspondientes al material de la rueda.

TERMAL supone la existencia de un pequeño defecto sobre la superficie de rodadura y calcula la VIDA DE LA RUEDA, convencionalmente tomada como el número de ciclos -vueltas- que soportará la rueda a partir de esa situación antes de que la grieta alcance los laterales de la llanta.

El programa permite tener en cuenta tanto los efectos de las sollicitaciones estáticas, generadas durante el frenado, como los de las cargas alternadas impuestas por el contacto contra el raíl.

2.- TENSIONES RESIDUALES

Un programa independiente de Elementos Finitos (1,2) calcula las tensiones de origen térmico producidas por efecto del frenado. Este programa tiene en cuenta las variaciones con la temperatura de las curvas de flujo plástico del material en todo el rango de temperaturas alcanzadas por la rueda. La figura 1. mues

(*) Escuela Superior de Ingenieros Industriales (Universidad de Navarra) y Centro de Estudios e Investigación Técnicas de Guipúzcoa, San Sebastián.

tra la discretización de la rueda de tren y la situación de las zapatas ("Fuentes" de calor) empleadas en los ejemplos siguientes.

3.- TENSIONES DE CONTACTO RUEDA-RAIL

Conocidos el diámetro de la rueda y la curvatura del perfil del raíl, coeficiente de fricción y carga por eje, se calcula la distribución de tensiones bajo el contacto utilizando las fórmulas de Hertz ((3,4), Timoshenko, y Goodier (5), Saada (6)).

Con el propósito de calcular la distribución de tensiones en el interior de la rueda, la carga de contacto se descompone en cargas puntuales. Las tensiones producidas por cada carga puntual, supuesto un sólido semi-infinito elástico perfecto, se calculan de acuerdo con las fórmulas de Boussinesq (7) o Cerruti (Saada (6)) para las componentes normal y tangencial, respectivamente. El principio de superposición junto con el de Saint Venant permiten calcular los campos de tensiones a distancias superiores al espacio empleado entre las cargas puntuales.

Las tensiones de cortadura, que producirían modos II y III, se han despreciado, pues son aproximadamente un orden de magnitud menores que las tensiones normales y habitualmente aparecen asociadas a fuertes compresiones normales.

La fig. 2 representa la componente $s(zz)$ del campo de tensiones para una carga del 120 MN aplicada sobre la rueda. Como puede apreciarse, la componente tractiva de $s(zz)$ es pequeña en comparación con la compresiva (en ausencia de fricción en el contacto). Por este motivo, las tensiones tractivas se han despreciado en los cálculos posteriores.

Para una profundidad dada en el interior de la rueda, se suponen, con ánimo conservador, aplicadas las máximas variaciones posibles de los campos a esa profundidad, sin considerar la situación real del contacto sobre la superficie de rodadura.

Por último, se realiza una corrección aproximada por plastificación de la superficie: la tensión circunferencial, $s(zz)$, se trunca por el valor del límite elástico del material y se desplazan las tensiones una profundidad equivalente a la "truncada", con objeto de mantener las condiciones de equilibrio.

4.- CAMPO DE TENSIONES ESTÁTICO Y ALTERNADO

La fig. 3 representa las máximas y mínimas tensiones $s(zz)$ utilizadas en el cálculo, en función de la profundidad, x .

Entenderemos por "campo estático"* al campo tractivo máximo posible obtenido mediante superposición de los campos de tensiones residuales y de contacto. Puesto que se desprecia la componente tractiva del campo de tensiones de contacto, el "campo estático" coincidirá con el campo residual de tensiones. Los campos residuales de tensiones utilizados en los cálculos de predicción de vida son los máximos tractivos, correspondientes al enfriamiento a temperatura ambiente tras el frenado.

* En el sentido de que éste campo decide la propagación estática de la grieta, como opuesta a la propagación (dinámica) producida por fatiga.

Se supone que únicamente producen propagación de la grieta por fatiga las cargas alternadas tractivas. Por ello, el "campo alternado" de tensiones coincide con el estático hasta una cierta profundidad, a partir de la cuál coincide con el de contacto.

5.- HIPOTESIS Y METODOS DE CALCULO

5.1.- Forma de las grietas

Actualmente, las únicas configuraciones tridimensionales para las que son aplicables cálculos del factor de intensidad de tensiones son círculos y elipses. Por tanto, la grieta radial nucleada en la superficie se asimila a uno de estos dos tipos.

Aunque la configuración inicial de la grieta sea de uno de estos dos tipos, durante la propagación modifica su geometría como consecuencia de las irregularidades de los campos de tensiones. En consecuencia, tras cada paso de propagación empleado en el cálculo, se procede a una remodelación de la grieta para mantener una geometría tratable.

5.2.- Componentes de los campos de tensiones

Los factores de intensidad de tensiones a lo largo de frente de la grieta se calculan utilizando el principio de superposición: a partir de una distribución de presiones interiores a las superficies de la grieta iguales y contrarias a las que se soportarían a través de esta superficie en ausencia de la grieta.

Los campos estáticos y alternados sobre la localización de la superficie de la grieta se calculan como se expuso anteriormente. Las distribuciones bidimensionales se sustituyen por un ajuste polinómico de segundo grado en x e y . Este ajuste se realiza por el método de mínimos cuadrados sobre los nudos empleados por el programa de Elementos Finitos, abarcando todos los nudos interiores al plano de la grieta e incorporando si fuera necesario aquellos nudos exteriores más próximos, hasta completar un mínimo de diez.

5.3.- Factores de intensidad de tensiones. Correcciones por superficie libre

Los factores de intensidad de tensiones correspondientes al modo I se calculan, para veinte puntos situados a lo largo del frente, de acuerdo con las ecuaciones de Shah y Kobayashi (10) para grietas elípticas en un sólido infinito, con las oportunas correcciones por efecto de superficies libres.

Los efectos de superficie libre en sólidos semi-infinitos han sido estudiados por Newman y Raju (11) para el caso de una distribución uniforme de presión y grietas con $a < c$. Para los demás términos del desarrollo polinómico, no se dispone de correcciones similares y se emplea un factor genérico de 1.06, punto intermedio entre el caso bidimensional, 1.12 (límite superior) y la grieta interna, 1 (límite inferior). Sin perjuicio de emplear estos últimos valores cuando se trate de estimar límites superiores e inferiores a la vida de la rueda.

5.4.- Fatiga

Una vez calculados los valores del factor de intensidad de tensiones para cada punto del frente de la grieta, estos puntos se desplazan aplicando directamente la ecuación de Paris (Paris y Erdogan (12)). Aquellos puntos con $K < K_{th}$ (umbral de fatiga) se mantiene fijos. Los desplazamientos se suponen ortogonales al frente de la grieta (Tian, Lu y Zhu (13)).

Dado que los campos de tensiones y en consecuencia la geometría de la grieta varía a lo largo de la llanta, se utilizan pequeños pasos de propagación en cada etapa de cálculo. En esta aplicación ha resultado satisfactorios incrementos entre el 1 y el 2% del tamaño medio de la grieta.

5.5.- Remodelación de la geometría de la grieta

Antes de proceder a una nueva etapa de cálculo, resulta necesario remodelar el nuevo frente de propagación. Con este propósito se ajusta una nueva elipse centrada sobre la superficie libre.

Los límites superiores e inferiores de la propagación se estiman mediante otras dos elipses (con los anteriores semiejes más o menos dos veces sus desviaciones típicas, calculadas a partir de la desviación típica entre los puntos del frente y la nueva elipse de ajuste).

5.6.- Fin de vida

Se consideran dos posibles causas para retirar una rueda de servicio:

- 1.- **DESGASTE:** Una vez que la rueda alcanza un número de ciclos inaceptable por desgaste de la pestaña.
- 2.- **FRACTURA:** Cuando la grieta térmica alcanza los laterales de la llanta, momento en que dejan de ser válidas las hipótesis geométricas realizadas en el cálculo de K . El hecho de alcanzarse los laterales de la llanta no conlleva la inmediata rotura catastrófica, pero la vida restante se considera -con criterio conservador- residual a efectos prácticos.

6.- EJEMPLOS DE APLICACION

Como ejemplo de aplicación del programa, se resumen los resultados obtenidos para una rueda nueva, de disco plano, con un diámetro de rodadura de 1250 mm, templada en superficie, tipo R-7 de acuerdo con UIC (14).

Se estudiaron cuatro condiciones de aplicación de los frenos: 90 Kw durante 15 minutos, 60, 55 y 50 Kw durante 30 minutos. En cada caso, se consideró la correcta e incorrecta localización de las zapatas de freno (centradas sobre la superficie de rodadura o desbordantes sobre la llanta), como muestra la fig. 1.

Las figs. 4 - 6 contienen algunos de los resultados obtenidos.

AGRADECIMIENTOS

El programa TERMAL ha sido desarrollado como parte de un proyecto de investigación en cooperación con CAF (Construcciones y Auxiliar de Ferrocarriles S.A., Beasain), bajo la supervisión de la "Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica", Acción Concertada no. 7/79.

LISTA DE SIMBOLOS

a, c	= semiejes de la elipse (mm)
K	= factor de intensidad de tensiones ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
s	= tensión normal (MPa)
x, y, z	= ejes coordenados (mm)

7.- REFERENCIAS

- /1/ Egaña, J.M. Giménez, J.G., 4 Congreso Nacional sobre la Teoría de Mecanismos y Máquinas, Valencia, pp. D.6.1, (1981).
- /2/ Egaña, J.M., Giménez, J.G., aceptado para su publicación en Engin. Computation.
- /3/ Hertz, H., J. Math., 92, (1981), tomado de Timoshenko (5).
- /4/ Hertz, H., "Gesammelte Werke", 1, pp. 155, Leipzig, (1895).
- /5/ Timoshenko, S. y Goodier, J.N. "Theory of Elasticity", McGraw-Hill, New York, (1951).
- /6/ Saada, A.S., "Elasticity. Theory and applications". Pergamon. Oxford, (1974)
- /7/ Boussinesq, J., "Application des potentiels (...)", Paris, (1885), tomado de Saada (6).
- /8/ Shah, R.C. y Kobayashi, A.S. Eng. Fract. Mech., 3, pp. 71, (1971).
- /9/ Newman, J.C. y Raju, I.L., Eng. Fract. Mech., 15, pp. 185, (1981).
- /10/ Paris, P. C. y Erdogan, F., J. Basic Eng., Trans. ASME, 85, pp 528 (1963)
- /11/ De-Chang Tian, Da-Quan Lu y Jia-Ju Zhu, Eng. Fract. Mech., 16, pp. 5, (1982)
- /12/ Union Internationale des Chemins de Fer (U.I.C), 812-3 0, 4^a ed., pp. 1, (1974).

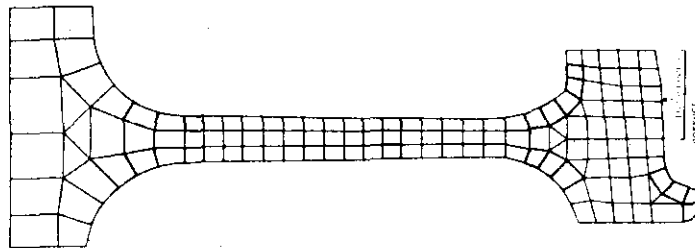


Fig. 1 - Sólido discretizado

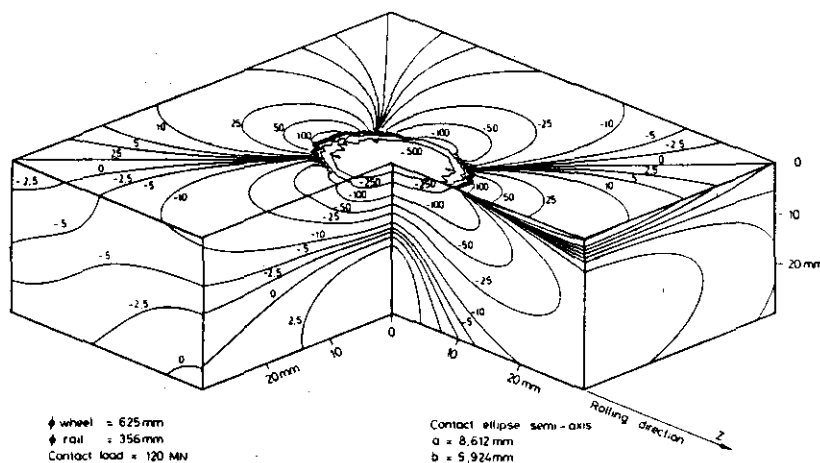


Fig. 2 - Tensión circunferencial (MPa)

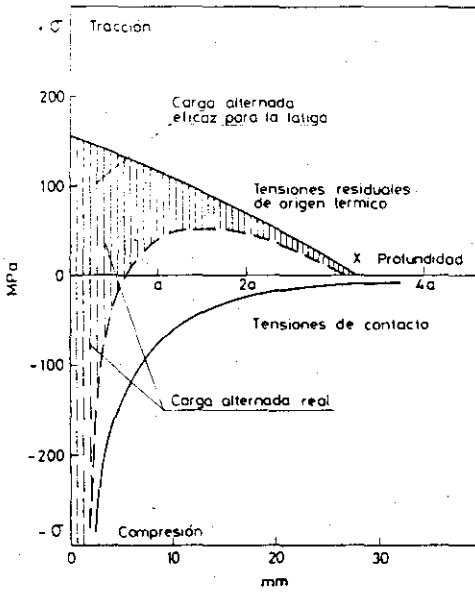


Fig. 3 - Campos de tensiones en función de la profundidad.

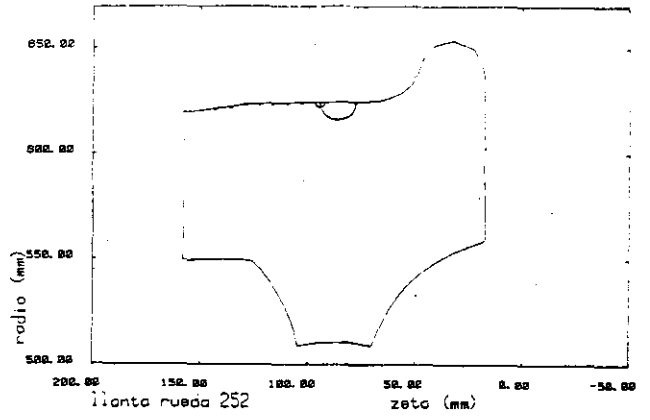


Fig. 4 - Tamaño de defectos no propagantes.

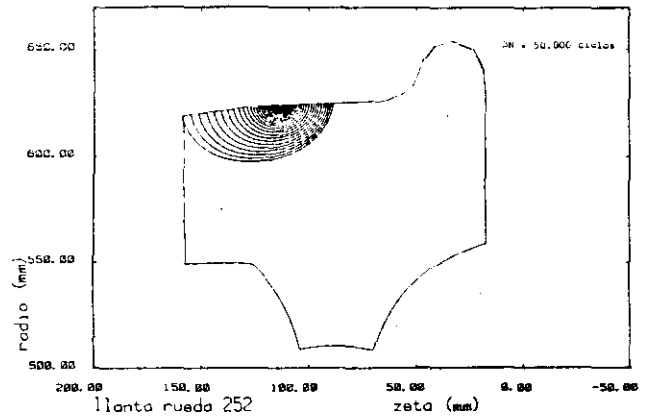


Fig. 5 - Sucesivos frentes de propagación.

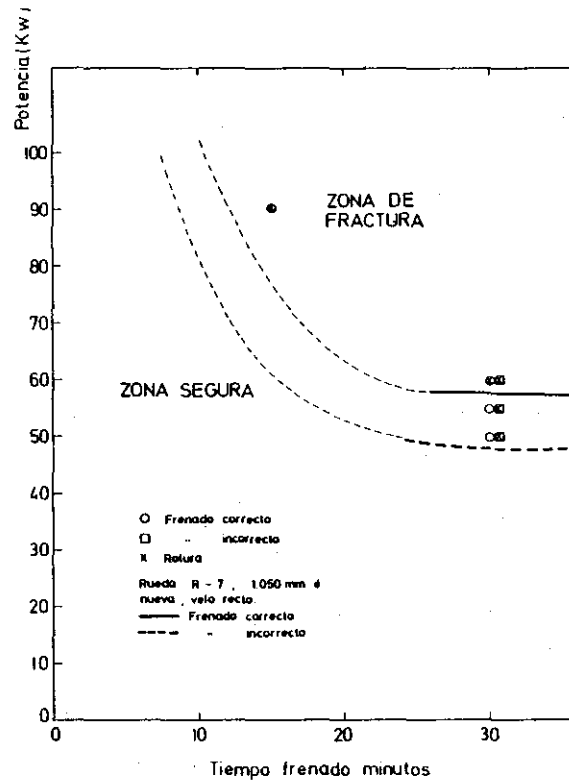


Fig. 6 - Curva límite de frenado estimada.

FATIGUE LIFE OF RAILWAY WHEELS UNDER THERMOMECHANICAL LOADS

A.Martín Meizoso, J.Gómez Jiménez, J.M.Rodríguez Ibabe and J.Gil Sevillano

Escuela Superior de Ingenieros Industriales (Universidad de Navarra) y Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, San Sebastián.

As part of a research project in cooperation with CAF (Construcciones y Auxiliar de Ferrocarriles) a computer program (TERMAL) has been developed at the Materials Department of CEIT to study crack propagation on railroad wheel rims. Current theories on fatigue crack propagation and fracture together with experimental data of wheel material properties have been used.

The program accounts for the effect of statical loads arising from residual stresses and of alternating loads imposed by contact. TERMAL starts with an assumed preexistent small defect on the rolling contact surface and, basically, calculates the life of the wheel.

ANALISIS CUASI-ESTATICO DE LA PROPAGACION DE GRIETAS EN UNA VASIJA NUCLEAR

I. Miranda, J.M. Bastero, J. García de Jalón
Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa. San Sebastián

En el presente artículo se describe el análisis del proceso de propagación y detención de una grieta axial existente en el interior de una vasija nuclear. La propagación inestable de esta grieta es producida por un choque térmico.

El estudio del comportamiento estructural durante la propagación de la grieta se realiza con un análisis cuasi-estático. El borde de grieta es modelizado con elementos cuadriláteros isoparamétricos con un lado colapsado y 1/4 point. El crecimiento de grieta es simulado con un desplazamiento y regeneración de mallado. Como criterio de fractura se emplea el factor de intensidad de tensión K_I .

1. INTRODUCCION

La propagación inestable de una grieta en una estructura produce unos efectos dinámicos como la energía cinética y las ondas de tensiones. Sin embargo, en algunos casos estos efectos tienen una influencia despreciable en el comportamiento de la estructura a fractura. En estos casos un análisis estático del proceso de fractura puede ser aplicado en el análisis del proceso de propagación de grieta /1/.

En este trabajo, se estudia el proceso de propagación y detención de una grieta axial, situada en el interior de una vasija nuclear. Esta estructura es sometida a un calentamiento motivado por un corte en el flujo de refrigerante. Este accidente se denomina LO CA - Loss of Coolant Accident. El mismo va seguido de la inyección de un refrigerante de baja temperatura en el interior de la vasija.

Este accidente induce unas tensiones térmicas que provocan el aumento de factor de intensidad de tensión K_I en la grieta. Si éste alcanza el valor crítico K_{IC} , resistencia crítica a fractura, la propagación inestable de la grieta se produce hasta la fractura total de la estructura o la detención del proceso cuando K_I se hace inferior a K_{IA} resistencia a detención en fractura.

2. ANALISIS ESTRUCTURAL EN EL CHOQUE TERMICO

El corte de refrigerante produce un calentamiento uniforme de las paredes de la vasija. Posteriormente, la inyección del refrigerante induce un rápido enfriamiento de la zona interna.

La distribución de temperatura en la pared de la vasija muestra un fuerte gradiente positivo, debido a la diferente velocidad de transmisión de calor, mayor por convección hacia el refrigerante en la zona interna, y menor por conducción hacia el interior en la zona media y externa.

Esta distribución de temperatura induce unas tracciones térmicas en la zona interna de la pared de la vasija, debido a la dilatación térmica diferencial existente en la zona de la misma. Estas tracciones térmicas son parcialmente relajadas por la apertura de los labios de la grieta existente.

El análisis termoelástico de la estructura ha sido realizado con el Método de los Elementos Finitos, considerándose las propiedades del material variables con la temperatura.

En la Figura 1 se muestra la discretización empleada en el análisis, para el tamaño de grieta inicial $a/w = .2$. En el borde de grieta se han utilizado cuatro elementos cuadriláteros isoparamétricos de 8 nudos, con un lado colapsado y 1/4 point /2,3/.

3. ANALISIS DE FRACTURA

Del análisis del comportamiento estructural por la acción del choque térmico, se obtiene el estado de tensiones y deformaciones en el borde de grieta. El criterio de fractura escogido es el factor de intensidad de tensión K_{IC} para la propagación inestable de la grieta y K_{Ia} para la parada del proceso.

Ambos parámetros han sido considerados dependientes de la temperatura y del radio para simular la fragilización del material por la irradiación que sufre la vasija nuclear /4/.

El Factor de Intensidad de Tensión K_I , ha sido calculado con dos técnicas diferentes habiéndose obtenido resultados muy similares. La primera consiste en realizar un ajuste entre la solución numérica del campo tensiones y desplazamientos en el borde de grieta, obtenida con el M.E.F., y la solución analítica /5/. La segunda consiste en calcular la velocidad de liberación de energía, G.

Este parámetro G se ha obtenido empleando, técnicas de expansión virtual de grieta /6,7/, según indica la ecuación 1.

$$G = - \frac{d\pi}{da} = \frac{1}{da} \left[\{u\}^T \{dF\} - \frac{1}{2} \{u\}^T |dK| \{u\} \right] \quad (1)$$

donde

$\{u\}$ son los desplazamientos modales con un tamaño de grieta a

$\{dF\}$ son las variaciones entra las fuerzas modales con tamaño de grieta a+da y a

$|dK|$ son las variaciones entre matrices de rigidez con tamaño de grieta a+da y a

La propagación de grieta se produce con saltos intermitentes por dos motivos. Por una parte, el crecimiento de la grieta produce una relajación de las tensiones térmicas inducidas, y por otra, la progresión de la grieta se produce hacia zonas de material con mayor temperatura y menor nivel de irradiación.

Ambas características tienden a propiciar una pronta detención del proceso de propagación. En casos como éste, los efectos dinámicos del crecimiento de la grieta pueden ser despreciados, siendo posible emplear un análisis cuasi-estático del proceso de fractura /8,9/.

4. ANALISIS CUASI-ESTATICO

El análisis del comportamiento estructural por la acción del choque térmico permite estudiar el proceso de propagación de la grieta. Esta no se produce mien

tras el Factor de Intensidad de Tensión K_{Ic} , es menor que K_{Ia} .

Si la propagación ocurre, la velocidad de la misma es tan elevada que durante este proceso el tiempo puede ser "congelado". Se analizan diferentes tamaños de propagación de grieta hasta que la fractura total, o la detención del proceso ocurren. Esta parada se produce cuando el factor de intensidad de tensión se hace a K_{Ia} .

La simulación del proceso de propagación se realiza con un desplazamiento y regeneración del mallado de la zona de borde de grieta. El análisis numérico es optimizado empleando una técnica de subestructuras /10/. En la propagación de grieta, al no variar la distribución de temperatura los cambios de matriz de rigidez y vector de cargas térmico de la estructura se concentran en la zona del borde de grieta. Si esta zona se considera como un subestructura se concentran en la zona del borde de grieta añadida, la matriz de rigidez del resto de la vasija es constante durante el crecimiento de la grieta, pudiendo estar triangularizada /11/.

5. RESULTADOS

El modelo de vasija analizado tenía un tamaño inicial de grieta de $a/w = .2$. La temperatura inicial era de 290°C y la del refrigerante de -20°C.

Durante el choque térmico se han producido a los 41s, 69, 5s y 163, 4s, respectivamente. El Factor de Intensidad de Tensión alcanza un máximo local a los 212 s.

En la Figura 2 se indica la distribución de temperatura en la pared, las curvas de K_{Ic} y K_{Ia} , y el Factor de Intensidad de Tensión en la primera propagación y detención de grieta.

En la Figura 3 se muestra la evolución del Factor de Intensidad de Tensión con el tiempo. Los trazos verticales indican los procesos de propagación a tiempo parado.

En la Figura 4 se recoge la variación del Factor de Intensidad de Tensión con el tamaño de grieta. Con esta curva se puede observar que la propagación produce un efecto de relajación de tensiones, disminuyendo K_I .

6 REFERENCIAS

- /1/ Kanninen M.F., 2nd Int. Conf. Numerical Methods in Fracture Mechanics, pp 433-456. 1980.
- /2/ Barsoums R.S., Int J. Num. Meth in Engin., 10, pp 25-37 (1976)
- /3/ Hensell R.D., Shaw K.G. Int. J. Nume. Meth. in Engin., 9 495-507, (1975)
- /4/ Ritchie R.O., Server W.L. Wullaert R.A., Metallurgical Transactions A, 10A, pp 1557-1569. (1979)
- /5/ Broek R.D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Nordhoff The Hague, (1982)
- /6/ Parks D.H. Int J. Fracture Mech., 10, pp 487-502, (1974)
- /7/ Hellen T.K., Int. J. Num Meth. Engin., 9 pp 187-207, (1975)
- /8/ Cheverton R.D., et al Crack Arrest Methodology and Applications, ASTM, STP711, pp 392-421, (1980)
- /9/ Cheverton R.D. et al J. Pressure Vessel Tech. ASME, 105, pp 102-110 (1983)
- /10/ García de Jalón J. Viadeno F., Computers and Structure, a publicar
- /11/ Miranda I., García de Jalón J., Bastero J.M., 2nd Int. Conf. Num. Meth for Non-Linear Problems, pp 1984.

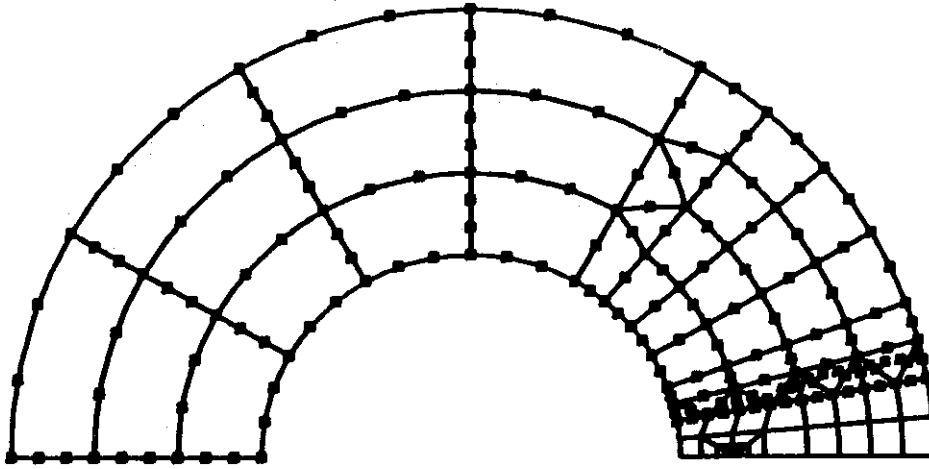


Fig. 1 - Discretización por elementos finitos de la vasija

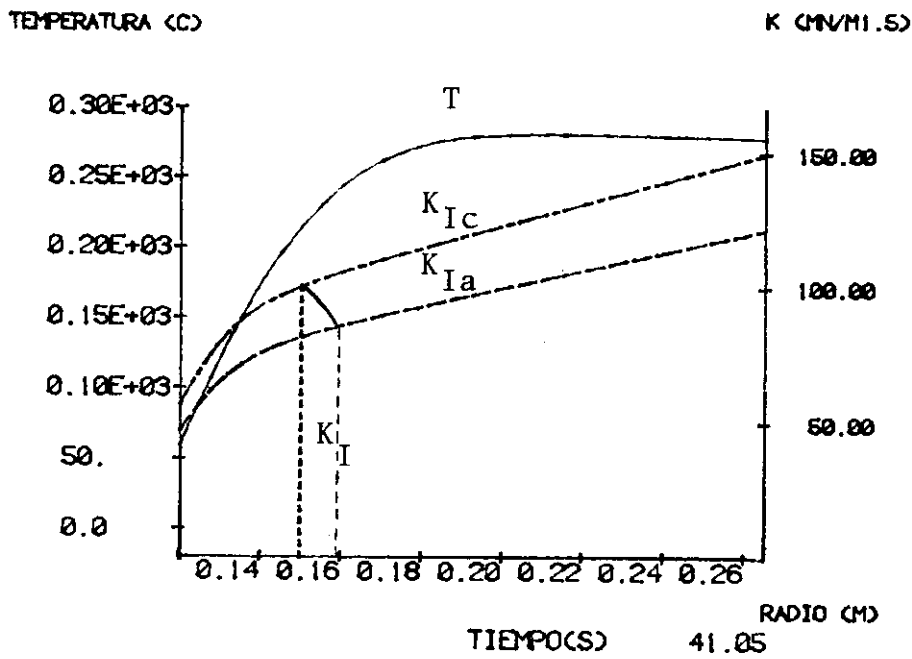


Fig. 2 - Distribución de temperatura, curva K_{Ic} , K_{Ia} , y factor de intensidad de tensión K_I , en la primera propagación y parada

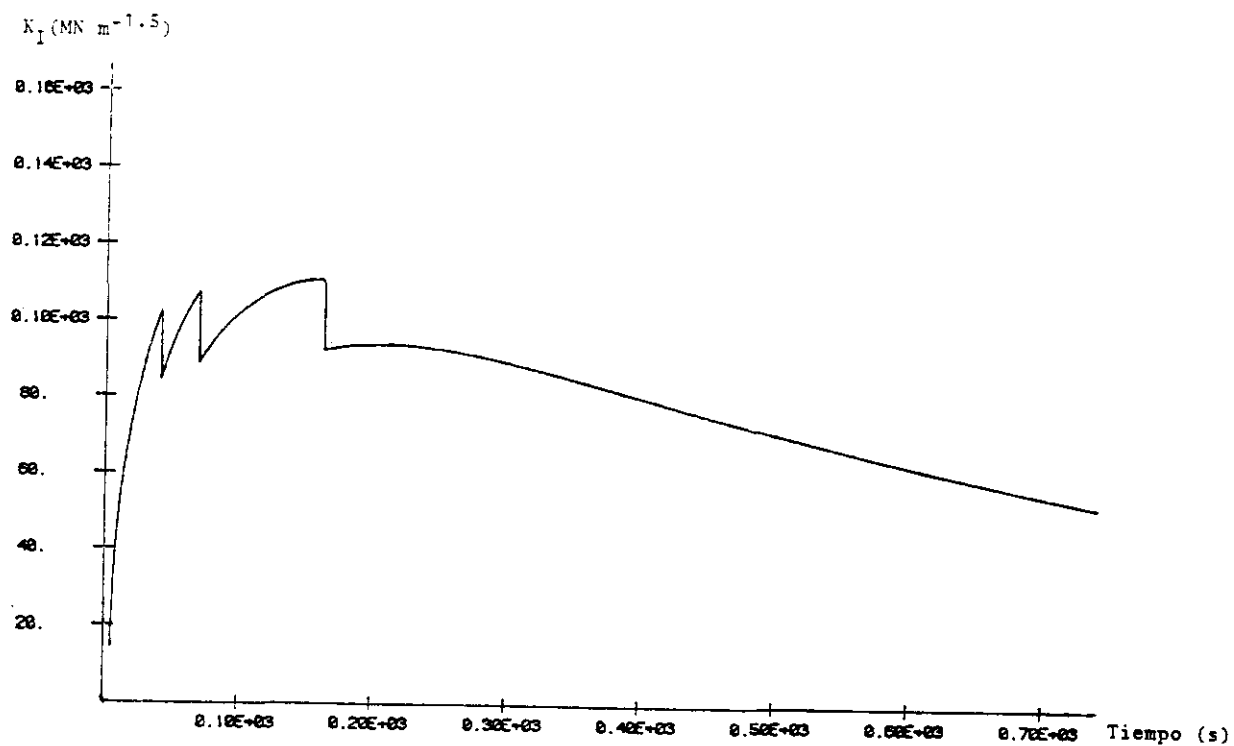


Fig. 3 - Curva K_I vs tiempo durante el choque térmico

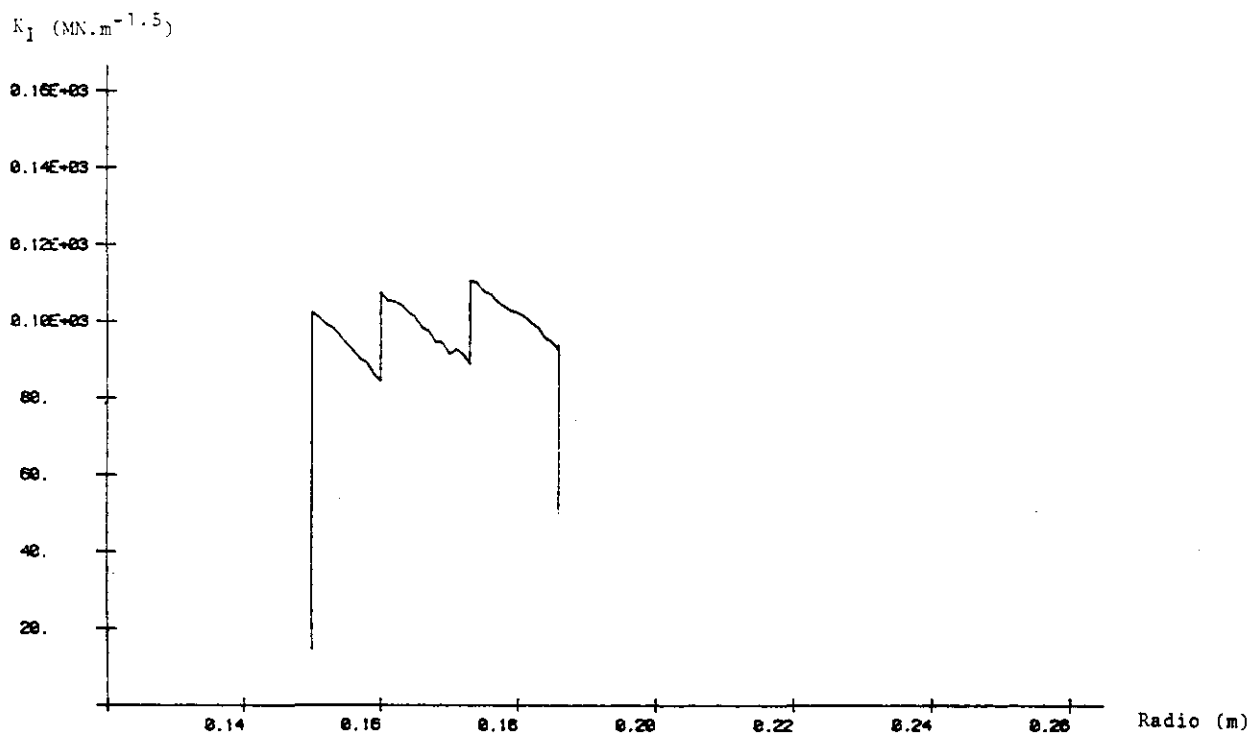


Fig 4 - Curva K_I vs posición del borde de grieta

QUASI-STATIC ANALYSIS OF THE CRACK PROPAGATION PROCESS IN A NUCLEAR PRESSURE VESSEL

I. Miranda, J.M.Bastero, J.García de Jalón

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa, San Sebastián.

The structure of a nuclear vessel, damaged with an initial axial inner-surface crack, is analyzed under LOCA (Loss of Coolant Accident) conditions.

This accident, followed by an injection of a low temperature coolant, induces traction thermal stresses tending to open the crack. The structure behaviour and the fracture material properties tend to provide a mechanisms of crack arrest. In such conditions, a quasi-static analysis may be quite able to represent the structure behaviour.

This quasi-static analysis consists in the evaluation of the possibility that a critical state in the crack tip zone may occur during the thermal shock. If so, the crack extension is analyzed until the total fracture of the vessel or the crack arrest takes place.

The Finite Element Method is used in the analysis of the structure. Quadrilateral 8-nodes isoparametric element, with a collapsed side and 1/4-point are used at the crack tip. The crack extension is simulated with a refining of the crack tip mesh. A substructure technique is used in the numerical analysis.

The calculation of the stress intensity factor K_I , and the energy release rate, G is carried out. Material properties are considered temperature dependent. The fracture criteria is based on K_{IC} , fracture toughness for crack initial propagation, and K_{Ia} for crack arrest.

ACTIVIDADES RELACIONADAS CON LA MECANICA DE LA FRACTURA EN EMPRESARIOS
AGRUPADOS S. A.

A. Moreno González

E.E.A.A. S.A. Magallanes, 1 MADRID

1.- ACTIVIDADES RELACIONADAS CON LA MECANICA DE LA FRACTURA EN EMPRESARIOS AGRUPADOS

El interés de Empresarios Agrupados por incorporar a sus análisis los principios de la Mecánica de la Fractura se extiende a los aspectos de diseño, reevaluación y a la elaboración de criterios de aceptación e inspección de elementos estructurales o mecánicos.

En cuanto a los proyectos en curso, el interés se centra en la posibilidad de reducir determinadas hipótesis de carga, derivadas de hipótesis de fallo muy exigentes. El conservadurismo de estas se extiende tanto a las estructuras como a los equipos y a los componentes.

Por ejemplo, la hipótesis de fisuración en el hormigón armado puede conducir en algunos casos a ignorar la participación del hormigón en el comportamiento de las estructuras. En este caso una adecuada y realista modelización de los efectos de la fisuración permitirá incluir una cierta participación del hormigón reduciendo los efectos sobreconservadores de una hipótesis excesivamente estricta.

Un caso parecido se tiene, cuando se efectúa la hipótesis de rotura total e instantánea de tuberías y depósitos a presión. En estos casos la hipótesis de rotura conduce a una liberación instantánea de toda la energía almacenada, energía que al tener que ser absorbida por la estructura que soporta o que esté próxima a dichos componentes, penaliza extraordinariamente al diseño de tales estructuras próximas.

En las actividades de reevaluación, la introducción de los criterios de rotura, permite utilizándolos con los mismos principios que en el diseño, reducir las cargas de reevaluación, permitiendo según el caso, admitir cargas adicionales o justificar el conservadurismo del diseño de las estructuras.

En las actividades de aceptación de estructuras o componentes soldados o con defectos, sobre los que las normas actuales no están totalmente desarrolladas. La incorporación de criterio de rotura permite aceptar conservadoramente determinados fallos, que no siendo estructuralmente significativos, sin embargo pueden ser de reparación costosa y compleja.

Sobre estos aspectos E.E.A.A. ha desarrollado y sigue desarrollando un sistema de análisis integrado de zonas fracturadas denominado "AGFRAC". A continuación se describen las áreas de análisis consideradas.

1.1.- Análisis de defectos o grietas en estructuras y componentes

Para este tipo de problemas se han puesto a punto una serie de programas que cubren el siguiente campo:

- Análisis bidimensionales
Régimen elástico K_I , J , Energía de deformación.
Régimen elastoplástico simplificado COD, otros parámetros.
Régimen elastoplástico general - tamaño zonas plásticas.
- Análisis tridimensional
Régimen elástico K_I
Régimen elastoplástico general - zonas plásticas.

1.2.- Análisis de rotura en tuberías

En esta área se están poniendo a punto los siguientes procedimientos de análisis de la rotura.

- Modelos de rotura simplificados.

Consistente en la evaluación de la estabilidad de la rotura de un cierto tamaño de una tubería.

Usado a la inversa, el procedimiento permite definir el tamaño máximo posible de la rotura en una tubería.

- Modelos de rotura complejos.

Estos modelos se usan con doble finalidad:

- Obtención de factores de intensidad de tensiones en defectos de tuberías.
- Obtención de curvas de esfuerzo-deformación en tuberías para diferentes tamaños de rotura.

1.3.- Análisis de fisuración del hormigón.

Con el fin de reducir el impacto de las exigentes hipótesis de fisuración, se está probando y poniendo a punto un sistema de análisis dinámico no lineal de hormigón armado fisurado.

El inconveniente principal que encontramos a la hora de utilizar estos procedimientos es que, en cuanto el nivel de tensiones implica zonas plásticas significativas, se echan en falta unos parámetros de comportamiento no lineal. Por tanto en los últimos tiempos la necesidad de calibración de los programas no lineales que utilizamos se nos hace más patente y a ello dedicamos nuestro esfuerzo.

En las áreas en que la calibración no es todo lo fiable que sería de desear, sólo queda la alternativa de seguir siendo conservadores, al tener que limitar la fiabilidad de los resultados a los análisis elásticos o elastoplásticos con plasticidad ideal.

Aún cuando nuestras actividades se centran en torno al proyecto de plantas nucleares, los desarrollos en mecánica de la fractura son aplicables a otras ramas de la ingeniería, por lo que esperamos que el intercambio de experiencias entre los miembros de este recién creado Grupo de Fractura, será fructífero para todos.

ACTIVITIES OF EMPRESARIOS AGRUPADOS, S.A. ON FRACTURE MECHANICS

A. Moreno González

Empresarios Agrupados - Madrid

EA's interest in incorporating the Fracture mechanics principles to the analyses lies in the design of piping line and structure reevaluation aspects, and in the development of construction defect acceptance criteria.

With the above in mind, calculation programs have been developed or updated to evaluate defects in structural, piping and mechanical components, as well as to evaluate the reinforced concrete stiffness modification due to the concrete cracking.

At present, our interest lies in the calibrating of the programs which include treatment of high non-linearity areas due to plasticity or cracks.

MATERIALES CERAMICOS TENACES MULTIFASICOS OBTENIDOS POR SINTERIZACION REACTIVA. DETERMINACION DE LA TENACIDAD.

J.S. Moya y P. Miranzo

Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C. Madrid

Se hace un pequeño análisis de las perspectivas de futuro de los nuevos materiales cerámicos avanzados en usos de alta tecnología. Se propone el método de sinterización reactiva para la obtención de materiales cerámicos con altas propiedades mecánicas. La tenacidad de estos materiales se determina utilizando una nueva expresión analítica que relacione K_{IC} con los parámetros de indentación.

1.- INTRODUCCION

Existe una total concordancia entre los diferentes analistas, tanto financieros como técnicos, en subrayar la enorme importancia que están adquiriendo los denominados materiales cerámicos avanzados en los nuevos procesos y nuevas tecnologías que conformarán el panorama industrial en los próximos años/1,2/.

A raíz de la crisis del petróleo del año 1973 adquiriendo valores críticos factores como el costo energético, en el que la cerámica aventaja claramente a los metales; el consumo energético para la fabricación de un producto cerámico es, en general, del orden del 50% del correspondiente al del acero.

La principal característica de los nuevos materiales cerámicos avanzados está en su procesamiento más que en la pureza de sus materiales de partida.

El interesante trabajo del Porf. Pask "Processing: a ceramic science?" /3/ expone claramente las premisas de este nuevo apartado de la ciencia cerámica.

Mediante el control científico del proceso y de la química-física del equilibrio a alta temperatura es posible actualmente diseñar materiales cerámicos avanzados con densidades próximas a las teóricas, alta tenacidad y alto módulo de rotura.

Dentro de la cerámica estructural el mayor interés se centra en los materiales cerámicos tenaces como componentes de motores diesel adiabáticos, tales como pistones, cilindros, guías de válvulas, etc.

Los materiales cerámicos debido a sus relativamente complejas estructuras cristalinas poseen una conductividad térmica mucho menor que la de los metales (tabla 1). Sin embargo su utilización en este tipo de usos ha sido prohibitiva

dado su inherente fragilidad y baja resistencia mecánica.

El extraordinario desarrollo que ha tenido lugar en los últimos 10 años en el sentido de incrementar la tenacidad y la resistencia mecánica de los materiales cerámicos, ha posibilitado su incorporación a estas nuevas aplicaciones industriales. Para el caso de los motores Diesel, la utilización de componentes cerámicos supondría conseguir que el proceso fuera adiabático, evitar la refrigeración y por consiguiente un incremento en su eficiencia del 50%. Las condiciones que han de soportar estos materiales para el caso de un motor Diesel de tamaño medio /4/ (2-3 litros, 4 cilindros) se exponen en la tabla 2.

2.- OBTENCION DE MATERIALES CERAMICOS TENACES MULTIFASICOS MEDIANTE SINTERIZACION REACTIVA.

El objetivo fundamental de esta investigación ha consistido en obtener materiales cerámicos tenaces con una matriz principalmente mullítica y una fase dispersa de circoná, ya que la mullita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) posee bajo coeficiente de dilatación ($4-5 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$), baja conductividad térmica ($< 2 \text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$) y gran estabilidad térmica (P.f $\sim 1800^\circ\text{C}$)

En una etapa inicial y básica, la investigación se ha centrado en determinar el mecanismo de endurecimiento en los materiales compuestos mullita/circoná, para lo cual se ha tomado como material de partida premullita /5/ y óxido de circonio comercial.

Se ha podido comprobar que la adición de ZrO_2 enaltece la sinterización de la mullita y por STEM se ha determinado la existencia de una amplia y metaestable solución sólida continua a través del borde de grano mullita- ZrO_2 /6/. Esta solución sólida metaestable es la responsable del incremento de la tenacidad ($>50\%$) y del modulo de rotura ($>80\%$) en los materiales compuestos mullita/circona. Este nuevo mecanismo de endurecimiento abre una vía para diseñar nuevos materiales cerámicos tenaces mediante formación de soluciones sólidas metaestable en borde de grano.

En una segunda etapa la investigación se ha enfocado hacia la obtención de materiales cerámicos multifásicos a partir de circón (SiO_4Zr), materia prima natural con un precio unitario ~ 20 veces inferior al del óxido de circonio. De esta forma se partió de una mezcla homogénea de circón y alumina, la cual fue sometida al apropiado tratamiento térmico, y se obtuvo un material compuesto de una matriz mullítica y una fase dispersa de circonia.

Al objeto de aumentar la eficacia de la reacción anterior, se ha estudiado el efecto que ejercen ciertos aditivos tales como MgO , CaO y TiO_2 , a la luz de los diagramas cuaternarios: $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-MgO}$; $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-CaO}$ y $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-TiO}_2$.

Hasta el momento presente se han conseguido materias tenaces multifásicas del tipo mullita (ss)/ ZrO_2 (ss); mullita (ss)/espinela/ ZrO_2 (ss); mullita (ss)/ $\text{Al}_2\text{O}_5\text{Ti/ZrO}_2$ (ss) y mullita (ss)/anortita/ ZrO_2 (ss).

Las características generales de estos nuevos materiales multifásicos se exponen en la tabla 3. Comparando los datos de la tabla 3 con los de la tabla 2, se observa que estos materiales, que han sido obtenidos a partir de materias baratas, siguiendo procesamientos sencillos y a temperaturas convencionales en la industria cerámica tradicional, satisfacen ampliamente los requerimientos para poder fabricar componentes de motores de combustión.

3.- MEDIDA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS

El comportamiento mecánico de los materiales cerámicos tenaces se puede explicar a través de la mecánica de fractura, caracterizándolos por medio del factor crítico de intensidad de tensiones (K_{IC}), el cual determina la tenacidad del material.

El método de la indentación utilizado para la determinación de este parámetro presenta numerosas ventajas frente a los métodos convencionales en el caso de los materiales cerámicos: proporciona información sobre la dureza del material, la forma en que se propaga la grieta, aparte de su simplicidad experimental, su rapidez y exactitud y de la utilización de pequeñas probetas.

Hasta ahora la expresión que relaciona K_{IC} con los parámetros de indentación (radio de indentación, longitud de la grieta y carga aplicada), Fig. 1, ha sido determinada empíricamente por varios autores. En el presente trabajo se propone una expresión analítica que permite dar un significado físico al problema de la indentación elasto-plástica.

En la solución elasto-plástica para la expansión de la cavidad esférica/10/ se introdujeron varias modificaciones: i) La expresión para el campo de tensiones se modificó para que cumpliera el Principio de St. Venant, de forma que a grandes distancias el campo creado por un vicker siguiese la misma ley que el creado por una carga puntual. ii) La creación de superficie libre induce una tensión residual, σ_r^s , localizada en la interfase de la cavidad, cuyo efecto es crear una presión modificada /11/. De esta forma, se obtuvo la siguiente expresión para el factor crítico de concentración de tensiones:

$$\frac{K_{IC}}{HV\bar{r}_i} \{f(E/H)\}^{-1} = \frac{0.135}{\pi^{1/2}} (C/\bar{r}_i)^{-1.5} \ln \left\{ \frac{1 + \sqrt{1 - (\bar{r}_i/C)^2}}{\bar{r}_i/C} \right\} \quad \{1\}$$

donde $f(E/H) = \frac{1}{1-m_r} \left\{ \frac{1}{\Delta} \beta_{exp}^2 - 1.5 \right\}$

H es la dureza del material, E el módulo de Young, \bar{r}_i el radio de indentación, C el tamaño de grieta β_{exp} es un parámetro relacionado con el cociente radio de zona plástica/radio de indentación y m_r esta relacionado con el efecto producido por la creación de la superficie libre /11/.

Se puede obtener una expresión analítica más simplificada, así tenemos en cuenta que la expresión (1) admite la siguiente descomposición.

$$\frac{K_{IC}}{HV\bar{r}_i} \{f(E/H)\}^{-1} = \begin{cases} 0.09 (C/\bar{r}_i)^{-1.08} & C/\bar{r}_i \geq 2.8 \\ 0.05 (C/\bar{r}_i)^{-0.5} & C/\bar{r}_i \leq 2.8 \end{cases} \quad \{2\}$$

En la Fig. 2, las ecuaciones (1) y (2) están representadas por la línea de trazos y las líneas continuas respectivamente. Se observa que los datos experimentales de Evans y Charles se ajustan muy bien para $c/\bar{r}_i > 1.3$. Este hecho tiene una explicación física clara: para $c/\bar{r}_i \leq 1.3$ la grieta estaría contenida en la zona plástica puesto que $r_p/\bar{r}_i \approx 1.3$ y por tanto, no tendrían validez ninguna de las aproximaciones que se han tenido en cuenta para la deducción de esta expresión. Un estudio más detallado será publicado en breve /12/

En resumen, la expresión (1) nos prueba que, como ya habían sugerido otros autores de una forma empírica, el análisis de la expansión de la cavidad esférica explica físicamente la indentación elasto-plástica. Es importante notar

que esta expresión es única, esto es, válida para todos los valores del cociente c/\bar{r}_i . De su descomposición se puede concluir que la discrepancia en C/\bar{r}_i depende sólo del valor del cociente C/\bar{r}_i y no del cambio en la configuración de la grieta, como habían sugerido Niihara y col. /13,14/, o de la no inclusión del coeficiente de Poisson, como habían propuesto Marshall y Evans /15/

4.- CONCLUSIONES

Siguiendo procesamientos cerámicos sencillos y utilizando materias primas de bajo costo, se han obtenido una nueva familia de materiales cerámicos tenaces y multifásicos a través de un proceso de sinterización reactiva. La determinación de la tenacidad de estos materiales se ha realizado utilizando una nueva expresión analítica que relaciona el K_{IC} con los parámetros de indentación.

TABLA 1 - Conductividad térmica a 100°C de una serie de materiales

Material	Conduct. térmica (W m ⁻¹ .K ⁻¹)	
Alúmina	30	
Cordierita	3-5	
Silicoaluminato de litio	5	
Porcelana Silicosa	2	
Vidrio de Sílice	1-5	Materiales cerámicos
Carburo de Silicio	85-100	
Nitruro de Silicio	6-30	
Circona	4	
Mullita	1-2	
Aleaciones de Aluminio	110	Materiales metálicos
Hierro gris	50	
Acero	>40	

TABLA 2 - Características de los materiales cerámicos componentes de un motor Diesel /4/.

Tamaño (litros)	2-3
Potencia (KW)	375-750
Eficiencia térmica(%) (sin refrigeración)	50
Temp.pico en la superficie (°C)	850-1100
Presión pico en los cilindro (MNm ⁻²)	15-20
Máxima resistencia mecánica (MNm ⁻²):	
Placa caliente de la cabeza del cilindro	240
Cabeza del piston	100
Tensiones térmicas	50
Vida media (h)	5.000-8.000

TABLA-3 - Principales cracterísticas de los materiales cerámicos tenaces multifásicos.

K_{IC} (MNm ^{-3/2})	4-6
σ_F (MNm ⁻²)	250-550
Conducti. térmica (W.m ⁻¹ K ⁻¹)	2-4
α (K ⁻¹)	5-6 x 10 ⁻⁶
Procesamiento	Atomización o molienda de atricción
Prensado (MNm ⁻²)	Isostático (200)
Temperatura cocción (°C)	1400-1550
Densidad	> 96% teórica

REFERENCIAS

- /1/ Mueller, J.I., Amer. Ceram.Soc. Bull, 61, pp.588 (1982)
- /2/ Watchman Jr. J.B., Ceram. Industry, 121, pp.24, (1983)
- /3/ Pask, J.A., Amer.Ceram.Soc. Bull.,58, pp. 1163 (1979)
- /4/ Kamo, R. y Bryzik, W. Cummins. TARADCOM adiabatic turbocompound engine programme. Society of Auto motive Engineers, Techn. paper 810070(1981)
- /5/ Moya, J.S., Valle, F.J. y Aza, S. Proceedings of the 5th International Round Table Conference on Sintering, Portoroz, Yugoslavia, Septiembre 1981, editado por D.Kolar, S. Pojovnik y M.M. Ristic, Mater.
- /6/ Dinger, T.R., Krishnan, K.M., Thomas, G., Osendi, M.I. y Moya, J.S., Acta Metall. En prensa.
- /7/ Pena, P., Miranzo, P., Moya, J.S. y Aza, S. Futura publicación en J.Mat. Sci.
- /8/ Miranzo, P., Pena, P., Moya, J.S. y Aza, S. Futura publicación en J. Mat. Sci.
- /9/ Melo, M.F., Moya, J.S., Pena, P. y Aza, S. , Futura publicación e J. Mat. Sci.
- /10/ Hill, R. "Mathematical Theory of Plasticity", Oxford University Press, (1950)
- /11/ Shu-Sheng Chiang, Ph. D. Thesis, University of California, Lawrence Berkeley Laboratory LBL-11841.
- /12/ Miranzo, P., Moya, J.S., Futura publicación en Int.Ceram.
- /13/ Niihara, K., Morena, R. y Hasselman, D.P.H., J.Am. Ceram.Soc 65, pp. c -116, (1982).
- /14/ Niihara, K., Morena, R. y Hasselman, D.P.H., J.Mat.Sic.Lett. 1 , pp.13, (1982)
- /15/ Marshall, D.B. y Evans, A.G., J.Am.Ceram.Soc. 64, pp. c-182,(1981)

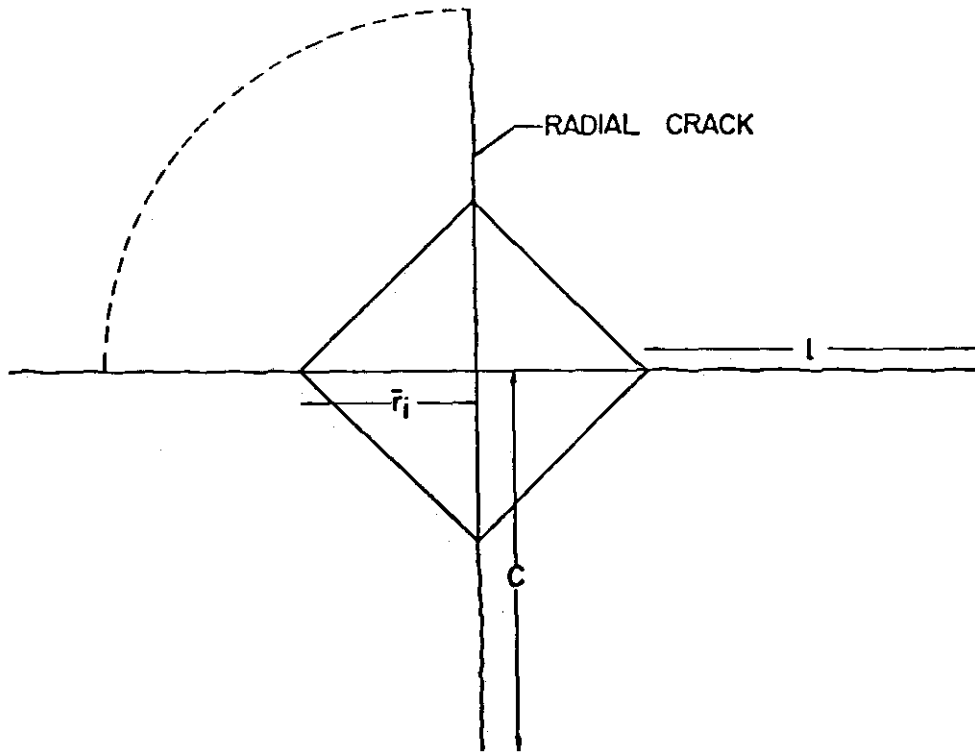


Fig. 1 - Huella de indentación producida por un indenter piramidal.

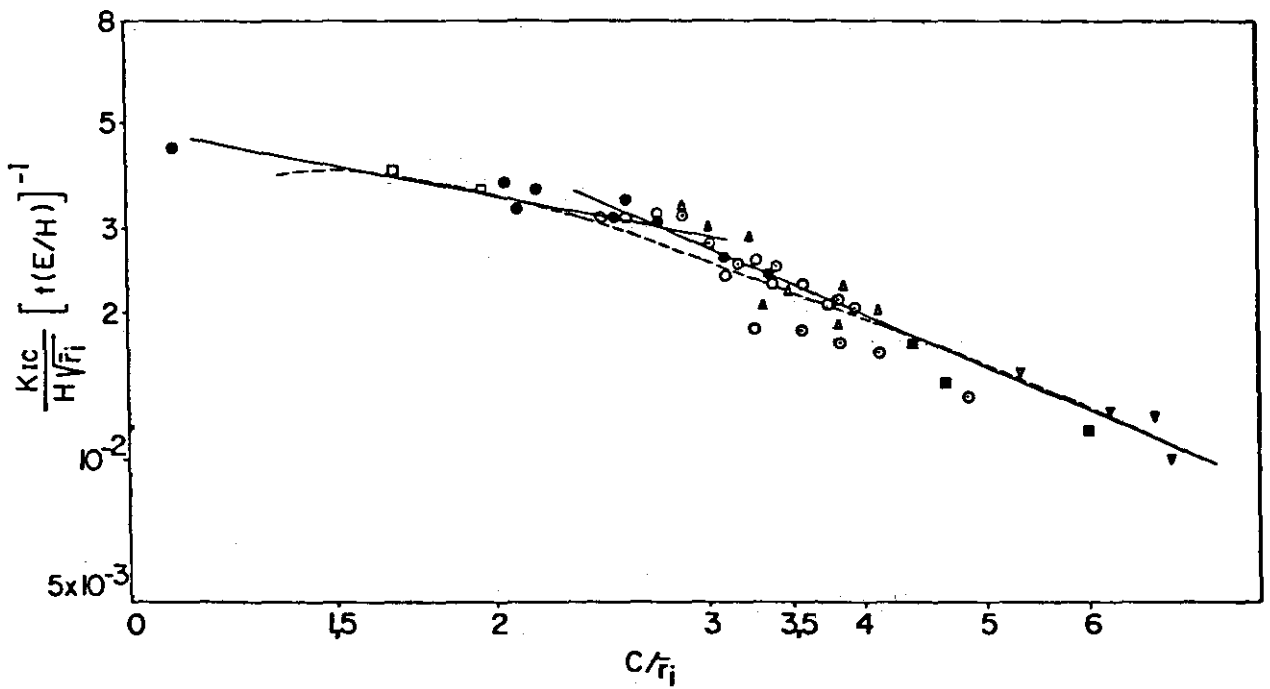


Fig. 2- Ajuste de los datos de fractura de Evans y Charles corregidos con la expresión (1).

MULTICOMPONENT TOUGHENED CERAMICS OBTAINED BY REACTION SINTERING. TOUGHNESS DETERMINATION.

J.S.Moya and P. Miranzo

Instituto de Cerámica y Vidrio (C.S.I.C) - Arganda del Rey - Madrid

A brief analysis on the future possibilities of advanced ceramics in high technology use is made. Strategic as well as economic reasons are reported in order to explain the future role of advanced ceramics as an alternative for many special metallic alloys.

A review of the state of the investigation on full dense zirconia toughened ceramic with a mullite matrix is present. A new kind of multi-component toughened ceramic materials with high mechanical properties (f 400 MNm⁻², K_{IC} 5,4 MNm^{-3/2}) is obtained by reaction sintering of Zircon/Alumina/XO (where X = Mg, Ti, Ca) mixtures.

The toughness of these materials is calculated by a new analytical expression which relates K_{IC} with the indentation parameters. This expression shows that, as different authors had suggested through an empirical way, a physical explanation of the elastic-plastic indentation can be obtained from the spheric cavity expansion analysis. In this basic theory the modification due to the free surface creation and the modification introduced for the elastic stress field to satisfy the Saint Venant's Principle must be taken into account. Finally, the expression mentioned above is fitted for a series of brittle materials.

ACTIVIDADES EN MECANICA DE LA FRACTURA, DEL DEPARTAMENTO DE METALURGIA DE LA UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID.

C. Ránninger Rodríguez

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Madrid.

Resumen:

Las actividades realizadas por el Departamento de Metalurgia en Mecánica de la Fractura, han sido de dos tipos, docentes y de aplicación técnica a problemas reales.

Actualmente, está iniciando dos nuevas líneas de trabajo:

- Utilización de la Mecánica de la Fractura en el diseño de componentes por ordenador.*
- Utilización de probetas con grietas en el estudio de la susceptibilidad a la corrosión intergranular bajo tensión de los aceros inoxidables austeníticos.*

Las actividades del Departamento de Metalurgia en Mecánica de la Fractura han estado centradas en aspectos docentes y en casos de aplicación técnica a problemas reales.

En el aspecto docente, imparte desde hace años un curso de doctorado para ingenieros de las especialidades mecánica y metalurgia sobre mecánica de la fractura.

En el aspecto de aplicación, el Departamento ha realizado estudios de fractura para centrales nucleares. Se han referido a grandes estructuras con defectos, por ej. el Sacrificial Shield Wall, o a depósitos a presión, cuya rotura postulada podría originar proyectiles e incluso generar fragmentos secundarios en otros componentes.

El Departamento de Metalurgia, en la actualidad, sin abandonar las líneas anteriores, está comenzando a actuar en dos nuevas vertientes.

Por un lado, intenta incorporar la Mecánica de la Fractura al diseño de componentes por ordenador. Para ello, se está diseñando un sistema de cálculo y de optimización de componentes mecánicos, que trabajen en condiciones de fractura. El incluir el comportamiento en fractura permite, tanto una optimización del diseño, que tiende a evitarla, como un aprovechamiento integral de la capacidad resistente del elemento, alargando, en consecuencia, la vida media del componente.

Por otro lado, dentro de un proyecto de investigación de estudio de la susceptibilidad a la IGSCC, se analiza el comportamiento de los materiales en ensayos de tracción con velocidad de extensión constante sobre probetas con grietas y se estudia su propagación.

ACTIVITIES ON FRACTURE MECHANICS OF THE METALLURGY DEPARTMENT, UNIVERSIDAD POLITECNICA DE MADRID.

G. Ránninger Rodríguez

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Madrid.

The activities in the Department of Metallurgy on Fracture Mechanics have been based on educational matters and technical applications.

About the first point, the department organizes each year post-graduate fracture mechanics courses for mechanical and metallurgical engineers.

Secondly, the department has performed studies about fracture on nuclear power plants. They have relationship with big defective structures, for example, with the sacrificial shield wall, or with vessels, whose postulated fracture could transcend and cause secondary fragments on other components.

Actually, the department of metallurgy is beginning to act in two new directions, without neglecting the old ones. Firstly, the department tries to incorporate fracture mechanics to computer component design. Therefore they are designing a system for calculation and optimization of mechanical components that work under fracture conditions. The consideration of the behaviour under fracture allows both design optimization, that tends to avoid fracture, as well as an integral utilization of the element's resistance capacity, increasing consequently the life period of the component. Secondly, the department analyzes, in the context of a research program about the susceptibility to the IGSCC, the behaviour of the materials in constant extension rate tests, using specimens with cracks, and studies its propagation.

DESARROLLO DE METODOS NO DESTRUCTIVOS PARA LA GARANTIA DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE COMPONENTES Y SISTEMAS.

J.A. Rescalvo Santiago y Eduardo Naval Ramos
División de Investigación Aplicada del Grupo CIAT. Madrid

En esta ponencia se intenta destacar la importancia de los ensayos no-destructivos en relación con el tema de la rotura de componentes y sistemas y la necesidad de investigación y desarrollos en este campo. Asimismo a título de ejemplo se revisan brevemente el problema de los agrietamientos intergranulares por corrosión-tensión en tubería de inoxidable austenítico y algunas de las investigaciones y desarrollos del Grupo CIAT.

1.- INTRODUCCION

La Mecánica de la Rotura, nacida de la teoría formulada por A.A. Griffith en 1920 tratando de racionalizar las discrepancias entre los valores teórico y experimentales de resistencia de los vidrios inorgánicos, se encuentra hoy día a nivel analítico y metodológico, tras un intenso proceso de desarrollo, en condiciones de servir de base racional al análisis de la integridad estructural de componentes y sistemas que, como consecuencia de grietas preexistentes o inducidas en servicio por corrosión-tensión, fatiga o termofluencia, pueden romper por el crecimiento, rápido e inestable en ocasiones, de tales grietas. Sin embargo aparte de los criterios y métodos de cálculo adecuados se requiere conocer (Fig. 1)

- las características del material en cuestión en el entorno de las grietas
- la magnitud y distribución de las tensiones tanto aplicadas como residuales
- la forma, el tamaño y orientación de las grietas

de modo que el éxito o grado de precisión de las predicciones de la Mecánica de la Rotura y en definitiva las posibilidades reales de una Garantía de Integridad Estructural están totalmente limitados por los de los medios y técnicas empleados para la detección y dimensionamiento de grietas y defectos planares análogos, la caracterización de materiales y la medida de las magnitudes y distribución de las tensiones residuales. Investigación y desarrollos en estos temas son pues vitales a la aplicabilidad técnica de la Mecánica de la Rotura y a la consiguiente Garantía de Integridad Estructural. En ellos viene trabajando la División de Investigación Aplicada del Grupo CIAT desde hace algunos años, con resultados tales como el desarrollo de palpadores ultrasónicos especiales para la detección, discriminación y dimensionamiento de agrietamientos intergranulares por corrosión-tensión en las zonas térmicamente afectadas por el calor de soldadura de las tuberías de acero inoxidable de las líneas de

Recirculación y Evacuación del Calor Residual de los Reactores Nucleares de agua en Ebullición, así como de grietas superficiales, subsuperficiales y bajo plaqueados y recargues con soldadura inoxidable austenítica, la puesta a punto de un procedimiento de discriminación entre indicaciones ultrasónicas debidas a grietas reales y las producidas por reflectores no malignos, tales descuelgues y rechupes de soldadura, contornos de la preparación interna etc., y el desarrollo y adaptación a campo de un método electroquímico (PRP) de evaluación no destructiva del grado de sensibilización de aceros inoxidables austeníticos.

Por razones de espacio en lo que sigue nos referiremos exclusivamente a algo de lo hecho en torno al problema de los agrietamientos por corrosión-tensión de las tuberías de las plantas nucleares de agua en ebullición.

2.- EL PROBLEMA DE LOS AGRIETAMIENTOS INTERGRANUALES POR CORROSION-TENSION

El que un acero inoxidable sensibilizado, por precipitación en sus bordes de grano de carburos de cromo, sufra corrosión intergranular, aún en medios considerados apenas agresivos, es algo que debe esperarse, pero el que tuberías de acero inoxidable austenítico que conducen agua prácticamente pura, como es el caso de la Recirculación de los Reactores Nucleares de Agua en Ebullición, experimenten por esa razón agrietamientos intergranulares que llegan a provocar fugas y podrían en principio poner en peligro su integridad estructural si que ha sorprendido a la comunidad técnica.

Primero fueron las piezas de transición de las toberas N2 que como consecuencia del tratamiento para alivio de tensiones de la vasija, a 650°C durante varias horas, habían quedado intensamente sensibilizadas. Tales piezas de transición incluían en su diseño una unión con una camisa térmica de inconel que por un efecto de resquicio habría favorecido la iniciación de las grietas. Luego tuberías de pequeño diámetro (hasta 8") donde el agua permanecía estanca durante largos periodos de tiempo, circunstancia que habría también favorecido la incubación de las grietas. Sin embargo este tipo de agrietamientos parece haber afectado ahora también a tuberías de diámetro hasta 24" en las que el agua está permanente en movimiento.

El problema pues es lo suficientemente general y de la suficiente entidad como para justificar cuantos esfuerzos se hagan para evaluar la gravedad real del mismo y encontrar soluciones y remedios que lo erradiquen de futuras construcciones y en las centrales ya en operación lo atajen, cuando realmente se haya producido y todavía haya tiempo, al mínimo coste económico (incluyendo los de sustitución por indisponibilidad) y radiológico, y teniendo en cuenta que las plantas nucleares, como las petroquímicas que también sufren este problema, no están pensadas para que duren eternamente, sino por un período de tiempo de unos 40 años.

Remedios propuestos para las centrales ya en operación son el recargue con soldadura, que introduce no solo una barrera por su naturaleza duplex γ - ξ al crecimiento por corrosión-tensión de la grieta, sino también tensiones residuales de compresión que lo deceleran mucho antes de que llegue a la interfase superficie externa original de la tubería/recargue, evitando así que la perfora antes de que se agote la vida de diseño de la planta, y la redistribución de tensiones mediante tratamiento térmico que coloca en compresión la mitad interior de la tubería impidiendo así cualquier crecimiento ulterior de la grieta, si contenida dentro de esa zona.

Cuestiones críticas entonces son:

- determinar cuales son las zonas susceptibles al agrietamiento

- si de modo fiable puede comprobarse si en tales zonas existen o no grietas,
- cuales son las dimensiones de las grietas detectadas, a fin de evaluar si, a la luz de la Mecánica de la Rotura, es o no necesaria una reparación y de reparar qué procedimiento debe emplearse o cual debe ser el espesor del recargue si este fuera el procedimiento indicado, y
- si tras la reparación es posible seguir la evolución de la grieta

Naciendo, como lo hacen, en la superficie interna de las tuberías, la detección de este tipo de grietas demanda el uso de métodos ultrasónicos de inspección, en la esperanza de que cualquier grieta presente en la zona inspeccionada pueda retroreflejar los pulsos ultrasónicos emitidos por el palpador, como las entallas y taladros practicadas en bloques de calibración. Sin embargo la reflectividad de las grietas de corrosión intergranular bajo tensión es tal que incluso grietas pasantes resultaban "indetectables" o no significativas con los medios convencionales y procedimientos de código. La vía entonces adoptada en el Grupo CIAT fue¹ intentar mejorar la relación señal/ruido mediante optimización de la frecuencia y conformado del pulso y del haz y basar la calificación de las posibles indicaciones no en base a criterios de amplitud, inadecuados, como hemos visto, en estos casos, sino en función de la forma y dinámica del eco, ayudándose para este cometido de un computador previamente enseñado a calificar la procedencia de los ecos por parámetro tales como tiempos de subida y bajada, espectro, etc. Todo ello - utilizando como referencia grietas inducidas en servicio o generadas en laboratorio de modo acelerado, pero por los mismos mecanismos que operan en campo (Fig. 2) a fin de garantizar una réplica exacta de las producidas en operación.

Una vez que se ha detectado una grieta se hace preciso para su evaluación por Mecánica de la Rotura determinar sus dimensiones, y aquí también los medios y procedimientos convencionales fallan estrepitosamente como demuestra la Fig. 3 tomada de un informe² publicado por EPRI el 4 de Agosto de 1983, que concluye afirmando que los métodos basados en la difracción por la punta de grieta son los más - fiables a la hora de dimensionar este tipo de grietas, fiabilidad que ya un año antes³ habíamos demostrado en relación a las grietas de fatiga mecánica y térmica.

El método se basa en el hecho de que, al igual que ocurre con la luz (difracción de Young-Sommerfeld), cuando un haz ultrasónico es parcialmente interrumpido por un obstáculo planar, el borde del mismo reemite una onda secundaria cilíndrica, de modo que, si puede ser captada, su posición en la escala de tiempo nos dará la profundidad del obstáculo (Fig. 4). La dificultad es captar tal eco, pero como muestra la Fig. 4 ello es posible a través de un adecuado diseño de los palpadores (solución CIAT) o mediante tratamiento de las señales según el informe - EPRI.

3.- REFERENCIAS

- /1/ Rescalvo, J.A. y Ruíz Bauzá, J.L., "El problema de los agrietamientos Intergranulares por Corrosión-Tensión de los Aceros Inoxidables Austeníticos en BWR's: Su detección y Evaluación, IX Reunión de la S.N.E., Sevilla (1983).
- /2/ EPRI NDE Center, "Ultrasonic Sizing Capability of IGSCC and its Relation to Flaw Evaluation Procedures", (1983).
- /3/ Rescalvo, J.A., Naval E. y Ruíz Bauzá, J.L., "Evaluación de Dimensiones de Defectos por Técnicas de Difracción Ultrasónica", IV Congreso Español de E.N.D., Alicante (1982).

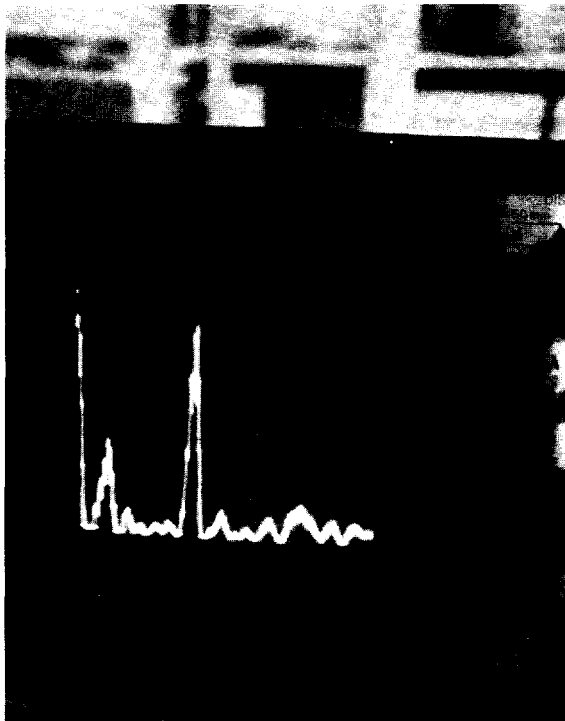
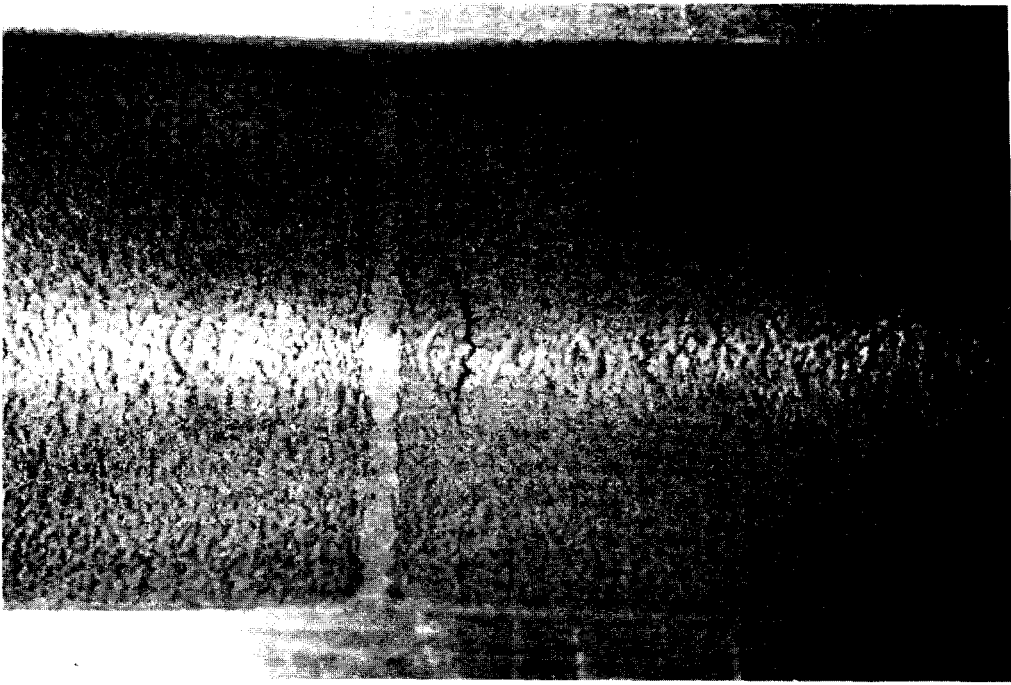
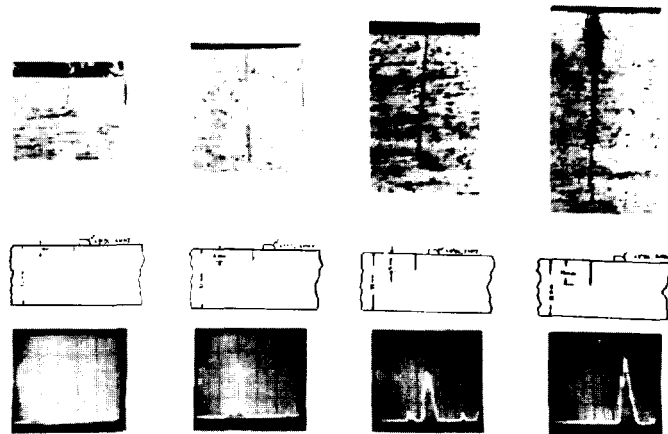
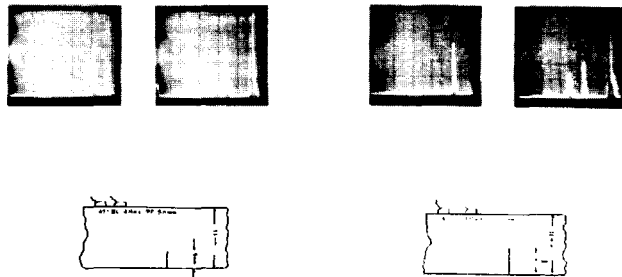


Fig.2 - Grieta IGSCC generada en el laboratorio y su respuesta ultrasonica



ANÁLISIS DE LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA EL ANÁLISIS DE TENSIONES RESIDUALES EN PUNTO DE INICIACIÓN DE GRIETAS DE FATIGA EN ACERO A 200°C Y 1000 MPa.

I



II

- I) Desde la superficie de iniciación
- II) Desde la superficie opuesta

Fig. 4 - Dimensionamiento de grietas de fatiga por difracción UT

STRUCTURAL INTEGRITY ASSURANCE

José Antonio Rescalvo y Eduardo Naval

División de Investigación Aplicada del Grupo CIAT. Madrid.

Often structural parts are subjected in service to cracking or material degradation that if not detected in advance will lead finally to failure, causing forced outages and very often important damage to the system. This reason of the periodical in-service inspections to increase safety, reliability and availability through the detection of any incipient crack or change in material properties and the assesment of their influence on the integrity of structural parts. This requires non destructive techniques not only for detecting cracks, but determining its size, judging the degree of deterioration of the material or its fracture toughness and measuring the stresses distribution, specially the residual ones. These topics are very actively researched in Spain by the Grupo CIAT, group of companies dedicated to Quality Assurance. Inspection and Consulting Services for the conventional and nuclear industries.

Some of the results of those research programs are: the development of a high performance ultrasonic transducer for the detection, discrimination and sizing of Intergranular Stress Corrosion Cracks, surface near-surface and underclad cracks, cracks under stainless steel weld overlays and on heavy cast components, a computer-aided discrimination of real crack ultrasonic indications from those due to geometrical reflectors and an electrochemical on field determination of the degree of sensitization of stainless steel pipes.

CAVITACION EN UNA ALEACION SUPERPLASTICA DE ALUMINIO

O. Ruano

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Av. de Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid.

Se ha realizado un estudio de la formación de cavidades en una aleación de aluminio de tamaño de grano fino. Se ha investigado la cavitación en función de la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura. A velocidades de deformación altas, excepto en el intervalo de 400 a 500°. A 500°C y a altas velocidades de deformación las cavidades son grandes, redondeadas y están uniformemente distribuidas en la longitud de trabajo de la probeta. Según se aumenta la velocidad de deformación, las cavidades son menores y se alinean paralelamente al eje de tracción. El mismo efecto se observa a una velocidad de deformación baja cuando se disminuye la temperatura. Las cavidades redondeadas y las alargadas son consecuencia de procesos difusionales y de movimiento de dislocaciones, respectivamente, que se producen durante la deformación plástica.

1. INTRODUCCION

Aunque los materiales superplásticos han sido estudiados con detalle en relación a los parámetros de deformación, las características de fractura apenas han sido investigadas. Hace sólo 14 años se pensaba que todos los materiales deformados en el intervalo superplástico de temperatura y velocidad de deformación no presentaban cavidades internas /1/. Sin embargo, trabajos posteriores han puesto de manifiesto la presencia de cavidades y la influencia que ejercen en las propiedades mecánicas. Así, se ha detectado la presencia de cavidades en aleaciones superplásticas de base hierro /2/, cobre /3/, cinc /4/, aluminio /5/, magnesio /6/, titanio /7/ y plomo /8/. Recientemente han aparecido también resúmenes en este tema /9,10/.

En todos los trabajos mencionados, apenas existe mención de los factores que influyen en la cavitación interna y la morfología de las cavidades. Únicamente en una aleación de cobre /11/, se pone de manifiesto las diferencias de morfología en función de la velocidad de deformación. En este trabajo se hace un estudio de la morfología y el crecimiento de cavidades, relacionándolos con los procesos de deformación que tienen lugar en los diferentes intervalos de temperaturas y velocidades de deformación.

2. INTRODUCCION

El material utilizado fue una aleación comercial de aluminio en forma de chapa de 2,3 mm de espesor producida por Alcan (Canadá) conteniendo 5% de Ca y 5% de Zn. La microestructura consiste de una dispersión uniforme de partículas esferoidales de Ca Zn Al_3 distribuidas en la matriz de aluminio trabajada en frío. Las partículas de 2ª fase tienen un tamaño comprendido entre 0,5 y 2 μm . El tamaño de grano de la matriz es de 4 μm . Los ensayos de tracción se realizaron en probetas mecanizadas con una longitud de trabajo de 300 mm. Las probetas se ensayaron en la dirección de laminación con una máquina de la marca Instron, modelo TT-CM-L a velocidades de desplazamiento del carro constantes durante el ensayo. La temperatura de los ensayos de tracción se varió entre 25 y 500°C mediante hornos que se adaptaron a la máquina de tracción.

Después de la fractura, todas las probetas se cortaron transversalmente a la longitud de trabajo y se montaron en cronolita. El examen de las cavidades se realizó con un microscopio óptico en probetas previamente pulidas pero sin atacar químicamente.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

En la Fig. 1 se representa la variación de los alargamientos a rotura en función de la temperatura para dos velocidades de deformación, una baja y la otra alta. La figura muestra que los alargamientos son mayores a bajas velocidades que a altas velocidades de deformación para todas las temperaturas excepto para aquellas comprendidas entre 400 y 500°C. La figura muestra también que se ob-

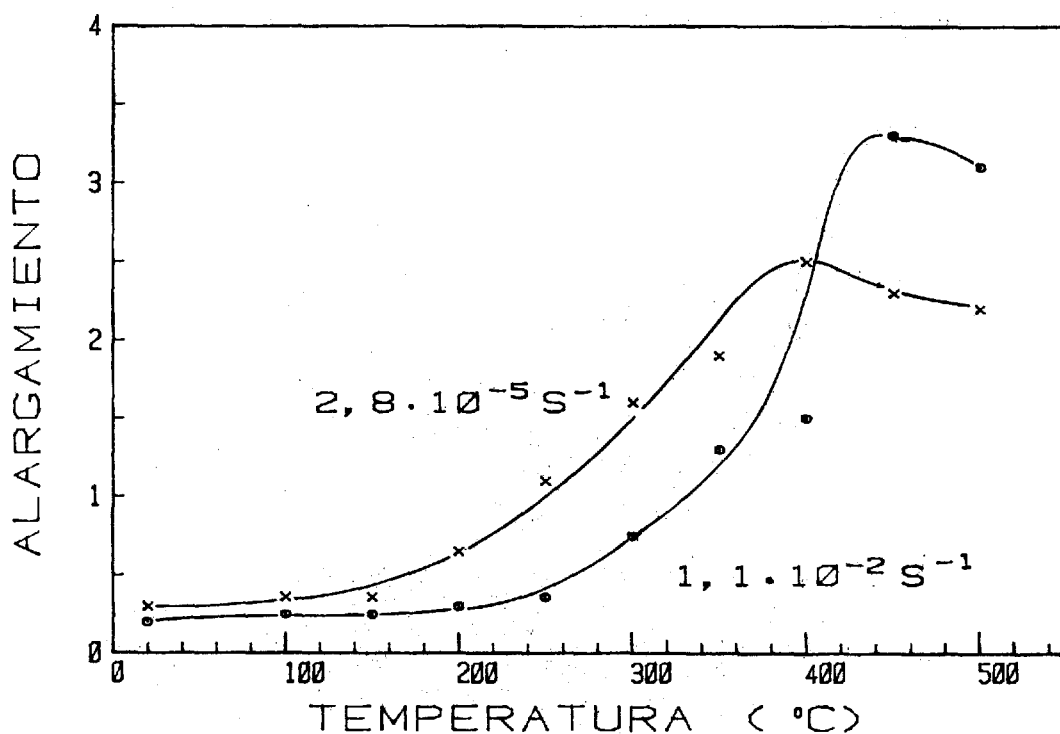


Fig. 1 - Alargamiento a rotura en función de la temperatura para dos velocidades de deformación.

tienen grandes alargamientos a partir de 350°C aproximadamente. Esto significa que el comportamiento superplástico empieza a manifestarse a partir de esta temperatura para ambas velocidades de deformación y que existe una contribución importante en la deformación proveniente del deslizamiento de bordes de grano.

En la Fig. 2 se presentan microfotografías de la región de fractura de probetas ensayadas en tracción a una velocidad de deformación de $2,8 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ y a diferentes temperaturas: a) 350°C, b) 400°C, c) 450°C y d) 500°C. En todos los casos, el eje de tracción está situado horizontalmente y la superficie de fractura está a la izquierda de las microfotografías. A 350°C prácticamente no existen cavidades en la probeta. A 400°C las cavidades son pequeñas y alargadas y

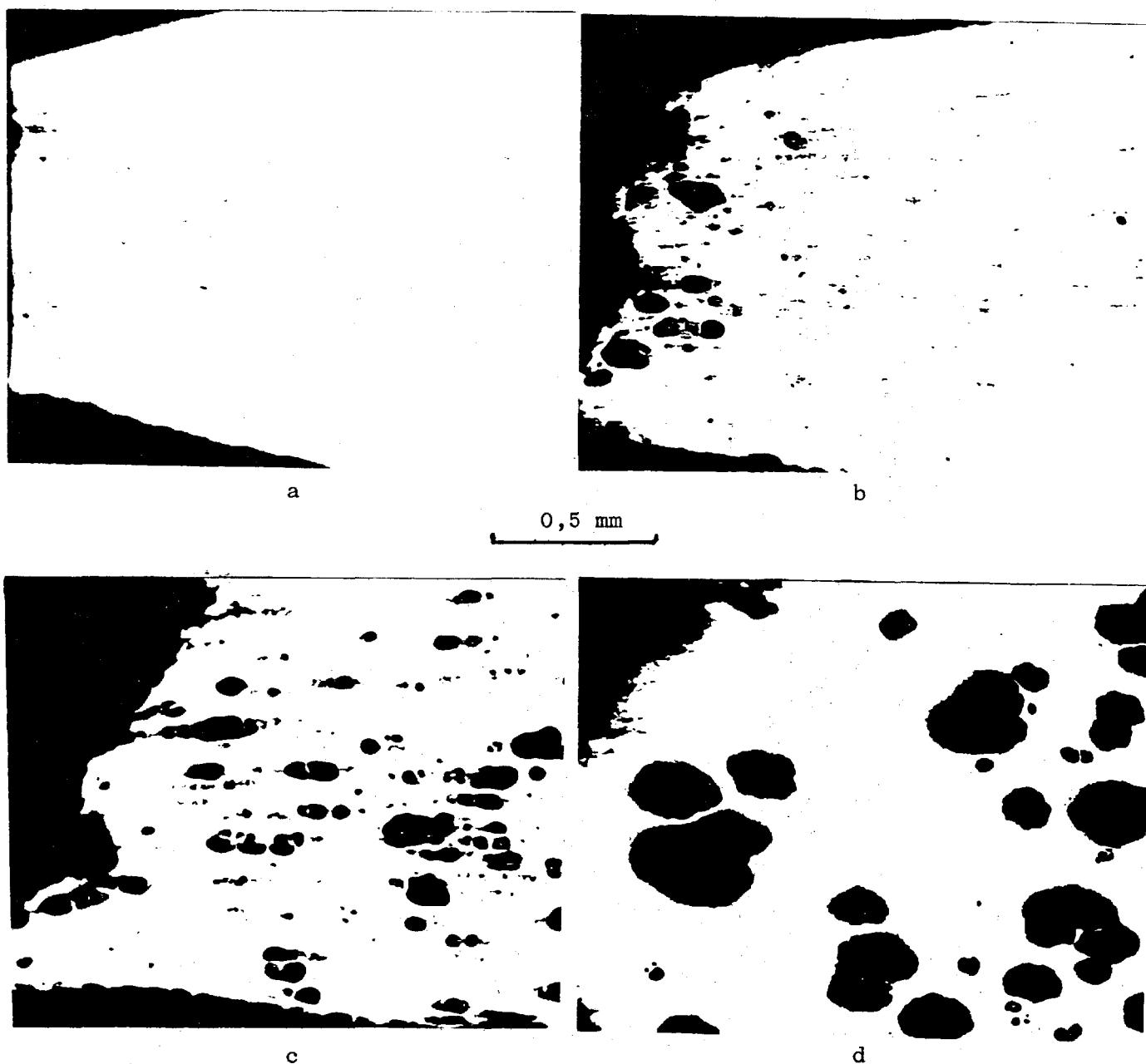


Fig. 2 - Microfotografías de la región de fractura de probetas ensayadas a $2,8 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ y a diferentes temperaturas: a) 350°C, b) 400°C, c) 450°C y d) 500°C.

y más numerosas en la región cerca de la superficie de fractura. Las cavidades tienden a alinearse en filas paralelas al eje de tracción. Esta tendencia ha sido observada también en aceros de fase dual /12/ y en la aleación Zn-22%Al /13/. A 450°C las cavidades han crecido bastante y tienen forma redondeada, continuando la tendencia a alinearse a lo largo del eje de tracción. Por último, a 500°C las cavidades son muy grandes, hasta de 400 μm de diámetro, muy redondeadas y están distribuidas al azar en la longitud de trabajo de la probeta. En todos los casos expuestos anteriormente existen diferencias apreciables en el tamaño de las cavidades en una misma probeta. Debido a dificultades experimentales, no se ha realizado en este trabajo un análisis del número de cavidades, por lo que no se trataron los aspectos relativos a la nucleación.

La característica más importante que ofrece la serie de microfotografías de la Fig. 2 es la diferencia de forma que existe entre las cavidades de probetas deformadas a distintas temperaturas. Esta diferencia se debe al proceso de crecimiento de cavidades que entra en juego una vez que la cavidad se ha nucleado. Si el proceso es de difusión de vacantes, la cavidad tenderá a tener forma esférica. Si es por movimiento de dislocaciones, la cavidad tenderá a alargarse en la dirección del eje de tracción.

En base a estos conceptos, se podría explicar la forma de las cavidades de la Fig. 2 de la siguiente manera. A 400°C, a la vez que un deslizamiento de bordes de grano existe un proceso de movimiento de dislocaciones que alarga las cavidades en la dirección del eje de tracción. A 450°C este mecanismo empieza a perder importancia y las cavidades, aunque de carácter mixto, son preponderantemente redondeadas. A 500°C, como consecuencia de la alta temperatura de ensayo, el deslizamiento de bordes de grano va acompañado de un proceso de difusión. Esta temperatura corresponde a $0,8 T_f$ (T_f es el punto de fusión) y podría perfectamente acelerar el proceso de difusión de vacantes.

La Fig. 2a no muestra prácticamente cavidades a pesar de un alargamiento cercano a 200 %. La presencia de una estricción bastante difusa, la ausencia de cavidades y la temperatura a que se realizó el ensayo ($0,7 T_f$) corresponden más a un comportamiento superplástico típico. Sin embargo, es de difícil explicación el alargamiento a rotura relativamente bajo que tiene la probeta.

En la Fig. 3 se presentan microfotografías de la región de fractura de probetas ensayadas en tracción a 500°C y distintas velocidades de deformación: a) $1,1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, b) $2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, c) $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y d) $2,8 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Las microfotografías muestran claramente una transición en la forma de las cavidades en función de la velocidad de deformación a que se realiza el ensayo. Mientras que a $2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ las cavidades son pequeñas y están alineadas en filas paralelas al eje de tracción, a $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ las cavidades son grandes y redondeadas y están distribuidas al azar en la longitud de trabajo de la probeta. La transición se produce a $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ aproximadamente, teniendo las cavidades un carácter mixto.

Análogamente a lo comentado respecto a la figura anterior, la forma de las cavidades refleja la importancia del mecanismo de deformación que entra en juego durante la deformación del material. A altas velocidades de deformación, el deslizamiento de bordes de grano va acompañado de un proceso de movimiento de

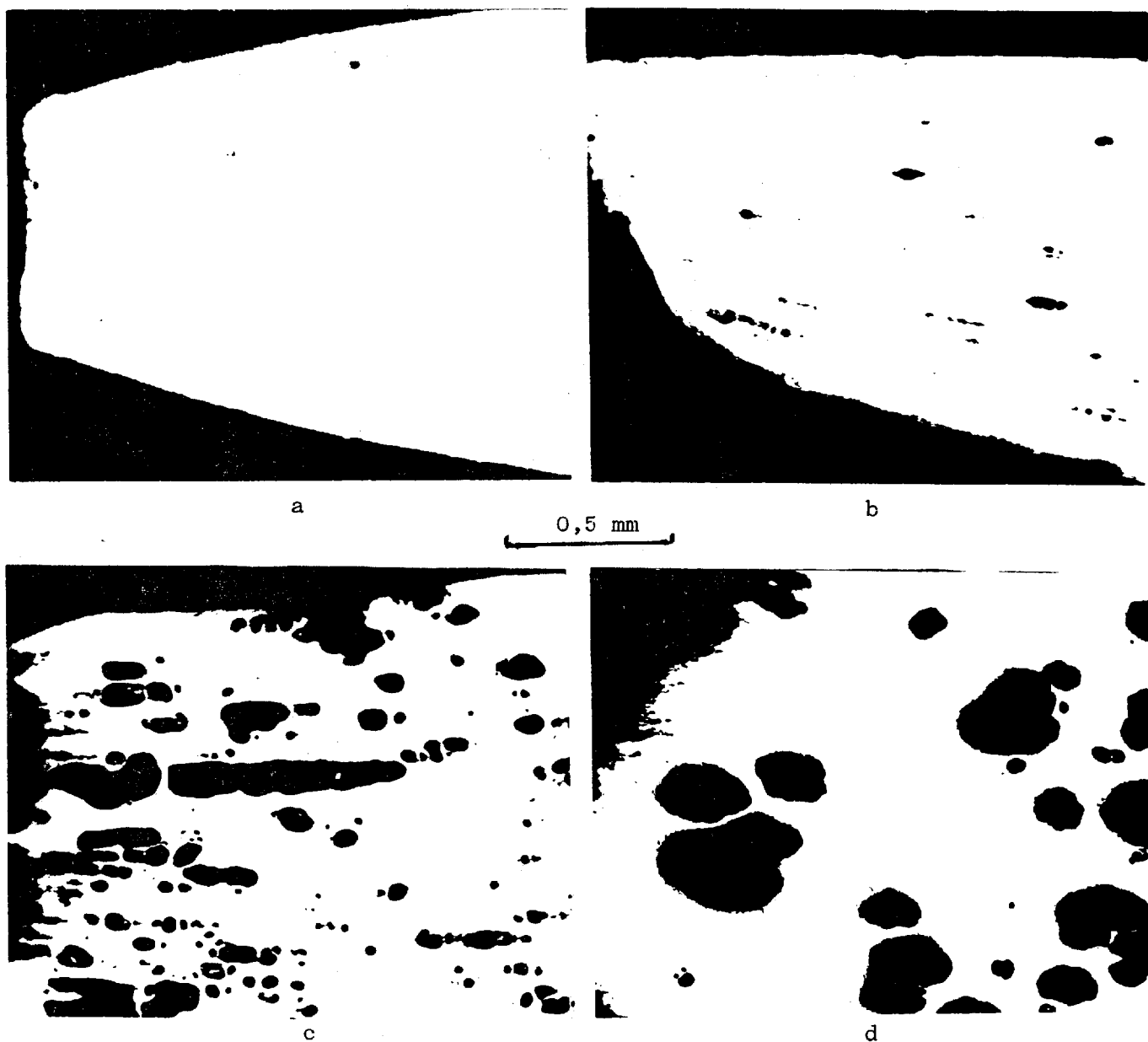


Fig. 3 - Microfotografías de la región de fractura de probetas ensayadas a 500°C y a diferentes velocidades de deformación: a) $1,1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, b) $2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, c) $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y d) $2,8 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

dislocaciones y las cavidades son alargadas en la dirección del eje de tracción. A bajas velocidades de deformación el proceso que acompaña al deslizamiento de bordes de grano es el de difusión de vacantes y las cavidades toman forma redondeada.

Estos resultados concuerdan cualitativamente con los modelos de crecimiento de cavidades. Una cavidad puede crecer mediante la absorción de vacantes desde una zona adyacente /14/ o mediante un proceso de movimiento de dislocaciones fuera de dicha zona /15/. Un cálculo teórico predice que este último proceso se verá favorecido cuando $\sigma/\dot{\epsilon}$ sea bajo, es decir, a altas velocidades de deformación (ya que el exponente de la velocidad de deformación, m , en $\sigma = k \dot{\epsilon}^m$, donde k es una constante, es menor que 1). Sin embargo, la teoría predice un radio de cavidad crítico por encima del cual se pasa del proceso de crecimiento controlado

por difusión al controlado por movimiento de dislocaciones que está muy por debajo del observado experimentalmente. Mientras que el radio crítico teórico es de $1\ \mu\text{m}$ aproximadamente, en este trabajo se han encontrado cavidades redondeadas con un diámetro de $50\ \mu\text{m}$. Esta diferencia se puede deber a la imperfección del modelo que no tiene en cuenta los parámetros adecuados o a la presencia de granos muy finos que elevarían notablemente el flujo difusional. Otro problema es que las teorías parten de un cierto número de cavidades a $\xi=0$ con lo cual se debería tener un único tamaño de cavidad. Como experimentalmente esto no es así, sería necesario introducir en las ecuaciones del crecimiento de cavidades un término de nucleación que fuese función de la deformación.

A $1,1 \cdot 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$ la probeta muestra muy pocas cavidades. En este caso es posible que el corto tiempo que transcurre hasta que se produce la fractura no da lugar a que las cavidades crezcan. Sin embargo, no explicaría porqué las cavidades no se nuclean.

4. REFERENCIAS

- /1/ Johnson, R.H., Met. Rev., 15, p.115, (1970).
- /2/ Smith, C.I. y Ridley, N., Met. Tech., 1, p.191, (1974).
- /3/ Livesey, D.W. y Ridley, N., Metall. Trans., 9A, p.519, (1978).
- /4/ Belzunce, J. y Suery, M., Scripta Metall., 15, p.895, (1981).
- /5/ Tait, R.A. y Taplin, D.M.R., Scripta Metall., 13, p.77, (1979).
- /6/ Tilman, M.M., Crosby, R.L. y Neumeier, L.A., U.S. Bureau of Mines, Report N° 8382, (1979).
- /7/ Arieli, A. y Mukherjee, A., Mater. Sci. Eng., 43, p.47, (1980).
- /8/ Livesey, D.W. y Ridley, N., J. Mater. Sci., 13, p.825, (1978).
- /9/ Stowell, M.J., en Superplastic Forming of Structural Alloys, AIME, 1982
- /10/ Langdon, T.G., Met. Sci., 16, p.175, (1982).
- /11/ Shei, S.A. y Langdon, T.G., J. Mater. Sci., 13, p.1084, (1978).
- /12/ Humphries, C.W. y Ridley, N., J. Mater. Sci., 9, p.1429, (1974).
- /13/ Ishikawa, H., Bhat, D.G., Mohamed, F.A. y Langdon, T.G., Metall. Trans., 8A, p.523, (1977).
- /14/ Speight, M.V. y Harris, J.E., Met. Sci., 1, p.83, (1967).
- /15/ Hancock, J.W., Met. Sci., 10, p.319, (1976).

CAVITATION IN A SUPERPLASTIC ALUMINIUM ALLOY

O. Ruano

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Madrid.

A study of cavity formation during tensile deformation of a fine grained superplastic aluminium alloy has been made. Cavitation has been investigated as a function of strain, strain rate and temperature. Maximum elongation to fracture occurs at 500°C and high strain rates and there is a decrease at lower temperatures. Compared to high strain rates, at low strain rates the total elongation is higher, except for the range 400 to 500°C. At 500°C and high strain rates the cavities are large, rounded and randomly distributed; but as the strain rate is increased the cavities tend to be smaller and to lie in strings parallel to the tensile axis. The same effect is observed at a low strain rate as the temperature is decreased. The rounded and elongated cavities are a consequence of diffusional and dislocation processes respectively, that occurs during plastic deformation.

FISURACION DE ACEROS DE PRETENSADO INDUCIDA POR UN AMBIENTE AGRESIVO.

V. Sánchez-Gálvez, M. Elices

Escuela de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica. Madrid.

Se presentan resultados de ensayos de corrosión bajo tensión a carga constante y a velocidad de deformación constante en medios realistas y a distintos potenciales. Se observa distinto comportamiento de los aceros templados y revenidos respecto de los aceros trefilados en la zona anódica.

También se presentan los primeros resultados de ensayos de corrosión fatiga en agua de mar artificial para distintas formas de onda y frecuencias, que muestran una aceleración de la propagación de las fisuras respecto de la velocidad de propagación por fatiga en un medio inerte.

1.- INTRODUCCION

En los últimos años se ha demostrado que la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal constituye una herramienta apropiada para el estudio de la fisuración (iniciación y propagación) inducida por un ambiente agresivo, tanto a carga constante (corrosión bajo tensión) como a carga oscilante (corrosión fatiga).

La aplicación de este método de trabajo al caso de los aceros de pretensado presentaba el inconveniente de la geometría, alambres de pequeño diámetro -- con fisuras superficiales semielípticas, que entraña dificultades de cálculo del factor de intensidad de tensiones y experimentales, por cuanto no es posible seguir el crecimiento de la fisura utilizando métodos ópticos.

Ambos problemas fueron resueltos en el Departamento de Física y Física de Materiales de la Escuela de Ingenieros de Caminos de Madrid con anterioridad /1,2/ y esta comunicación presenta los últimos avances conseguidos en dicho Departamento en el campo de la fisuración de aceros de pretensado inducida por el ambiente.

2.- CORROSION BAJO TENSION

La fisuración de los aceros de pretensado inducida por el ambiente, o corrosión bajo tensión, es uno de los problemas de mayor trascendencia para estructuras de hormigón pretensado. Existe información de algunas roturas sucedidas en distintos países y el interés por el tema es grande como lo demuestra el que se hayan celebrado tres simposios internacionales sobre corrosión bajo tensión de aceros de pretensado /3-5/.

En el Departamento de Física y Física de Materiales se trabaja activamente en este campo desde hace bastante tiempo. En el último año la investigación realizada ha ido encaminada a descubrir los distintos mecanismos por los que progresan las fisuras en distintas condiciones de pH y potencial en medios realistas que simulen las condiciones en que se encuentra el acero dentro del hormigón.

Como medio ambiente se han utilizado soluciones acuosas de hidróxido cálcico con distintas adiciones de cloruro sódico. Se han realizado ensayos con aceros eutectoides trefilados, que son los más comúnmente utilizados, y con aceros templados y revenidos. En todos los casos se utilizan probetas de alambre con una fisura previa obtenida por fatiga y se comparan las cargas de rotura en el medio con las cargas de rotura en el aire, utilizándose la relación carga de rotura en el medio/carga de rotura en el aire como medida de la susceptibilidad del acero a la corrosión bajo tensión.

Se han realizado ensayos a carga constante y a velocidad de deformación constante. Los últimos resultados se presentaron en la Reunión de ASTM de Bal Harbour, Fla. en Noviembre de 1983 /6/ y se publicarán en breve en una publicación especial de ASTM. La figura 1 muestra los resultados obtenidos en los ensayos a carga constante para dos potenciales distintos (-600 mV y -1200 mV), con un acero trefilado (acero A) y con dos aceros templados y revenidos (aceros B y C). La figura 2 muestra los resultados de ensayo a velocidad de deformación constante para distintos potenciales y la figura 3 los resultados para distintas velocidades de deformación y con potencial de -600 y -1200 mV para los tres aceros estudiados.

Puede verse en las figuras que el comportamiento de todos los aceros a -1200 mV, es decir en la zona catódica, es muy parecido, con valores de K_{ISCC} entre el 40 y el 60% de K_{IC} , y comprobándose también que a este potencial a medida que disminuye la velocidad de deformación la susceptibilidad de los aceros aumenta y es máxima como límite en los ensayos a carga constante. Por el contrario, a -600 mV, en la zona anódica, el comportamiento de los aceros ensayados es totalmente distinto. En todos los casos, existe una velocidad de deformación para la cual la susceptibilidad es máxima y el valor de K_I en rotura es inferior al K_{ISCC} obtenido en ensayos a carga constante. Además el comportamiento de los aceros templados y revenidos es muy diferente del acero eutectoide trefilado, mostrando aquellos una susceptibilidad a la corrosión bajo tensión mucho mayor en esta región anódica.

La principal conclusión de este trabajo ha sido cuestionar el significado del umbral del factor de intensidad de tensiones K_{ISCC} para la no propagación de fisuras por corrosión bajo tensión, por cuanto ha quedado demostrado que en la región anódica depende fuertemente de la velocidad de deformación y no puede por tanto obtenerse en ensayos a carga constante.

3.- CORROSION FATIGA

Este último resultado pone de manifiesto la extremada importancia de la velocidad de deformación sobre la progresión de fisuras en un medio agresivo. Así pues, los estudios de comportamiento basados en ensayos a carga constante, es decir, los ensayos clásicos de corrosión bajo tensión pueden dejar del lado de la inseguridad cuando a la carga aplicada se superponen oscilaciones de carga por pequeñas que éstas sean. Ello lleva ineludiblemente al estudio del comportamiento en corrosión fatiga, es decir el estudio de la progresión de fisuras en un medio no inerte bajo la acción de cargas oscilantes.

El primer problema resuelto en el Departamento ha consistido en la realización de un método experimental de medida continua de la profundidad de la fisura durante el ensayo /7/. Se ha conseguido midiendo la flexibilidad de las probetas por medio de un extensómetro dinámico de 12.5 mm. de base fijado a ambos lados del labio de la fisura. Para evitar tener que sumergir el extensómetro en el medio agresivo, la fisura se mantiene en contacto con el medio utilizando un tubo flexible por el cual se hace circular la solución de forma que las cuchii-

llas del extensómetro quedan por fuera del tubo.

En los primeros ensayos realizados se ha utilizado como medio agresivo agua de mar artificial y se han ensayado probetas de acero eutectoide trefilado /8/. Se ha medido la velocidad de propagación de las fisuras tanto en el agua de mar artificial como en aire a efectos de comparación. Se han utilizado tres formas de onda, sinusoidal, triangular y cuadrada y distintas frecuencias entre 0,07 y 8 Hz. Los primeros ensayos se han realizado con una relación de cargas R de 0,1 estudiando únicamente la zona de Paris de propagación de fisuras por fatiga. -- Las figuras 4,5 y 6 muestran los primeros resultados obtenidos confirmando que el medio acelera la progresión de las fisuras respecto de la velocidad de propagación por fatiga en un medio inerte. Se observa asimismo una clara influencia de la forma de la onda en el sentido de ser más importante el efecto de la corrosión fatiga en ondas sinusoidales o triangulares que en ondas cuadradas y parece existir también una influencia de la frecuencia de forma que las frecuencias más bajas ocasionan una velocidad de crecimiento de la fisura por ciclo ma yor.

El trabajo en curso irá dirigido al estudio de la corrosión fatiga en la región de intervalos del factor de intensidad de tensiones menores en la cual el efecto de la frecuencia y de la forma de onda se piensa será más acusado y al estudio de la influencia del factor R, de gran importancia en la corrosión fatiga y que en la utilización real de aceros de pretensado alcanza valores altos cercanos a la unidad.

REFERENCIAS

- /1/ Valiente, A., Tesis doctoral. Escuela de Caminos. Universidad Politécnica (1980).
- /2/ Sánchez-Gálvez, V., Elices, M. y Valiente, A., Proceedings IABSE. Colloquium, Lausanne, pp. 639. (1982).
- /3/ FIP, First International Symposium on Stress Corrosion of Prestressing Steel. Arnhem (1971).
- (4/ FIP, Second International Symposium on Stress Corrosion of Prestressing Steel. Arnhem (1973).
- /5/ FIP, Third International Symposium on Stress Corrosion of Prestressing Steel, El Escorial, Madrid (1981).
- /6/ Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L. y Elices M., ASTM, International Symposium on Laboratory Corrosion Tests and Standards. Bal Harbour, Fa. (1983).
- /7/ Sánchez-Gálvez, V., Valiente, A. y Elices M., Corrosion y Protección, pp. 117 (1983).
- /8/ Sánchez-Gálvez, V., Valiente, A. y Elices, M., International Conference on Fracture Prevention in Energy and Transport Systems, Rio de Janeiro (1983).

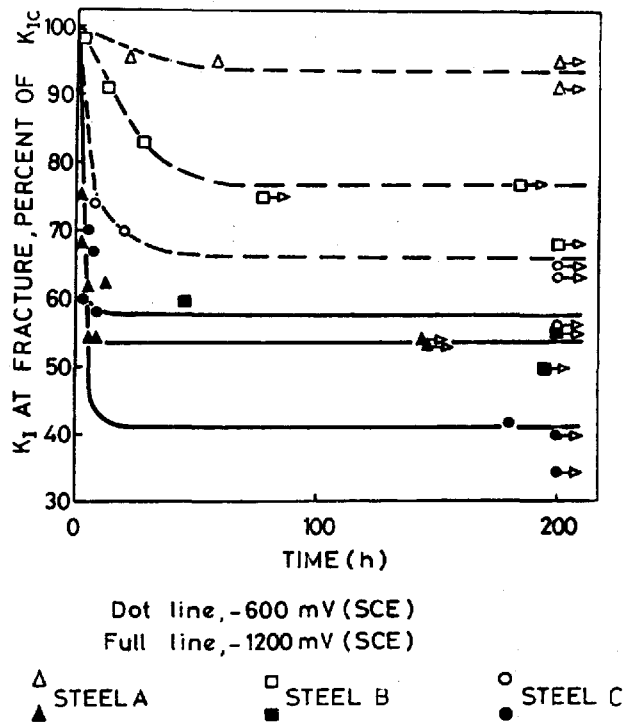


Fig. 1.- Resultados de ensayos de corrosión bajo tensión a carga constante. Valor del K_I en rotura en tanto por ciento de K_{IC} en función del tiempo.

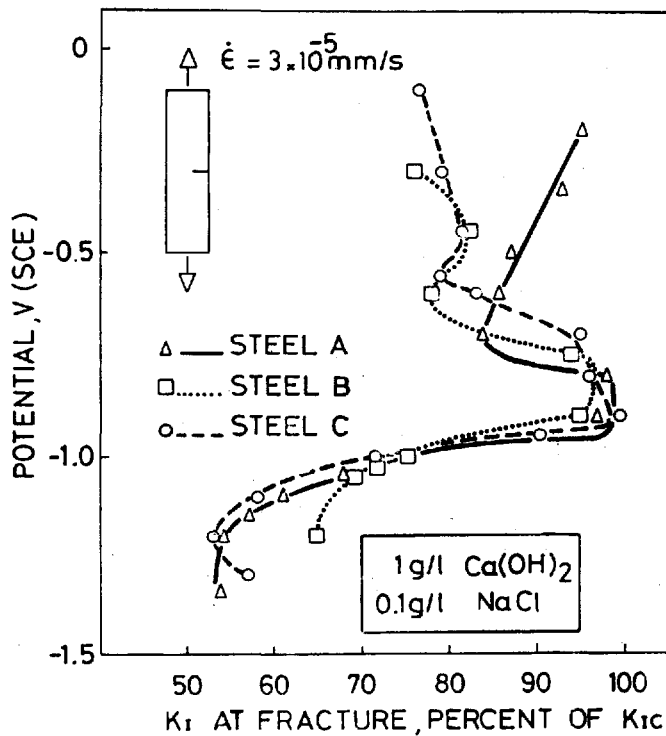


Fig. 2.- Resultados de ensayos de corrosión bajo tensión a velocidad de deformación constante. K_I en rotura (% de K_{IC}) en función del potencial.

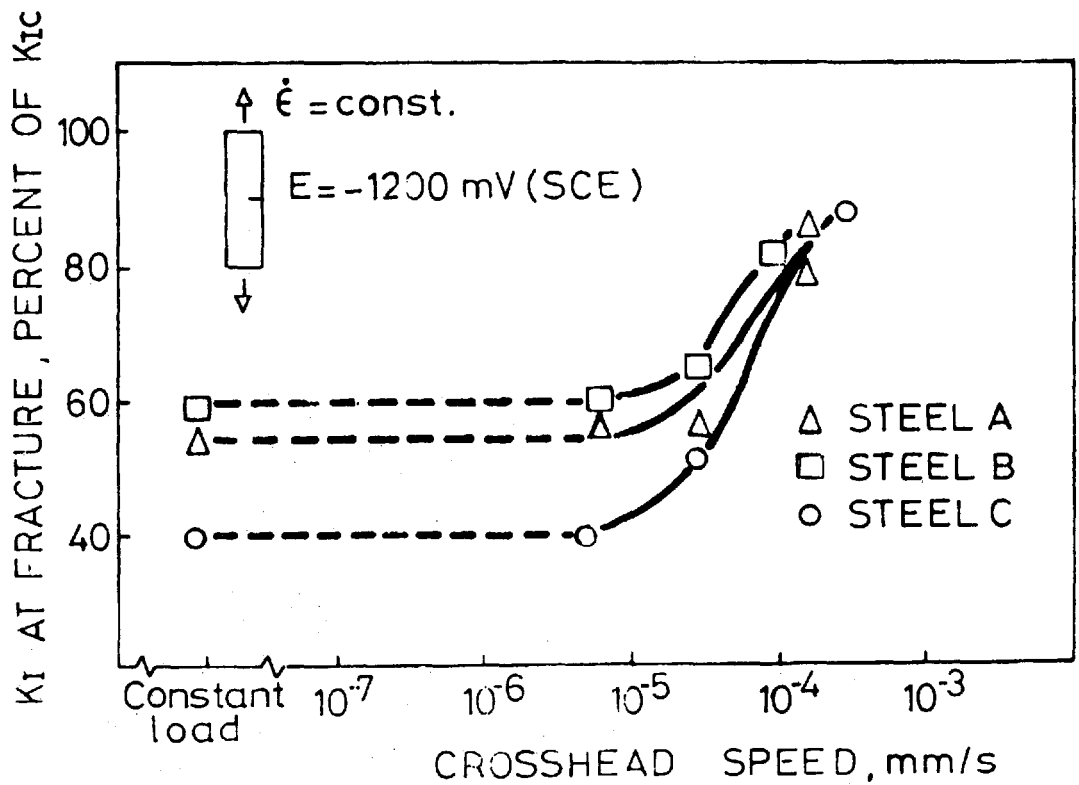
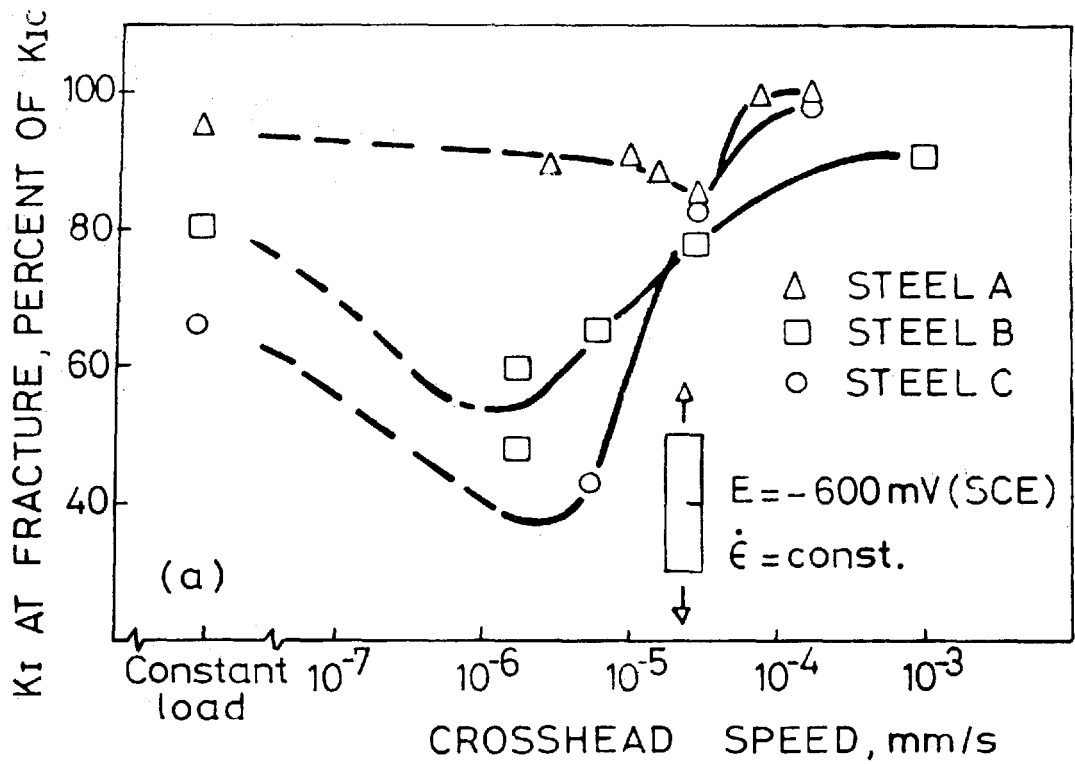


Fig. 3.- K_I en rotura (% de K_{IC}) en función de la velocidad de deformación para potenciales de -600 mV y -1200 mV .

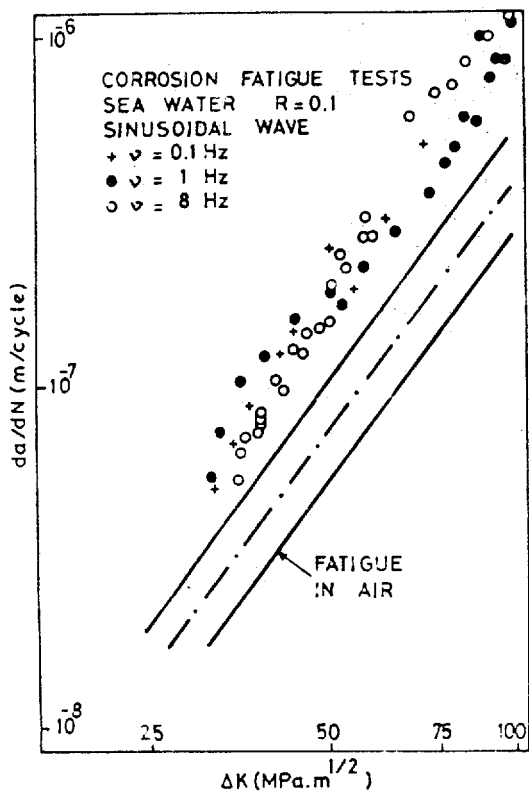


Fig. 4.- Resultados de ensayos de corrosion fatiga. Onda sinusoidal.

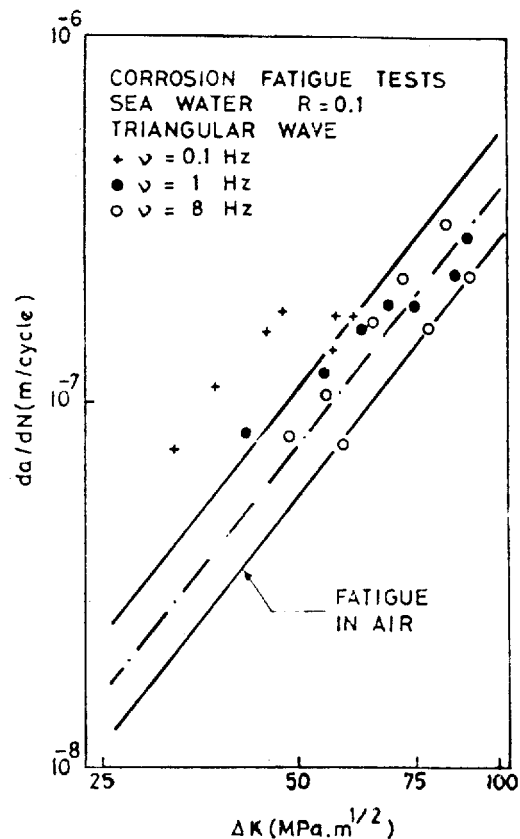


Fig. 5.- Resultados de ensayos de corrosion fatiga. Onda triangular.

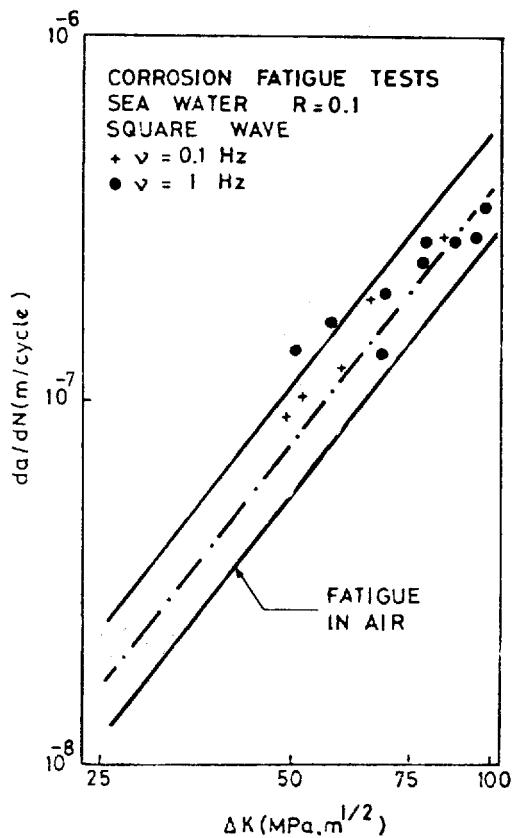


Fig. 6.- Resultados de ensayos de corrosión fatiga. Onda cuadrada.

ENVIRONMENT INDUCED CRACKING OF PRESTRESSING STEELS

V. Sánchez-Gálvez, M. Elices

Escuela de Ingenieros de Caminos, Universidad Politécnica. Madrid.

This paper shows the last achievements of research programs carried out in the Department of Physics of Materials of the Polytechnic University of Madrid, in the field of environment induced cracking of prestressing steel, by using the Linear Elastic Fracture Mechanics concepts.

In stress corrosion cracking, both constant load test and a low strain rate test results are presented. Precracked specimens in realistic environments at different potentials have been used. In the cathodic regime, eutectoid cold drawn steels as well as quenched and tempered steels show a fairly similar behaviour. In the anodic regime however the stress corrosion susceptibility of quenched and tempered steels is high while cold drawn steels show a much better behaviour, and the results are dependent on the strain rate, questioning the meaning of K_{ISCC} as determined from a constant load test.

In corrosion fatigue the first tests results of an extensive research program are presented. Tests have been performed in artificial sea water and different waveforms and frequencies have been used. The results show an increase of crack growth rate in sea water with respect to fatigue crack growth in an inert environment.

FISURACION POR FATIGA Y FRAGILIZACION DE ACEROS EMPLEADOS EN INGENIERIA CIVIL

A. Valiente Cancho

Dpto. de Física y Física de Materiales. E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Madrid.

En esta ponencia se recogen algunos de los trabajos de investigación realizados con la participación del autor en el Departamento al que pertenece. Todos ellos se encuadran en el campo de la Mecánica de Fractura y están dirigidos - fundamentalmente al estudio del comportamiento en fractura de los materiales empleados en ingeniería civil.

1.- INTRODUCCION

El Departamento de Física y Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de Madrid (DFFM) viene dedicándose a la investigación en Mecánica de Fractura desde hace una década. Las actividades desarrolladas durante este periodo se han dirigido siempre al estudio de problemas de Ingeniería Civil en los cuales la posibilidad de una rotura frágil, en sentido ingenieril, supone un riesgo no despreciable.

Cuando se quiere destinar los aceros actualmente empleados en Ingeniería Civil a usos no convencionales, en condiciones que acentúan su propensión a la rotura frágil, porque disminuye la resistencia a la fractura o porque se propicie el crecimiento de fisuras, surgen dificultades que pueden ser resueltas con ayuda de la Mecánica de Fractura.

En esta línea de investigación el Departamento de Física y Física de Materiales ha abordado el estudio, entre otros, de los siguientes problemas:

- Efecto de la temperatura sobre la resistencia a fractura de aceros de armar y pretensar.
- Iniciación y crecimiento de fisuras por fatiga en aceros de pretensar.

Seguidamente se presenta una breve exposición del desarrollo de estos trabajos con los resultados más importantes obtenidos.

2.- ACEROS DE ARMAR Y PRETENSAR EN CONDICIONES CRIOGENICAS

Las propiedades del acero de armar y pretensar que maneja el proyectista (límite elástico, resistencia a tracción, alargamiento bajo carga máxima, estricción, etc) y que son indicativos de la resistencia y ductilidad del mate-

rial, no sólo se mantienen a niveles aceptables, sino que incluso mejoran a bajas temperaturas. Esta afirmación puede constatarse observando la figura 1, que muestra las curvas tensión-deformación a distinta temperatura de tres aceros comerciales, uno de armar laminado en caliente, otro de pretensar trefilado y un tercero también de pretensar, templado y revenido. Consecuentemente, cabría concluir sin más que estos materiales son adecuados para trabajar en condiciones criogénicas.

Sin embargo, es preciso tener en cuenta otros factores, que si a temperatura ambiente son irrelevantes, a baja temperatura pueden resultar críticos. Tal es el caso de la resistencia a fractura, cuya variación con la temperatura ha sido establecida de manera cuantitativa, a través de la tenacidad de fractura, en el DFFM para distintos aceros y en particular para los tres indicados /1/.

La figura 2 muestra los resultados obtenidos. Las dificultades para obtenerlos proceden de la imposibilidad de disponer de probetas convencionales /2/, /3/, /4/, por falta de diámetro, excepto en el caso del acero de armar. El problema se ha resuelto utilizando alambres con fisuras de superficie en forma de lúnula. La determinación del correspondiente factor de intensidad de tensiones y su validez como condición de fractura, han sido objeto de estudio /5 - 8/ por parte del DFFM.

Como puede observarse la influencia de la temperatura es importante y negativa. A la temperatura del gas natural licuado (-165°C) la tenacidad de fractura se reduce a menos del 50% en los tres aceros. La importancia y las consecuencias de esta circunstancia pueden ilustrarse con el ejemplo que recoge la figura 3, elaborado con los datos del acero de pretensar trefilado. Se considera el caso de un alambre sometido a tracción, con una fisura coaxial. Se ha representado la tensión nominal de agotamiento del alambre frente al área resistente de la sección fisurada, a temperatura ambiente y a -165°C . Las rectas de trazos se obtienen imponiendo como condición de agotamiento que la tensión media en la sección fisurada iguale a la resistencia a tracción del material, mientras que las curvas continuas resultan de aplicar la condición de que el factor de intensidad de tensiones iguale a la tenacidad de fractura del material (condición de fractura).

Como puede apreciarse, la condición más restrictiva a temperatura ambiente es siempre la limitación de tensión neta en la sección fisurada, cualquiera que sea el área de la fisura. A -165°C la situación es, en cambio, muy diferente. La limitación de tensión neta sólo previene contra la fractura si el área fisurada no supera el 6% del área total, y basta que alcance el 15% para que la capacidad resistente del alambre resulte sobrevalorada en un 44%.

Estas cifras ponen de manifiesto el interés que tiene el estudio de la fractura de aceros de armar y pretensar en condiciones criogénicas. Los datos disponibles, obtenidos por el DFFM, permiten realizar ya estimaciones cuantitativas de la seguridad frente a la fractura en estas situaciones.

3.- FATIGA DE ACEROS DE PRETENSAR

Los problemas de fatiga en las armaduras activas de estructuras de hormigón pretensado es un tema que preocupa, entre otras razones, por las dificultades que entraña caracterizar la resistencia a fatiga del acero.

La Mecánica de Fractura aborda el problema de la fatiga empleando modelos fenomenológicos formulados con carácter universal. De este modo es posible de terminar empíricamente los parámetros del modelo a partir de un experimento di

señado al efecto, y seguidamente aplicarlo a otras situaciones. La fatiga se produce por efecto de una sollicitación oscilante y da lugar al desarrollo de fisuras hasta que alcanzan el tamaño necesario para producir la rotura. La Mecánica de Fractura distingue dos fases en este proceso: la de iniciación, durante la cual se forman las fisuras, y la de propagación durante la cual crecen hasta hacerse críticas.

En la fase de propagación se ha observado que la velocidad de crecimiento de las fisuras es función de la oscilación del factor de intensidad de tensiones. La mayoría de los datos disponibles se refieren a determinaciones efectuadas sobre situaciones bidimensionales, pero en el caso del acero de pretensar, las limitaciones geométricas impiden este tipo de tratamiento. Sin embargo, gracias a estudios previos realizados por el DFFM /5 - 8/, ha sido posible abordar el problema mediante un análisis tridimensional. Los resultados obtenidos están recogidos en la figura 4 y han sido presentados en /9/. Como puede apreciarse el crecimiento por ciclo de la profundidad de fisura da/dN es función de la oscilación ΔK del factor de intensidad de tensiones en el ciclo, sin que influya la frecuencia, el valor medio de dicho factor o la forma de la onda. Por otra parte, la dependencia entre da/dN y ΔK puede formularse mediante una ley potencial (Ley de Paris) puesto que las escalas utilizadas en la figura son logarítmicas.

La formación de una fisura requiere la existencia de una zona plastificada cíclicamente sobre la cual se genera la fisura. El número de ciclos necesarios para ello depende del tamaño de dicha zona y de la amplitud de oscilación de la sollicitación. En el acero de pretensar el DFFM ha diseñado la experimentación adecuada para poner de manifiesto la dependencia indicada, consiguiendo expresarla bajo una formulación muy sencilla /10/. Este resultado, junto con los correspondientes a la propagación de fisuras, ha permitido obtener teóricamente las curvas de Wholer del acero de pretensado, habiéndose demostrado el importante papel que las tensiones residuales desempeñan en relación con tales curvas /10/. En la figura 5 se comparan predicciones teóricas y datos experimentales pudiendo apreciarse un buen grado de coincidencia.

REFERENCIAS

- /1/ A. Valiente, M. Elices y A. Mestre. "Fracture at low temperatures of steels for concrete reinforcement". Proceedings of Second International on Cryogenic Concrete. Amsterdam (1983).
- /2/ Norma ASTM E-399
- /3/ Norma BS 5447
- /4/ Barker, L.M. Eng. Fracture Mech. 9 pp 361-369 (1977)
- /5/ A. Valiente. Tesis doctoral. Universidad Politécnica de Madrid 1980.
- /6/ M.A. Astiz, M.Elices, J. Morton y A. Valiente. "A photoelastic determination of stress intensity factor for an edge cracked bar in tension". Society for experimental stress analysis. Proceedings of Meeting 1981. Dearbon (USA) 1981.
- /7/ M. Elices, "Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete" en Fracture of Concrete and Reinforced Concrete, editado por G.C. Sih, a publicar por Nijhoff en 1984.
- /8/ A. Valiente, M. Elices y M.A. Astiz. Anales de Ingeniería Mecánica 2, pp.248-256 (1982).
- /9/ V. Sánchez-Gálvez, M. Elices y A. Valiente. IABSE Reports, Vol. 37 pp.639-646. Lausanne 1982.
- /10/ A. Valiente, V. Sánchez-Gálvez y M. Elices. "On fatigue cracking in prestressing steel wires". Artículo aceptado para el VI International Congress on Fracture" Nueva Delhi (1984).

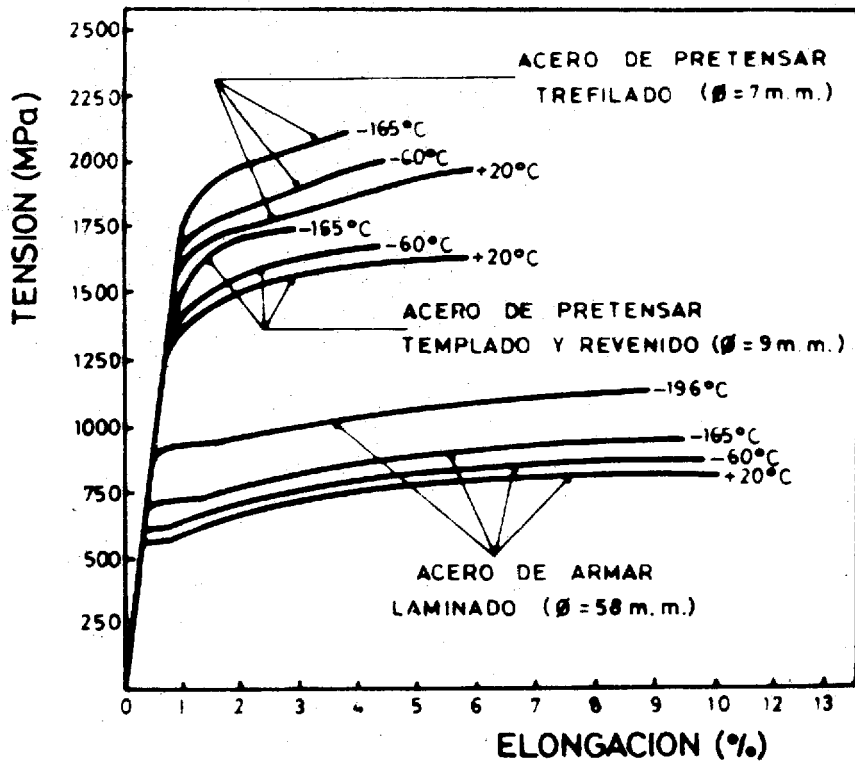


Fig. 1.- Curvas tensión-deformación de aceros de armar y pretensar a distintas temperaturas.

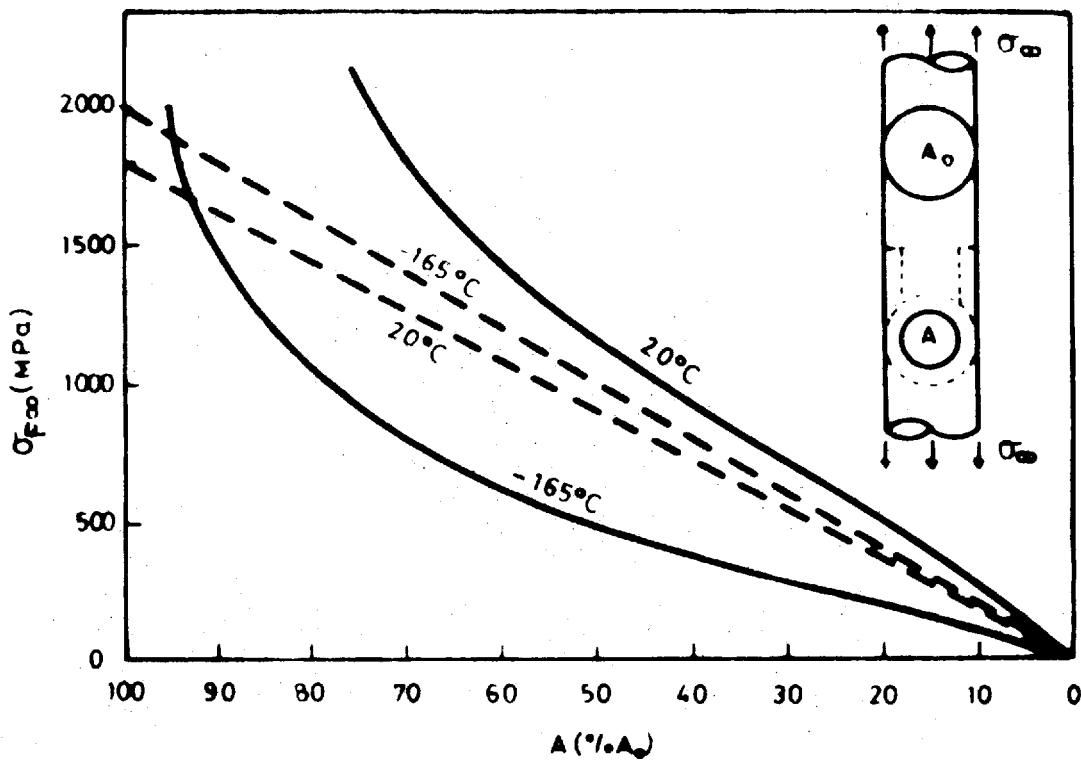


Fig. 3.- Curvas de agotamiento de un alambre fisurado

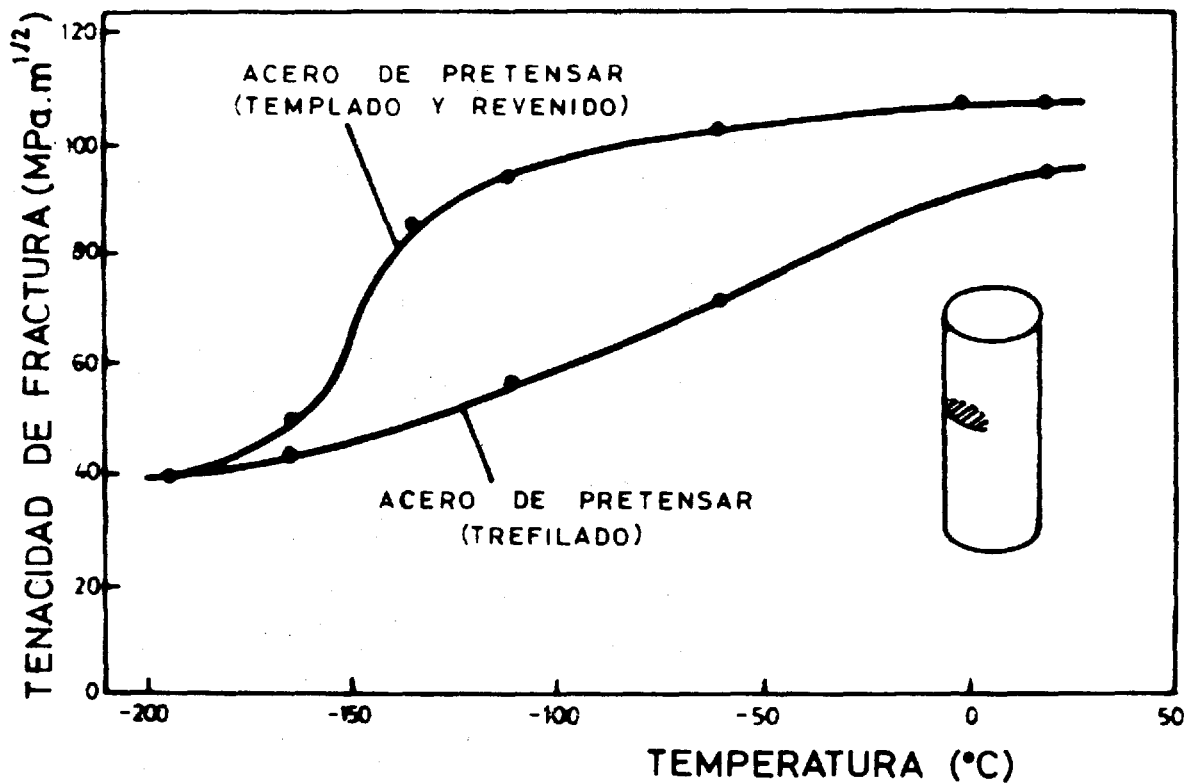
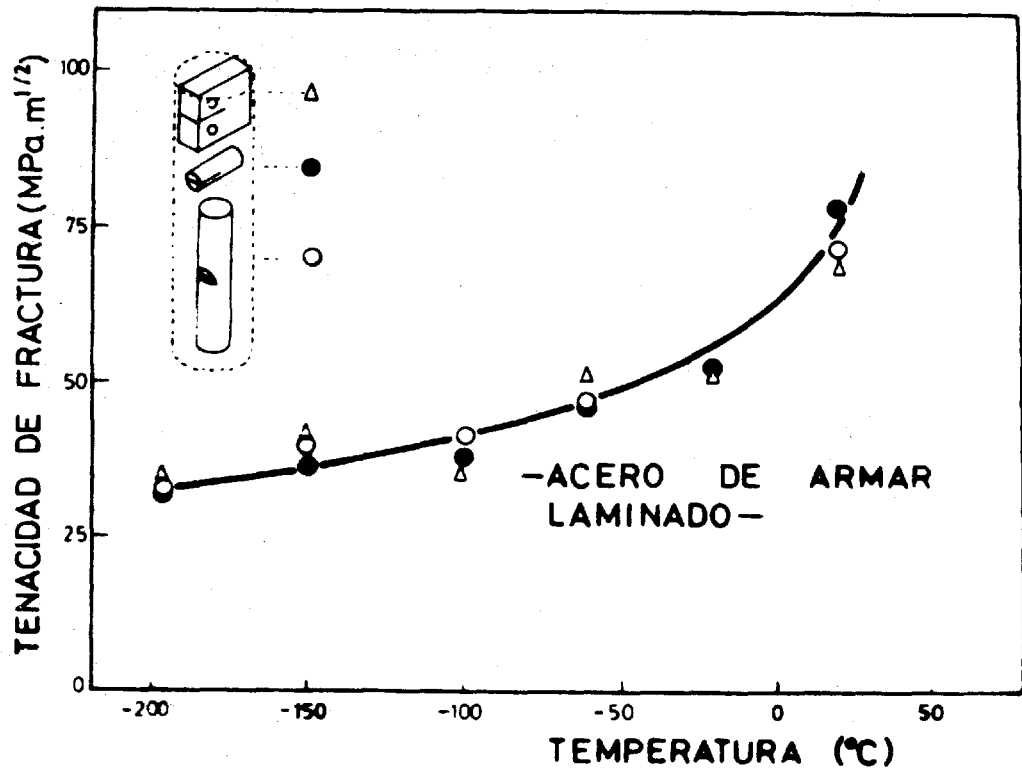


Fig. 2.- Efecto de la temperatura en la tenacidad de fractura de aceros de armador y pretensado.

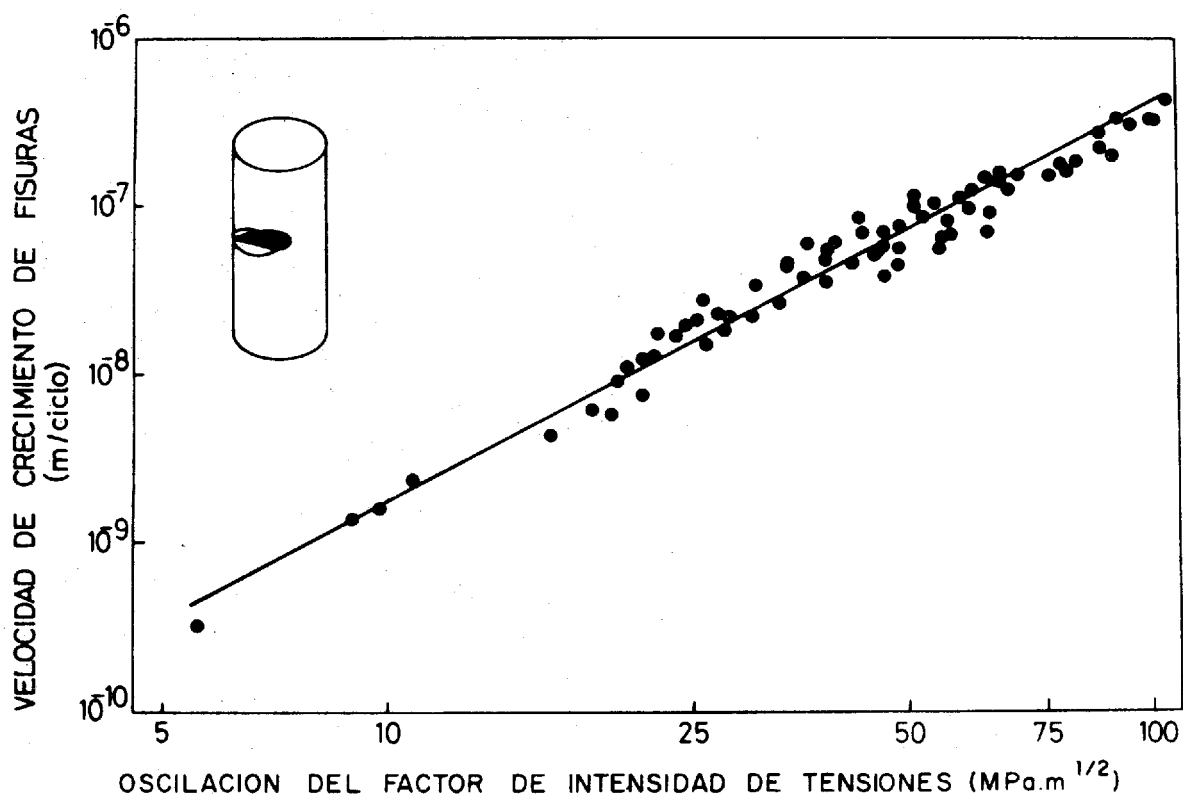


Fig. 4.- Propagación de fisuras por fatiga en aceros de pretensar.

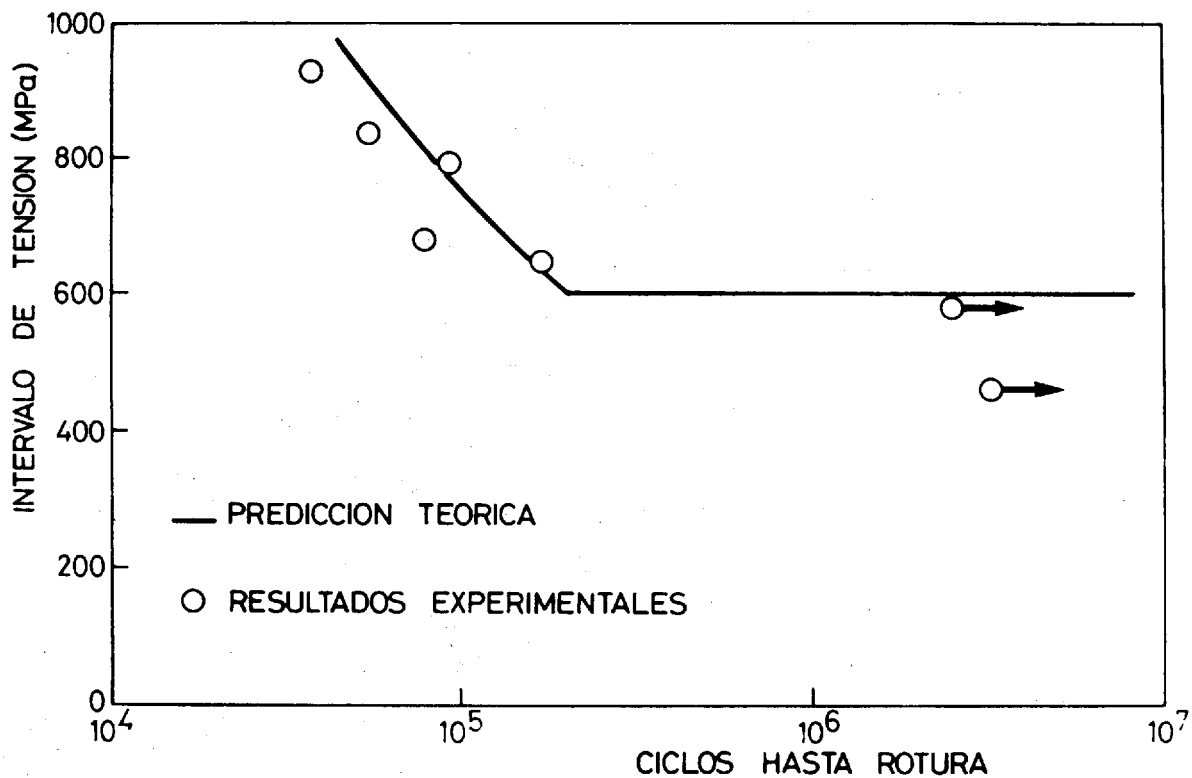


Fig. 5.- Curvas S-N de acero de pretensar.

LOS FABRICANTES DE ESTRUCTURAS SOLDADAS Y LA MECANICA DE LA FRACTURA.

P. Verón Guembe.

Equipos Nucleares Apartado 304 SANTANDER

Durante la fabricación de vasijas a presión los constructores tienen una ocasión única para observar a escala real el comportamiento de los aceros bajo tensiones.

Esto les permite comprobar la aplicabilidad de las leyes de la mecánica de fractura sin la incógnita del factor escala que se presenta en los ensayos de laboratorio.

1.- INTRODUCCION

En la construcción en taller y en campo de grandes vasijas y estructuras soldadas, el fabricante tiene ocasión de observar su comportamiento bajo tensiones tales como las residuales de soldadura y las de prueba hidráulica. Todo ello, junto al estudio de la generación y/o crecimientos de defectos durante los procesos de fabricación, permite comprobar la aplicabilidad de la teoría de la mecánica de la fractura en componentes reales, sin la incógnita que arroja sobre los ensayos de Laboratorio el factor de escala.

En este trabajo se presentan experiencias de Equipos Nucleares, S.A. en las que gracias a nuestro contacto con la práctica de taller y trabajo en campo, hemos realizado una gama amplia de trabajos de aplicación de mecánica de la fractura en recipientes reales en servicio.

2.- LOS FABRICANTES DE ESTRUCTURAS SOLDADAS Y LA MECANICA DE LA FRACTURA

En la calderería pesada, el manejo de grandes construcciones soldadas en estado de soldadura (sometidas a tensiones residuales del orden del límite elástico del acero y con estructuras metalúrgicas frágiles), obliga al fabricante a considerar a la mecánica de la fractura como herramienta para determinar en qué condiciones de producción pueden desarrollarse o aparecer nuevos defectos en las piezas. Así, dentro de esta línea, hemos publicado nuestras experiencias tal y como se muestra en la referencia /1/.

Otro aspecto relacionado con la fractura que preocupa en el taller de calderería es la determinación de la resistencia de las uniones soldadas. El estudio del fenómeno de rotura en probetas de tracción extraídas de cupones de cualificación de procedimientos de soldadura y de cupones testigos nos ha conducido a las conclusiones que se muestran en el trabajo publicado en la referencia /2/.

También los tratamientos térmicos por su efecto sobre la tenacidad a la fractura del metal y sobre sus tensiones residuales preocupan a los caldereros, especialmente en el caso de reparaciones en servicio.

Nuestras experiencias en este aspecto, se han publicado en la referencia - /3/. Asimismo, la generación de defectos durante estos tratamientos térmicos de distensionado (grietas de distensionado) ha sido objeto de investigación por nuestra parte. En este caso hemos encontrado un perfecto acuerdo entre agrietamientos en soldaduras reales y ensayos de Laboratorio /4/.

Este contacto con vasijas reales, la generación de defectos durante su construcción y su comportamiento bajo tensiones, así como la observación del efecto del servicio en las reparaciones en campo, nos ha dado un conocimiento de los problemas y de la aplicabilidad de la mecánica de la fractura en recipientes a escala real.

Para adquirir este conocimiento ha sido muy útil el contar con unos Departamentos de Extensometría y Cálculo de Tensiones, lo que permitió el conocimiento de las tensiones y deformaciones presentes en la construcción metálica y el cálculo numérico de parámetros, como el factor de intensidad de tensiones, la integral J, etc...

Esta base ha permitido a Equipos Nucleares, S.A. resolver problemas de recipientes en servicio mediante la aplicación de la mecánica de la fractura tales como la determinación en centrales nucleares de curvas límite en arranque y parada, prueba hidráulica, prueba de fugas, determinación de peligrosidad de defectos, etc...

REFERENCIAS

- /1/ - Verón P. "Aplicación práctica de la teoría de la mecánica de la fractura en el taller de calderería". ADESOL, Quintas Jornadas Técnicas de Soldadura, - Madrid 12 a 15 Marzo 1984, p.p. 55 a 59.
- /2/ - Verón P. "Welding Procedure Qualification Tests in Pressure Vessel Manufacturing. Considerations on Tensile Testing" "Reliability of Reactor Pressure Components", IAEA, Stuttgart, 1983.
- /3/ - Tovar F.J. et al., "Problemática de los tratamientos térmicos de postsoldadura en la fabricación de componentes nucleares: su necesidad y realización". ADESOL, Cuartas Jornadas Técnicas de Soldadura, Madrid 23 a 25 Marzo 1982, p.p. 105 a 122.
- /4/ - Verón et al., "Comparative Studies of Stress Relief Cracking in Relaxation Test Specimens and in a Full-Scale Weldment". The International Journal of Pressure Vessel and Piping 16, (1984) 29-51.

WELDMENT MANUFACTURING AND FRACTURE MECHANICS THEORY

P. Verón Guembe

Equipos Nucleares, S.A., Apartado 304 - Santander

During the construction of large vessels the brittle structures present in the as-welded joints together with high residual stresses make possible under certain circumstances the generation or development of defects in the weldment.

Therefore the manufacturer is compelled to consider the fracture mechanics theory as a useful tool to determine which conditions can affect the quality of the welded constructions.

Other important aspect of fracture affecting the pressure vessel workshop is the determination of the weldment strength.

Recently the effect of post-weld heat treatment on the fracture toughness of the joint has been questioned. Our studies on this field intend to add more light into this problem. The crack occurrence in the HAZ of the weldments during the post-weld heat treatments (reheat cracking) has also been analyzed. In this case we have found in collaboration with others a surprising good agreement between workshop and laboratory experiences.

All this shows that the manufacturer of pressure vessels, with his proximity to the actual components, is an unique witness of the metal behaviour under stresses and the defect generation and/or development in it. This allows him to check the applicability, in the actual vessel size, of fracture mechanics theory, mainly built from small-scale tests.

In the case of EQUIPOS NUCLEARES, S.A., a pressure vessel manufacturer, the Instrumentation and Stress Analysis Departments have provided the knowledge of the stress acting on the weldments and the calculation of parameters like the stress intensity factor and J-integral.

This background has enabled EQUIPOS NUCLEARES, S.A., to analyze, by means of fracture mechanics theory, problems of actual pressure vessels in service.

GRUPO DE MECANICA DE FRACTURA DE TECNATOM

Luis Yagüe de Alvaro

TECNATOM, S.A.

Bajo el título de mecánica de fractura se pretende presentar el trabajo de uno de los grupos que, dentro de Tecnatom, realizan actividades complementarias a la inspección y al mantenimiento preventivo.

1.- INTRODUCCION

Tecnatom, S.A. fue constituida en 1957 con objeto de estudiar y desarrollar en España las aplicaciones pacíficas de la energía nuclear. Las actividades técnicas de Tecnatom son realizadas por dos departamentos el Departamento de Actividades didácticas y el Departamento de Técnicas Especiales.

El Departamento de Actividades Didácticas realiza básicamente el entrenamiento de operadores de centrales de producción de energía en sus simuladores.

Por otra parte, el Departamento de Técnicas Especiales se encuentra dedicado a la realización de actividades relativas a inspección y mantenimiento en dichas centrales.

El Grupo de mecánica de fractura, se encuentra enmarcado dentro del Departamento de Técnicas Especiales y más concretamente dentro de la Sección de Exploración del mismo.

2.- GRUPO MECANICA FRACTURA

El Grupo de mecánica de fractura de Tecnatom, es un grupo de apoyo técnico y complementario a la inspección y mantenimiento preventivo cuyas competencias cabe estructurarlas en la realización de las siguientes funciones, que se detallarán más adelante.

- 2.1 Evaluación de indicaciones de defecto detectadas en inspecciones por ensayos no destructivos.
- 2.2 Evaluación de la integridad de componentes (Ap. G del 10CFR50).
- 2.3 Evaluación de la degradación del material de vasijas de reactores nucleares (capsulas de irradiación).

2.1 Evaluación de indicaciones

Cuando una indicación detectada por ensayos no destructivos supera los standards de aceptación previstos por normativa, según sean las condiciones, esa indicación debe ser evaluada de acuerdo con criterios de mecánica de la fractura para poder conocer hasta que punto de presencia de dicha indicación es condicionalmente aceptable.

Alrededor de estos conceptos el grupo de mecánica de fractura de Tecnatom deberá realizar los siguientes trabajos:

- Establecimiento de criterios de aceptación para aquellos componentes que no los tengan claramente especificados en la normativa como por ejemplo, turbinas, volantes de inercia, etc.
- Actualización de los criterios de aceptación en función de la aparición de nueva normativa que de forma total o parcial afecte a dichos criterios de aceptación.
- Evaluación de las indicaciones que superen los standards de aceptación anteriores. Cabe distinguir aquí dos apartados. Si la indicación lo es en componentes ferríticos el análisis se realiza con el programa FACET (programa del Failure Analysis Associates) que analiza las indicaciones según los criterios de mecánica de fractura lineal-elástica. Por otro lado si la indicación lo es en componentes austeníticos (tuberías), entonces el análisis debe seguir las pautas que se están desarrollando en un programa de investigación que sobre el tema viene desarrollando el grupo de mecánica de fractura. Por último, cabe añadir que está trabajando en la línea de incorporar a estos análisis los criterios de mecánica de fractura elasto-plástica.

2.2 Evaluación de la integridad de componentes

Dentro de este capítulo se recogen todos aquellos aspectos que suponen un seguimiento-actualización del estado real de distintos componentes. Así se enmarcan en este apartado:

- Revisión de las especificaciones de diseño
- Revisión de los stress reports
- Revisión análisis tensionales
- Revisión choque térmico
- Determinación y extrapolación en el tiempo de la RT_{NDT} (Programas APROX y EXCHIR de Tecnatom) a partir de los ensayos charpy de materiales de vasijas.

2.3 Evaluación de la degradación del material de vasijas de reactores

Las vasijas de reactores, sometidas al bombardeo de neutrones, tienen previsto un programa de vigilancia de la degradación a que se ve sometido el material constitutivo de las mismas.

Así, y de forma más o menos regular se extraen una serie de cápsulas de irradiación que contienen testigos de la radiación recibida (dosímetros) y probetas del material de la vasija para su ensayo.

Alrededor de los temas involucrados en el seguimiento de dicha degradación, Tecnatom ha desarrollado, en paralelo con la JEN, los siguientes aspectos:

- Desarrollo de especificaciones y procedimientos de ensayo de materiales:
 - Tracción
 - Charpy
 - CT y TPB
- Desarrollo de especificaciones y procedimientos de análisis metalográficos.
- Determinación daño sufrido por irradiación neutrónica (Obtención d.p.a. mediante programa DEPEA de Tecnatom).
- Desarrollo métodos dosimétricos (Obtención flujos neutrónicos a partir actividades dosímetros).
- Desarrollo metodología para la determinación fluencia neutrónica en la vasija del reactor (Metodología validada con el análisis del experimento PCA del OAK Ridge National Laboratory).

THE FRACTURE MECHANICS GROUP OF TECNATOM, S.A.

L. Yagüe de Alvaro

TECNATOM, S.A., Km.19, Ctra.N. Madrid-Irún, San Sebastián de los Reyes, Madrid.

Under the Fracture Mechanics title we try to present the task of one of the groups performing inspection and preventive maintenance complementary activities. This group develops the next functions:

1. Evaluate flaw indications detected by NDT whose size is greater than acceptance standards.
 - Update NDT acceptance standards.
 - NDT acceptance standards determination (turbines, fly-wheels, etc.).
 - Perform evaluations in flaws over the standards (ferritic and austenitic steels) and perform analysis using the elastoplastic fracture mechanics criterias.

2. Evaluate reactor coolant pressure boundary integrity
 - Design specifications review
 - Stress reports review
 - Pressurized thermal shock prevision
 - Determination and Extrapolation of in time of RT_{NDT} for vessel materials.

3. Evaluate the reactor pressure vessel material behaviour under neutron fluence.
 - Development of specifications and procedures for materials destructive tests (Tecnatom and JEN).
 - Development and bench-march methodology for neutronic calculations (Tecnatom and JEN).

QUANTITATIVE FRACTOGRAPHY AS AN AREA OF INTEREST IN THE STUDY OF METALLIC MATERIALS

M. Aballe

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas - Consejo Superior de Investigaciones Científicas - Madrid 3 -

Recent availability of automatic or semi-automatic image analyzers has brought to attention the possibility of developing methods for the quantification of geometrical characteristics not only of plane sections - quantitative metallography has been long known and used - but also of non-planar surfaces as those which are obtained as a result of fracture.

There are two main approaches to this problem; one is based on the evaluation of unidimensional parameters of profiles which are obtained as a result of vertical sectioning of fracture surfaces and leads to the measurement of roughness parameters or fractal dimensions, and the other one is based on direct determination of parameters of the fracture surface with the help of stereo pairs or 3-D reconstruction techniques.

The interest of our group is directed more towards the latter approach, taking into account the facilities now available which include the possibility of directly feeding electron images from the SEM into the image analysis unit.

No results have been produced so far, but projects which will include this possibility of a direct geometrical analysis of fracture surfaces to relate them to the microstructure and to mechanical properties will be considered in the near future.

FRACTURE ACTIVITIES IN THE METALLURGY

J.M. Badía Pérez

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Aeronáuticos, Madrid.

The research on fracture at present being developed by the Materials Testing Laboratory (Metallurgy Department) is focused on the study of the correlation between the morphology of fracture surfaces and the type and level of stresses applied to the metal.

This research is being carried out on several aluminium, magnesium and titanium alloys.

A great number of test specimens of these alloys are subjected to tension and impact tests and also to fatigue tests at various stress levels ($R = 0, 1$).

The fracture surfaces of the specimens are analyzed by scanning electron microscopy, relating the microfractographic characteristics observed with chemical composition, microstructure and heat treatment of the alloy, and also with the type of test and the level of stress applied to failure.

The aim of this work is to obtain a systematize of the different microfractographic characteristics that can appear on fracture surfaces of alloys for aeronautical applications and to correlate them with the stresses responsible for failure.

The research will result in greater knowledge of crack growth processes in these alloys and will provide very useful data for obtaining maximum information from the fracture surfaces of elements which have failed in service, in order to find out the type of stress responsible for the failure.

SPECIMEN LENGTH AND PROPAGATION PHASE IN PRESTRESSED WIRE FATIGUE

F.J. Belzunce

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, Gijón.

The use of 7 mm ϕ prestressing wire in prestressed concrete or as constituting element of parallel wire tendons in suspension bridges and similar structures has rendered it the subject of intensive fatigue study over the last decade. In general, all such studies have been designed and carried out according to the traditional Wöhler curve methodology. However, the use of Fracture Mechanics as a mean of analysing fatigue properties in prestressed wire has been observed in recent studies. Fewer test specimens and shorter and cheaper test periods were two of the pretended advantages to be derived from this methodology. The application of Fracture Mechanics implies solving two problems already satisfactorily solved by the traditional methodology, namely the probability of failure in order to set the single crack capable of provoking specimen failure in order to set the relationships between probability of crack existence and failure probability. The study is based on experimental fatigue test results for different specimen lengths and over a wide range. Finally, the wide range of stress variation and the nucleation phase in short specimens are also the subject of discussion.

MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION OF CRACK TIP PROCESSES IN ALPHA-IRON AND COPPER

Benito de Celis

EUIT de Minas, C. Jesús Rubio, 2 León.

The intrinsic crack tip processes of either propagation by cleavage or blunting by the nucleation of dislocations from the non-linearly stressed region at the crack tip have been simulated by a molecular dynamics approach in alpha-iron and in copper, utilizing the Johnson and Morse potentials, respectively, and a new fixed stress boundary condition at the border between the inner discrete region and the outer anisotropic linear continuum. The simulations showed that alpha-iron is inherently brittle and fails by cleavage along a cube plane when the stress intensity factor reaches the critical Griffith value. No dislocations are nucleated in iron and even the development of restricted crack tip twinning in special orientations does not alter this intrinsic brittleness. In copper crack tip blunting at a level somewhat less than the Griffith stress intensity factor always prevented brittle crack growth by cleavage. Thus, copper is inherently ductile. Because it permitted the unhindered development of substantial nonlinear crack tip displacements, and did not prevent dislocation from penetrating through the border between the inner nonlinear material and the outer linear continuum, the new stress boundary condition was found to be far superior to the fixed or flexible boundary conditions used at this border by previous investigators. This is reflected in the observed critical stress intensity factors for brittle cleavage that were found to be nearly equal to the expected Griffith value for the stress boundary condition while the displacement boundary conditions gave results nearly three times higher.

A FRACTURE MECHANICS APPROACH TO ROLLING OR SLIDING WEAR PROBLEMS

F.J. Gómez Jiménez and J. Gil Sevillano

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa) and Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián.

In many cases of rolling or sliding wear, the loss particles are thin lamellae. N.P. Suh and coworkers have rationalized this form of wear in the so-called "delamination theory of wear" assuming the formation of particles caused by the subsurface growing of fatigue cracks under the alternating stresses derived from the repeated passage of contact asperities. The problem of prediction of wear rates, particle sizes, etc. can be tackled as a particularly complex problem of Fracture Mechanics.

A research project about the wear of railway wheels, whose fatigue propagation characteristics have already thoroughly studied in a separate program, is in course at CEIT, and experimental work is complemented by a refinement of the development of the original delamination theory of wear. Stress intensity factors for subsurface cracks under different stress distributions and at different depths have been calculated both by an alternate method any by a finite element method. The calculation of those stress intensity factors were a necessary step for a quantitative application of the delamination theory of wear.

FATIGUE CRACK PROPAGATION IN FERRITE-PEARLITE RAILWAY WHEELS

J.M. Rodríguez Ibabe, M. Fuentes Pérez and J. Gil Sevillano

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa), San Sebastián.

An extensive experimental study of the fatigue crack propagation in the steel of typical UIC R7 grade railway wheel (a hot rolled, rim quenched, 0,5%C plain carbon steel wheel) has been carried.

Crack propagation rates in stage II are nearly unaffected by the quantitative microstructural variations or by the degree of structural anisotropy encountered in the wheel. A minor but significant influence of load ratio, R , has been found.

The results confirm most previously published data on ferrite-pearlite structures and provide an upper-bound for crack propagation rates that is currently used at CEIT to predict in-service lives of wheels under thermomechanical loading.