

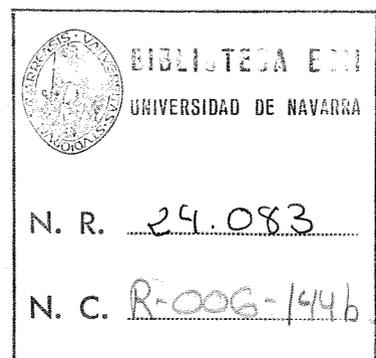
Anales de Mecánica de la Fractura

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

*Parador Nacional de Sigüenza
24-26 de Abril de 1985*



**Anales de
Mecánica de la Fractura**



N. 2, Año 1985

Revista de
Medicina de la Fractura

Editado por la
Secretaría del Grupo
Español de Fractura.
C.E.I.T., Apartado 1.555 San Sebastián.
Depósito Legal: SS 800/85
ISSN 0213-3725

INDICE

EDITORIAL	7
PARTICIPANTES	9
PONENCIA INVITADA	
Fatiga de uniones entre álabes y ruedas en turbocompresores y turbinas. <i>C. Ruiz</i>	11
COMUNICACIONES	
I. MATERIALES METALICOS	

1. Mecanismos de fractura en monocristales de una aleación comercial de Al - 4% Cu. <i>G. González, M. Torralba y O.A. Ruano</i>	27
② Micromecanismos de fractura frágil en aceros ferrítico-perlíticos. <i>A. Martín Meizoso, J.M. Rodríguez Ibabe, J. Gil Sevillano</i>	33
3. Predicción de roturas en alambres fisurados. <i>A. Valiente Cancho y M. Elices Calafat</i>	43
4. Iniciación de las grietas en los metales c.c.: un posible mecanismo basado en la asimetría del deslizamiento. <i>M.J. Anglada Gomila</i>	49
5. Comportamiento a la fractura de dos coladas de un acero AISI 304. <i>S. Barroso Herrero, A.M. Gómez Antón y J.T. Mora Peña</i>	57
⑥ Tamaño de la zona plástica asociada a grietas de fatiga en aceros ferrítico-perlíticos. <i>J.M. Rodríguez Ibabe y J. Gil Sevillano</i> ..	63
II. MATERIALES NO METALICOS	

1. Fractura de hormigones. <i>J. Planas y M. Elices</i>	75
2. Mecanismo de reforzamiento por solución sólida metaestable en borde de grano en materiales cerámicos. <i>M.I. Osendi, P. Miranzo y J.S. Moya</i>	81
3. Influencia de segundas fases sobre el modo de fractura en bauxitas a alta temperatura. <i>A. Cabellero Cuesta y S. de Aza Pendás</i> ..	87
III. METODOS DE CALCULO	

1. Sobre ciertos métodos numéricos para el tratamiento de singularidades en problemas de elasticidad. <i>C. Conde, L. Gavete y F. Michavila</i>	95

2.	Estudio de la difusión de hidrógeno en materiales metálicos. <i>M.A. Astiz</i>	107
3.	Consideración del cierre en la predicción del crecimiento de grietas bajo carga irregular. <i>J.J. Gil Martínez, J. Domínguez Abascal</i>	113
④	Técnicas numéricas para la fractura dinámica. I. <i>Miranda, J.M. Bastero y J.M. Martínez Esnaola</i>	121
5.	Métodos de cálculo en el análisis de elementos mecánicos en fractura. <i>C. Ranninger Rodríguez, A. Moreno Gonzalez y J. Oñoro López</i>	129
⑥	Factores de intensidad de tensiones de grietas cercanas a una superficie libre. Cálculo y aplicación al desgaste por descamación. <i>F.J. Gómez Jiménez y J. Gil Sevillano</i>	137
7.	Curvas de iniciación en alambres de pretensado. Influencia de la probabilidad y longitud. <i>F.J. Belzunce, E. Fernández Rico y A. Fernández Canteli</i>	153
IV. METODOS EXPERIMENTALES		

1.	Caracterización del comportamiento en fatiga de un acero (ST 52/35) para esferas de almacenamiento fragilizado por hidrógeno. <i>F. Gutierrez-Solana Salcedo</i>	161
2.	Condiciones para iniciación y crecimiento de microfisuras por fatiga en aceros de pretensado. <i>F.J. Llorca Martínez y V. Sánchez Galvez</i>	169
3.	La temperatura de referencia (RT_{NDT}) como criterio de prevención de rotura frágil en componentes ferríticos de la barrera de presión del refrigerante en reactores nucleares de agua ligera. <i>A. Tanarro Aparicio</i>	177
4.	Medidas de propagación de fisuras por corrosión fatiga en agua de mar. <i>V. Sánchez Gálvez y A. Martín Sans</i>	185
5.	Comparación entre criterios API-1104 y PD-6493 para evaluación de defectos en gasoductos. <i>J. Chao Hermida, J. Durán Ardila y J.M. Amo Ortega</i>	193
EXPOSICION DE ACTIVIDADES		201
GLOSARIO DE TERMINOS		
Palabras controvertidas en Ciencia de Materiales. <i>O.A. Ruano</i>		221
Algunos términos empleados en Fractografía. <i>J.M. Pintado</i> ..		227

E D I T O R I A L

El Grupo Español de Fractura (GEF) ya ha cumplido un año. A los pocos meses de su constitución, en Septiembre de 1984, fue reconocido y aceptado como miembro de pleno derecho en el seno del Grupo Europeo de Fractura (EGF). De esta forma ha iniciado sus actividades europeas que esperamos sean fecundas y duraderas gracias a la colaboración de todos sus miembros.

Las contribuciones presentadas durante el segundo encuentro del Grupo Español de Fractura se han recogido en estos Anales. La variedad de los trabajos, reflejo de la vitalidad del Grupo, ha permitido agruparlos en cuatro grandes áreas: Materiales Metálicos, Materiales no Metálicos, Métodos de Cálculo y Métodos Experimentales. También se han incluido unos resúmenes de las actividades de los distintos centros para facilitar su conocimiento y futuras relaciones.

Los editores desean expresar su agradecimiento a todos los participantes, sin cuyo esfuerzo y ayuda no hubiera sido posible la publicación de estos Anales.

Sigüenza, abril de 1985.

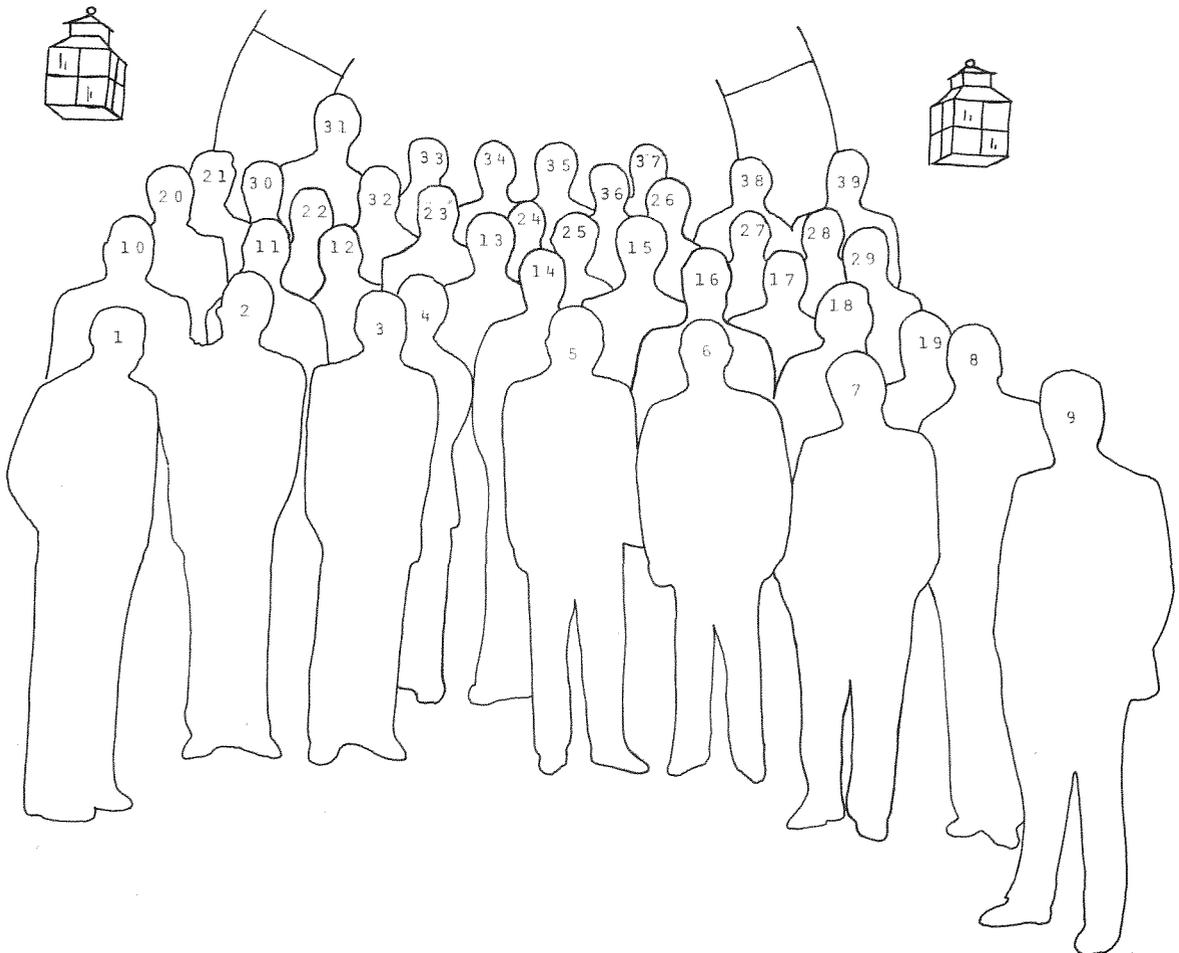
Manuel Elices Calafat

Manuel Fuentes Pérez

RELACION DE PARTICIPANTES

1. MOLLEDA SANCHEZ, Francisco	F.C. Químicas (Madrid)
2. CUBELLS, Robert	INSTRON
3. FUENTES PEREZ, Manuel	CEIT (San Sebastián)
4. MIRANDA FERNANDEZ, Isidoro	CEIT (San Sebastián)
5. TORRALBA, Marcelino	CENIM (Madrid)
6. HERNAEZ MARIN, Joaquín	Dept. Metalurgia (Univ. Complutense)
7. DURAN, Juan	CENIM (Madrid)
8. CAPEL DE AGUILAR, Francisco	Inst. Cerámica y Vidrio (Madrid)
9. CHAO HERMIDA, Jesús	CENIM (Madrid)
10. RUIZ, Carlos	Univ. Oxford
11. RODRIGUEZ IBABE, José María	CEIT (San Sebastián)
12. MILLAN PASTOF, Fernando	TECNATOM, S.A.
13. MONTAÑES GARAY, Fernando	E.S.I.I. (Zaragoza)
14. ELICES CALAFAT, Manuel	E.S.I.C.C.P. (Madrid)
15. GONZALEZ DONCEL, Gaspar	CENIM (Madrid)
16. BARROSO HERRERO, Segundo	Junta Energía Nuclear (Madrid)
17. CABALLERO CUESTA, Angel	Inst. Cerámica y Vidrio (Madrid)
18. MIRANZO LOPEZ, Pilar	Inst. Cerámica y Vidrio (Madrid)
19. SANCHEZ GALVEZ, Vicente	E.S.I.C.C.P. (Madrid)
20. CONDE LAZARO, Carlos	E.S. Ingenieros Minas (Madrid)
21. MORA PEÑA, Jesús	E.S. Ingenieros Navales (Madrid)
22. TANARRO APARICIO, Antonio	TECNATOM, S.A.
23. ANGLADA GOMILLA, Marcos	E.S. Ingenieros Industriales (Barcelona)
24. LLORCA MARTINEZ, Javier	E.S.C.C.P. (Madrid)
25. BELZUNCE VARELA, Fco. Javier	E.S. Ingenieros Industriales (Gijón)

- | | |
|---|--------------------------|
| 26. VALIENTE CANCHO, Andrés | E.S.I.C.C.P. (Madrid) |
| 27. GUTIERREZ-SOLANA SALCEDO, Federico | E.S.I.C.C.P. (Santander) |
| 28. ASTIZ SUAREZ, Miguel Angel | E.S.I.C.C.P. (Madrid) |
| 29. AMO, José María | CENIM (Madrid) |
| 30. ROMANO VELASCO, Félix | E.S.I.I. (Madrid) |
| 31. GARCIA PICAZO, J. Manuel | INSTRON |
| 32. GIL MARTINEZ, Juan José | E.S.I.I. (Sevilla) |
| 33. DOMINGUEZ ABASCAL, Jaime | E.S.I.I. (Sevilla) |
| 34. PINTADO FE, J. María | INTA (Madrid) |
| 35. OÑORO LOPEZ, Javier | E.S.I.I. (Madrid) |
| 36. MILLAN PASTOR, Fernando ^{FIOS Jaime} | TECNATOM, S.A. |
| 37. RUANO, Oscar, A. | CENIM (Madrid) |
| 38. PLANAS ROSELLO, Jaime | E.S.I.C.C.P. (Madrid) |
| 39. MATURANA BARAHONA, Pablo | E.S.I.C.C.P. (Madrid) |
| MORENO GONZALEZ, Antonio | Empresarios Reunidos |
| RANNINGER RODRIGUEZ, Carlos | E.S.I.I. (Madrid) |



Fotografía de los asistentes al segundo encuentro del GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA.

FATIGA DE UNIONES ENTRE ALABES Y RUEDAS EN TURBOCOMPRESORES Y TURBINAS

Este trabajo se refiere a la fatiga de las uniones entre los alabes y las ruedas de los turbocompresores y turbinas. Se estudia el comportamiento de estas uniones bajo condiciones de carga variable y se analizan los factores que influyen en su vida útil. Se presentan los resultados de los ensayos realizados y se discuten las causas de las fallas observadas. Se concluye que la fatiga de las uniones es un fenómeno complejo que depende de muchos factores, como la geometría de las uniones, el tipo de material utilizado y las condiciones de carga. Se recomienda el uso de materiales más resistentes y la optimización de la geometría de las uniones para mejorar su vida útil.

C. Ruiz

Universidad de Oxford. Departamento de Ingeniería. Parks Road. Oxford OX2 8BU
- Inglaterra -

1.- INTRODUCCION

Las uniones en cola de milano entre los álabes y las ruedas de turbo-compresores y turbinas presentan un problema interesante debido a la dificultad de calcular con exactitud el estado de tensiones y deformaciones - por una parte y el efecto que el daño superficial, producido por el roce entre las superficies en contacto, tiene en la resistencia a la fatiga. - Este daño se manifiesta en la degradación de las superficies de álabes y - rueda, iniciándose grietas cortas que se propagan rápidamente bajo cargas cíclicas. Aunque el fenómeno, conocido como fretaje, es de sobra conocido, su tratamiento matemático no ha sido posible hasta muy recientemente /1/, adquiriendo una importancia considerable en las aleaciones de titanio utilizadas en las máquinas modernas para reducir al máximo su peso aumentando simultáneamente las tensiones de trabajo.

El objetivo de la investigación aquí descrita es el desarrollo de un método de proyecto de las uniones en cola de milano, basado en el análisis matemático de la unión complementado por ensayos de laboratorio cuya función es reproducir en sus características esenciales, las condiciones reales de trabajo. La investigación se divide en las siguientes etapas:

- 1.- Desarrollo del método de cálculo.
- 2.- Justificación del método mediante modelos fotoelásticos
- 3.- Ensayos previos y proyectos y construcción de máquina para fatiga biaxial.
- 4.- Ensayos a temperatura ambiente y a elevada temperatura y justificación del método general de proyecto.

2.- DESARROLLO DEL METODO DE CALCULO Y SU JUSTIFICACION

En la Fig. 1 se ve la zona de contacto entre dos cuerpos, dividida en N nudos. f_b^a es el vector nodal de fuerza para la malla a en el nudo b ; d_b^a es el vector desplazamiento; n_b es el vector unidad normal a la superficie de contacto y t_b el vector unidad tangencial. Un análisis por elementos finitos para cada malla conduce a la ecuación:

$$K^a D^a = F^a + G^a \quad (1)$$

donde K^a es la matriz rigidez referida a la línea de contacto y D^a , F^a y G^a contienen respectivamente los desplazamientos, fuerzas conocidas y fuerzas desconocidas para los nudos de la malla a . Para resolver la ecuación (1) es preciso considerar las condiciones de contacto, que son:

(1) Adhesión

$$f_b^1 - f_b^2 = \emptyset \quad d_b^1 = d_b^2 \quad (2)$$

donde \emptyset es el vector cero. Una condición subsidiaria es,

$$f_b^1 n_b > 0 \quad (\text{separación}) \quad (3)$$

$$f_b^1 t_b < \mu f_b^1 n_b \quad (\text{deslizamiento}) \quad (4)$$

donde μ es el coeficiente de fricción.

(2) Libertad

$$f_b^1 = f_b^2 = 0 \quad (5)$$

con la condición subsidiaria

$$(d_b^1 - d_b^2) t_b > 0 \quad (\text{penetración}) \quad (6)$$

(3) Deslizamiento

$$f_b^1 + f_b^2 = 0 \quad (7)$$

$$(d_b^1 - d_b^2) n_b = 0 \quad (8)$$

$$f_b t_b^1 = \pm \mu f_b^1 n_b \quad (9)$$

con la condición subsidiaria,

$$f_b^1 n_b > 0 \quad (\text{separación}) \quad (10)$$

El método de cálculo consiste en construir las matrices como se indica en la Fig. 2. El programa que se ha desarrollado consiste en cuatro módulos integrados constituidos por:

- 1.- un pre-procesador para completar los datos de la malla, preparar la solución en forma gráfica y re-ordenar las matrices para reducir su anchura de banda y tamaño frontal.
- 2.- utilización del método de solución frontal para producir una matriz de rigidez referida a los bordes; determinación de desplazamientos nodales y extensiones.
- 3.- para un valor determinado del coeficiente de fricción, se calculan las fuerzas y desplazamientos en las superficies en contacto.
- 4.- este módulo calcula tensiones y presenta los resultados en forma gráfica.

Los resultados del análisis numérico se han comparado a los de un modelo fotoelástico consistente en una rueda de 600 mm de diámetro, girando a 3000 r.p.m. delante de una lámpara estroboscópica dotada de un filtro polarizador. Fotografiando las uniones entre álabes y ruedas a través de un filtro analizador cruzado con el polarizador, se observaron las franjas de interferencia de la Fig. 3. Estas franjas son los lugares comunes de $(\sigma_1 - \sigma_2) = \text{constante}$, y se han comparado a las calculadas para los casos de $\mu = 0$ fricción y fricción infinita. Está claro que la realidad corresponde a un valor intermedio del coeficiente de fricción, fácil de ajustar para obtener una solución muy semejante a la obtenida experimentalmente.

La resistencia a la fatiga de las uniones en cuestión se ha venido de terminando utilizando máquinas especiales construidas para aplicar cargas cíclicas simultáneamente a varios álabes o directamente, ensayando la rueda completa con sus álabes a la velocidad de rotación adecuada. Los dos ensayos son caros y lentos, por lo que solo pueden servir para justificar

el proyecto y no para proporcionar datos experimentales a partir de los -
cuales pueda desarrollarse éste. Como el campo de tensiones consiste esen-
cialmente en una tensión circunferencial combinada con una radial debida
a la fuerza centrífuga ejercida por los álabes, es posible, en principio,
reproducirlo mediante una probeta rectangular, cargada según su eje mayor,
a la que se fijan uno o más pares de álabes en ángulo recto, cargados se-
gún su eje, Fig. 4. Ensayadas diversas formas en un banco fotoelástico, se
llegó a la conclusión de que el estado de tensiones en la probeta rectangu-
lar de la Fig. 4 cargada según los dos ejes, era igual al calculado y ob-
servado en el sistema de rueda y álabes en rotación. Es interesante obser-
var que, tomando coeficiente de fricción igual a 0,5, valor éste que co-
rresponde al medido para titanio en contacto con titanio, se obtienen los
resultados de la Fig. 5 para tres valores de la carga en placa (equivalen-
te a la rueda) y 40 kN en álabes. Normalmente, el proyectista acepta el va-
lor máximo de la tensión tangencial como parámetro significativo, sobre el
que basa el dimensionado de la unión. Este valor varía entre 638 MPa y
682 MPa cuando la carga en placa varía entre 20 kN y 80 kN, lo que parece
indicar que esta variación de carga no tendrá ningún efecto en la resisten-
cia a la fatiga de la unión, conclusión sorprendente que no puede aceptar-
se sin antes estudiarla cuidadosamente.

3.- ENSAYOS PREVIOS Y PROYECTO Y CONSTRUCCION DE MAQUINA PARA FATIGA BIA- XIAL.

Para comprobar el efecto que la carga en placa tiene sobre la resis-
tencia a la fatiga, se ensayaron una serie de probetas de duraluminio, so-
metidas a carga fija en placa y carga cíclica en álabes, Fig. 6, aplicada
mediante una máquina Amsler Vibrophore. Los resultados demostraron clara-
mente que, al aumentar la carga en placa aumenta el desplazamiento entre
placa y álabe, aumentando el daño en la superficie de contacto, como se
ve en la Fig. 7. Con carga en placa igual a la carga máxima en álabes, se
distingue la zona dañada junto a la raíz de la cola de milano, 7 (a); al
disminuir la carga, el daño es menos profundo, distribuido sobre una ex-
tensión mayor, 7 (b); tanto la profundidad como la extensión aumentan al
aumentar la carga, 7 (c). Como era de esperar, cuanto más severo el daño
superficial, menor es la resistencia a la fatiga definida como el número
de ciclos de carga necesarios para producir una grieta de 0,5 a 1 mm. de
longitud.

Una vez demostrada la importancia del estado biaxial de tensión, re-
sulta lógico pensar en ensayar las probetas bajo cargas cíclicas en ambas
direcciones. Para ello se ha proyectado y construido una máquina especial
según el esquema de la Fig. 8. En cada eje se encuentran sendos cilindros
conectados a una bomba de aceite y controlados mediante válvulas electro-
hidráulicas, con una capacidad de carga de 250 kN. La estructura vertical
con cuatro columnas, está soportada en bloques de goma; la horizontal es-
tá colgada de una jaula externa por medio de resortes y amortiguadores.
La máquina se ha dimensionado en tal forma que, trabajando cerca de su --
frecuencia de resonancia, oscila alrededor de un punto fijo en el espacio
que coincide con el centro de la probeta. El método de cálculo consiste
en asimilar las dos estructuras a sistemas de masas puntuales y de resor--
tes, representando respectivamente las masas de cilindro, pistón, cabeza--
les y mordazas y columnas y las flexibilidades de estos elementos, en par-
ticular de las columnas, los cabezales y del conjunto de mordazas y probe-
ta. En total dos sistemas de seis grados de libertad /2/.

La máquina se ensayó con una probeta de aleación de aluminio a la que
se fijaron extensómetros ohmicos para medir los errores de alineación de
carga y en particular los valores del momento flector debidos a excentri-

cidad de carga en los dos ejes. También se fijaron extensómetros Huggenberger con el mismo objeto. En la Fig. 8 (b) se ve el extensómetro y la probeta, en el momento de iniciarse el ensayo. Para efectuar un reparto de cargas, los anclajes de los seis álabes se ajustan individualmente hasta que se obtiene la misma extensión en cada uno de los álabes, medida esta con extensómetros ohmicos. Realizado el ensayo, se comprobó la perfecta alineación de la carga en ambos ejes, no pudiendo observarse ningún momento flector en el centro de la probeta.

4.- ENSAYOS A TEMPERATURA AMBIENTE

Los materiales utilizados para placa (disco) y álabes fueron: placa - IMI 829, composición por ciento Al 5,5; Sn 3,5; Zr 3; Nb 1; Mo 0,3; Si 0,3; resto Ti. Tensión de fluencia 820 MPa, de rotura 950 MPa.

Alabes -IMI 829

- Inco 901, composición CO,1; Si 0,4; Cu 0,5; Mn 0,5; Cr 12,5; Ti 2,9; Al 0,35; Co 1; Mo 5,75; S 0,03; Ni 42,5; resto Re. Tensión de fluencia 900 MPa, de rotura 1200 MPa.

- Acero, composición por ciento Cr 12; Mo, V, Nb, C según norma FV 535. Tensión de fluencia 930 MPa, de rotura 1065 MPa.

Los resultados se han presentado en la Fig. 9.

Puede esperarse que el daño superficial o fletage, dependerá del valor de la tensión de cortadura y del deslizamiento cuyo producto representa la energía disipada por fricción en cada ciclo. Definiendo un parámetro de fretage igual a $(\tau \delta)$ y comparando los valores de dicho parámetro para las distintas condiciones de carga de placa se demuestra claramente que el daño coincide con la posición en que $(\tau \delta)$ alcanza el pico, Fig. 10. El cálculo numérico se ha realizado para un valor nominal del coeficiente de fricción de 0,5 siendo posible afinar los resultados introduciendo valores variables con el número de ciclos, con la posición con la naturaleza de los materiales en contacto. La conclusión sigue siendo la misma.

Para que se propague una grieta por fatiga, una vez iniciada por daño superficial se necesitará una tensión σ_T , según la dirección de las superficies en contacto. Se define así un parámetro combinado de fatiga y fretage igual a $(\sigma_T \tau \delta)$ cuya magnitud indica la tendencia a la rotura bajo cargas cíclicas y cuyo pico coincide con la posición de la grieta en todos los experimentos realizados, Fig. 11. Se ha encontrado una relación muy sencilla entre la vida de las probetas y el valor de los parámetros

$$k = (\sigma_T \tau \delta)_{\max}$$

$$k = (\sigma_T)_{\max} (\tau \delta)_{\max}$$

representada en la Fig. 9.

A temperatura ambiente ha quedado plenamente demostrado por medio de microscopia óptica y electrónica de barrido que el proceso de fatiga se inicia en la zona en la que el daño superficial es mayor, es decir, cerca de la raíz de la cola de milano como se observó en la Fig. 7 y se comprobó en el análisis numérico de tensiones y corrimientos. En dicha zona se produce un gran número de pequeñas grietas, perpendiculares a la superficie, de las cuales una sola, la situada en la posición correspondiente al pico de $(\sigma_T \tau \delta)$, es la que crece produciendo finalmente el fallo de la unión.

5.- ENSAYOS A TEMPERATURA ELEVADA

Las aleaciones de titanio, corrientemente utilizadas a temperatura relativamente baja en los primeros escalones de turbocompresores, se han comenzado a utilizar en los últimos escalones de alta presión, en los que se alcanzan temperaturas de hasta 550°C. Para verificar la validez de las conclusiones alcanzadas y ofrecer un método general de proyecto de uniones de álabe a disco, se han efectuado una serie de ensayos a 600°C, temperatura ésta que supera a las que se consideran como máximas de trabajo. Conforme aumenta la temperatura disminuye el módulo de Young, obteniéndose por tanto un mejor asiendo entre las superficies en contacto al aumentar la conformidad de las dos piezas unidas. Al mismo tiempo el coeficiente de fricción disminuye debido a la formación de una película fuertemente adherida a la superficie de óxido de titanio. El resultado es una notable disminución del valor de $(\tau \delta)$ y de $(\sigma_T \tau \delta)$, como se observa en la Fig. 12. Dicha disminución se manifiesta T en el daño observado en la superficie, mucho menor que el que se tiene a temperatura ambiente y con un máximo cerca del borde de la cola de milano. La posición de la grieta coincide con el máximo de T , que pasa a ser el parámetro significativo. Esta conclusión se ha confirmado con probetas tratadas mediante compuestos antifretage, entre ellos, un recubrimiento electrolítico de cobalto, endurecimiento por bombardeo de iones de hierro y lubricación con grafito. El mecanismo de fatiga, por tanto, cambia, pasando a ser uno de formación de apilamientos de dislocaciones y micro-poros combinándose la fatiga con el creep.

6.- CONCLUSION

En el curso de esta investigación se ha desarrollado un método de cálculo numérico para el análisis de tensiones y corrimientos en uniones en cola de milano. Este método puede, naturalmente, utilizarse para cualquier otra geometría. La exactitud de los resultados se ha comprobado mediante ensayos fotoelásticos. El desplazamiento relativo entre los dos elementos de la junta se ha medido también mediante interferometría, como se ha descrito en /4/. El fallo de la junta bajo cargas cíclicas se ha comprobado que puede obedecer a dos modos distintos.: -

- 1.- crecimiento por fatiga de grietas originadas por daño superficial (fretage)
- 2.- fatiga combinada con creep.

El primero es el preponderante a bajas temperaturas, pudiendo caracterizarse mediante un parámetro que combina la energía disipada por fricción con la tensión que trata de abrir las grietas. El segundo es el que gobierna el fallo a elevadas temperaturas, caracterizándose mediante la tensión máxima de tracción. El proyectista deberá por tanto tener ambos modos de fallo en cuenta, calculando el parámetro combinado fatiga/fretage por una parte y la tensión de tracción por otra. Ambos valores se calculan mediante el análisis numérico que se ha desarrollado.

REFERENCIAS

- /1/ J.J. O'Connor, en R.B. Waterhouse, ed., Fretting Fatigue, Applied --- Science, 1981.
- /2/ P.H. Boddington y C. Ruiz, 'A biaxial fatigue test for dovetail joints' Proc. ASME Int. Conf. Advances in Life Prediction Methods, Albany, 277-283, 1983.
- /3/ C. Ruiz, P.H. Boddington y K.C. Chen, 'An investigation of fatigue and fretting in a dovetail joint', Experimental Mechanics, Sep. 1984, 208-

217.

/4/ C. Ruiz, D. Post y R. Czarnek, "Moiré interferometric study of dovetail joints" Trans. ASME, J. Applied Mechanics, 52 (1985), 109-114.

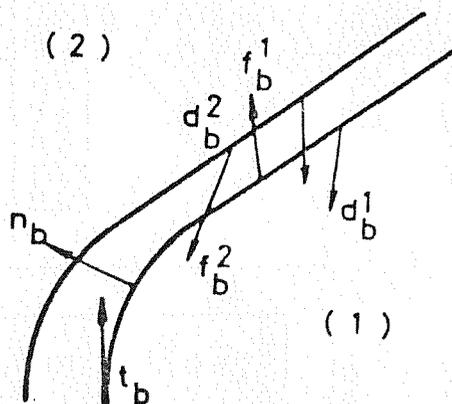


Fig. 1. Condiciones de contacto entre dos cuerpos.

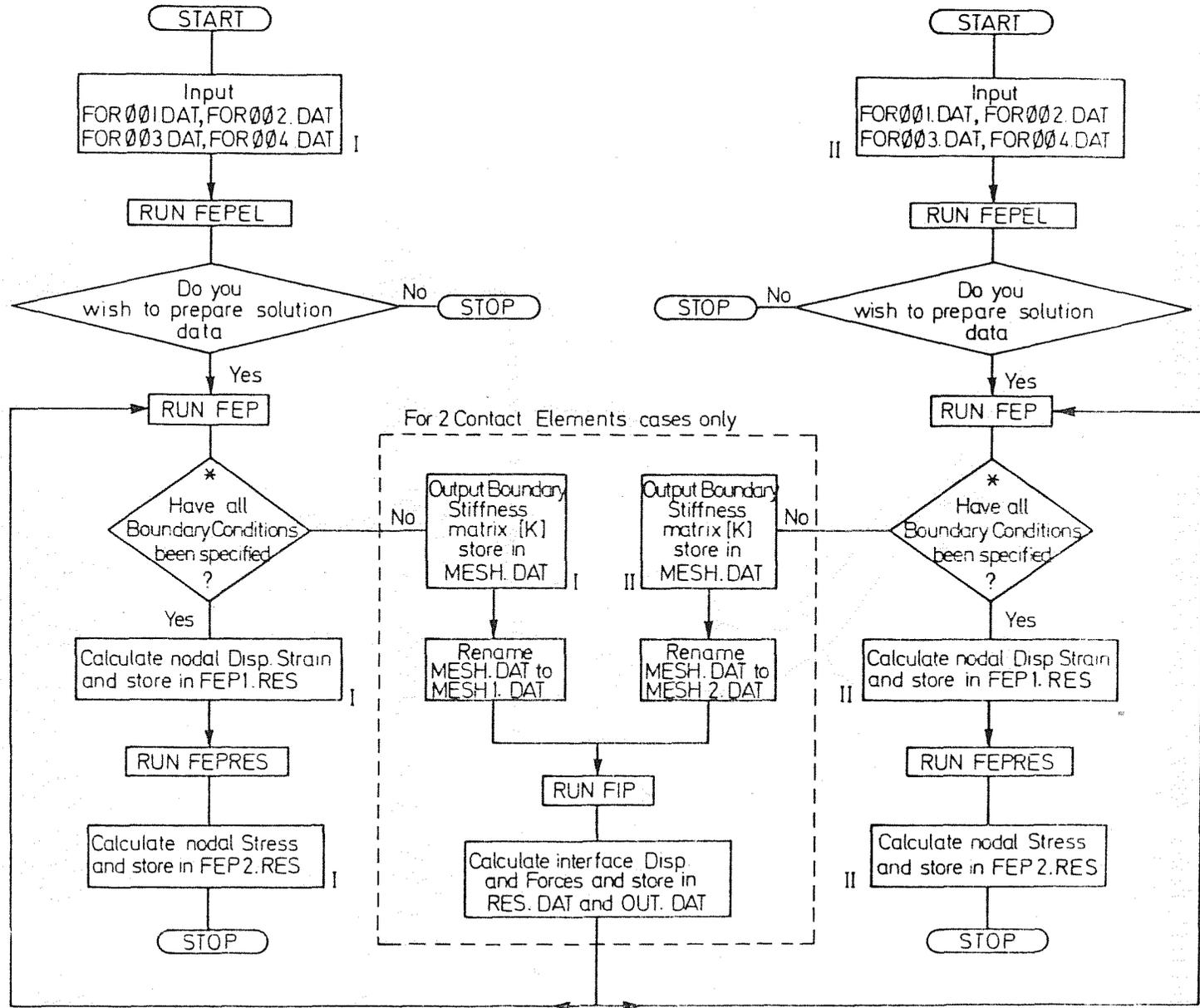


Fig. 2. Diagrama del programa de calculo

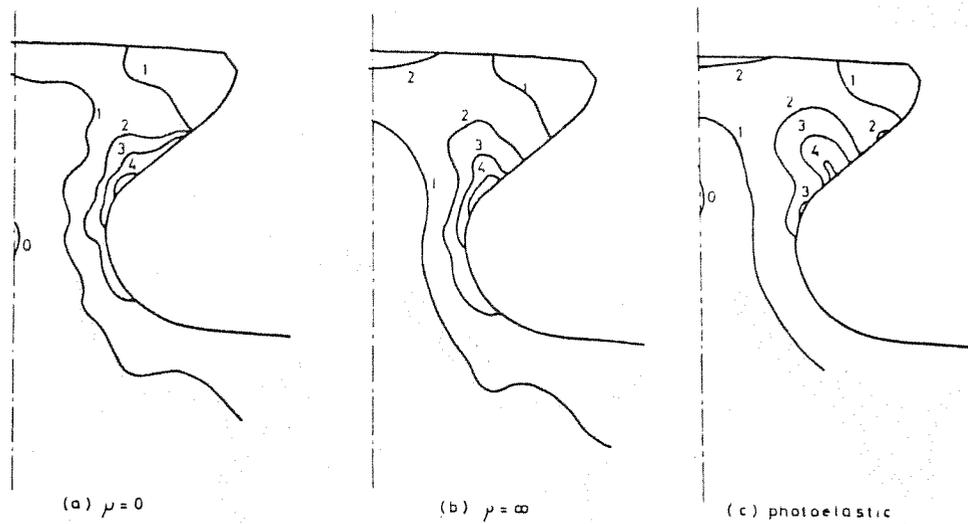


Fig. 3. Comparación entre las franjas de interferencia en el modelo fotoelástico y las calculadas ($\sigma_1 - \sigma_2 = \text{constante}$).

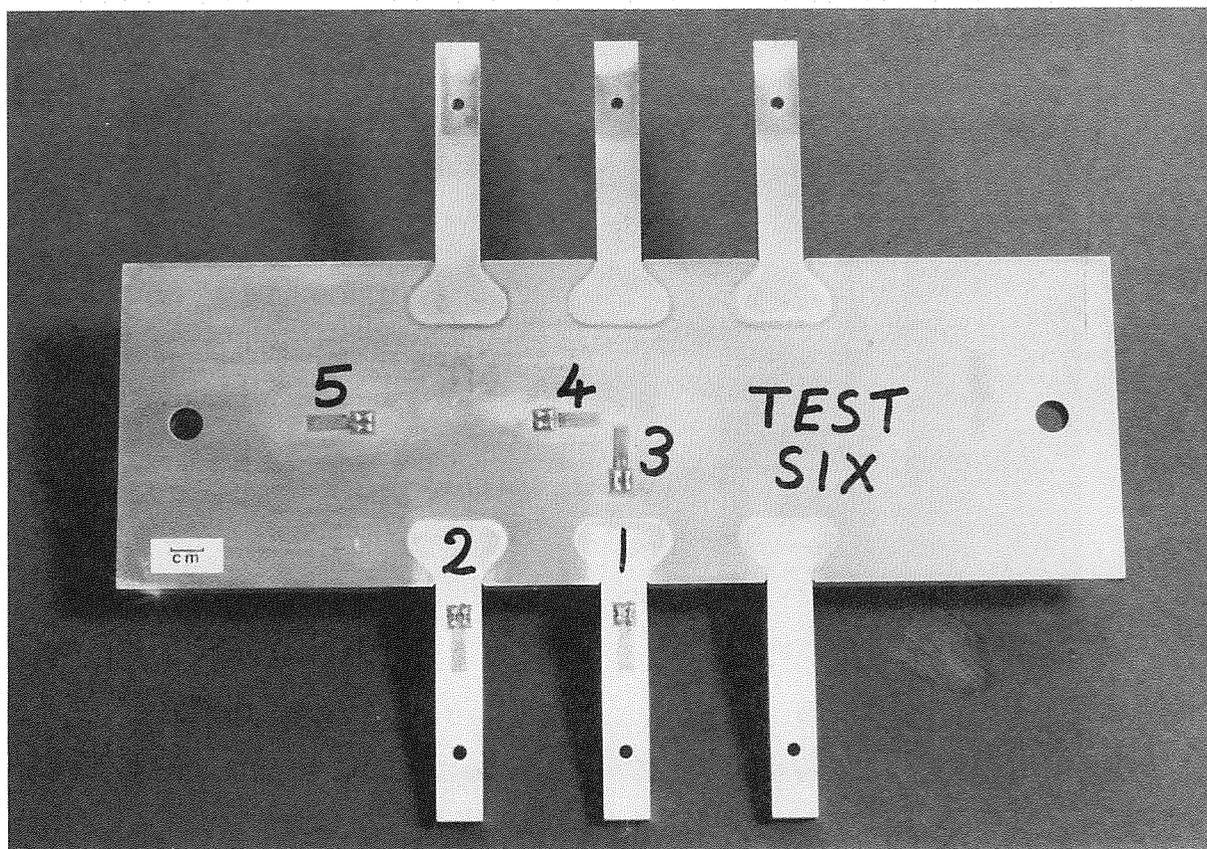


Fig. 4. Probetas rectangulares con pares de álabes equivalentes al sistema de rueda y álabes.

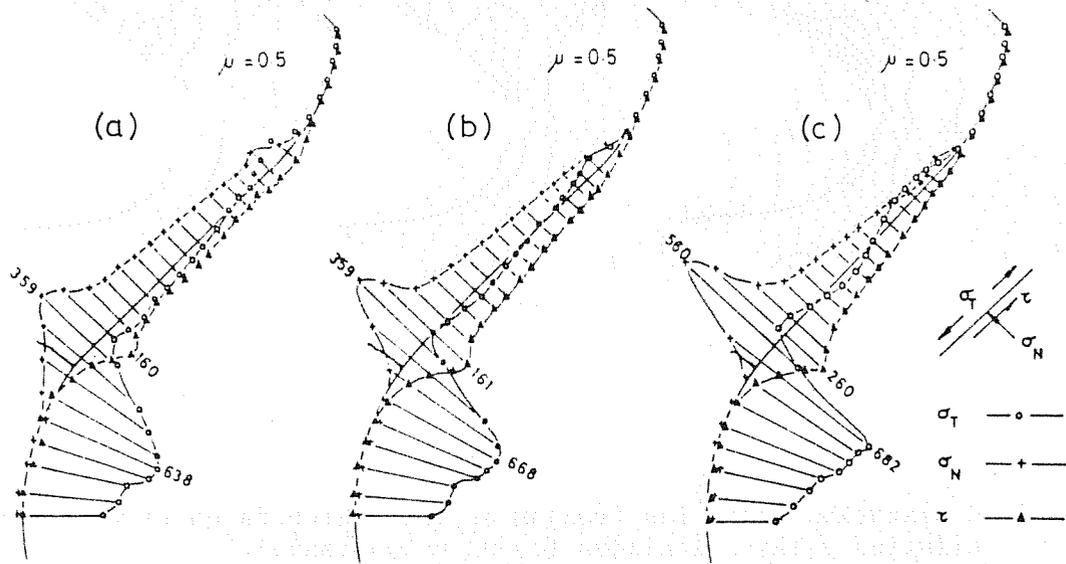


Fig. 5. Tensiones en la superficie de contacto para tres valores de carga en placa, (a) 20 kN, (b) 40 kN, (c) 80 kN y 40 kN de carga en álabes $\mu = 0,5$.

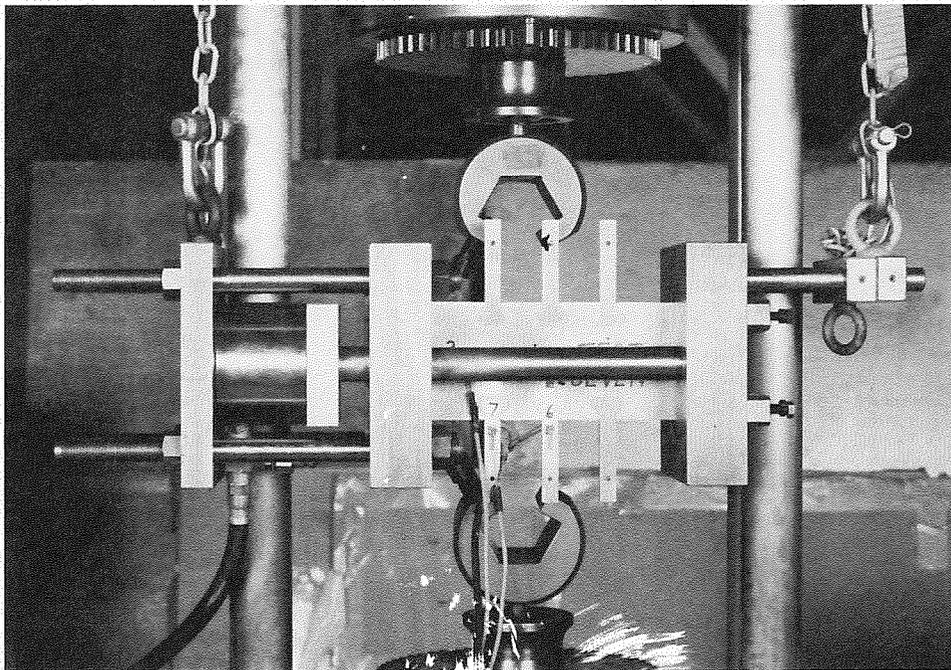
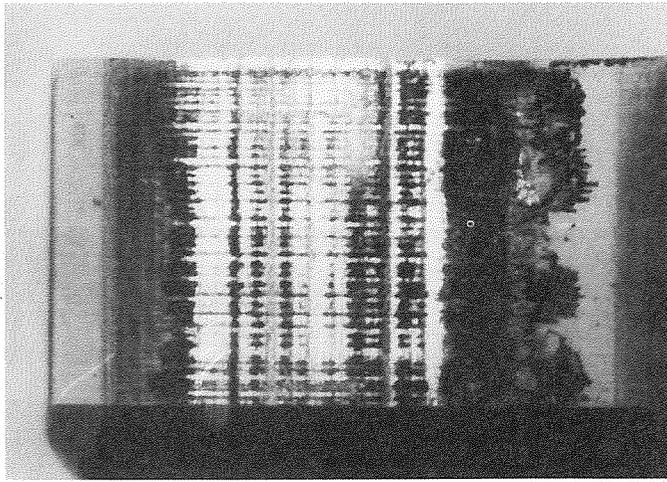
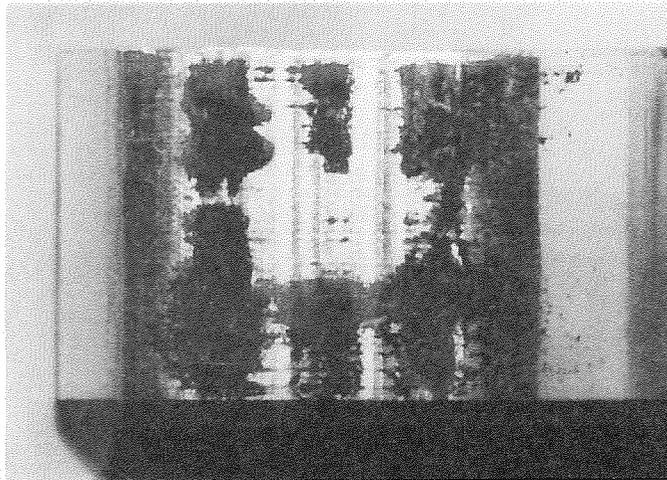


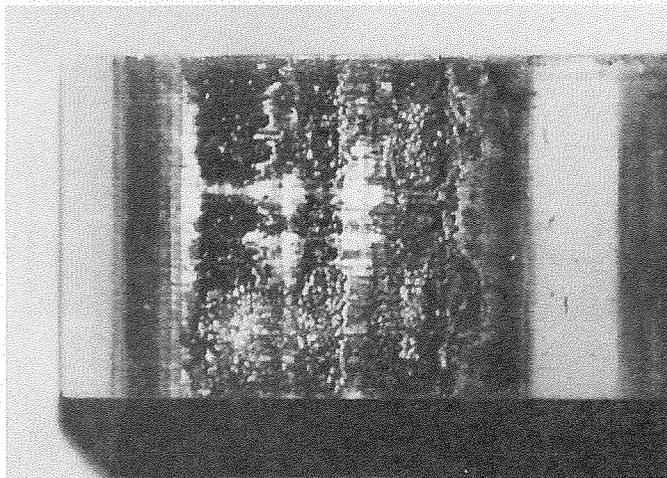
Fig. 6. Probeta sometida a carga constante en placa y carga cíclica en albes.



(a)



(b)



(c)

Fig. 7. Daño superficial en las probetas de la Fig. 6 (a) Carga en placa igual a carga máxima en álabes, (b) Carga en placa mitad, (c) Carga en placa doble.

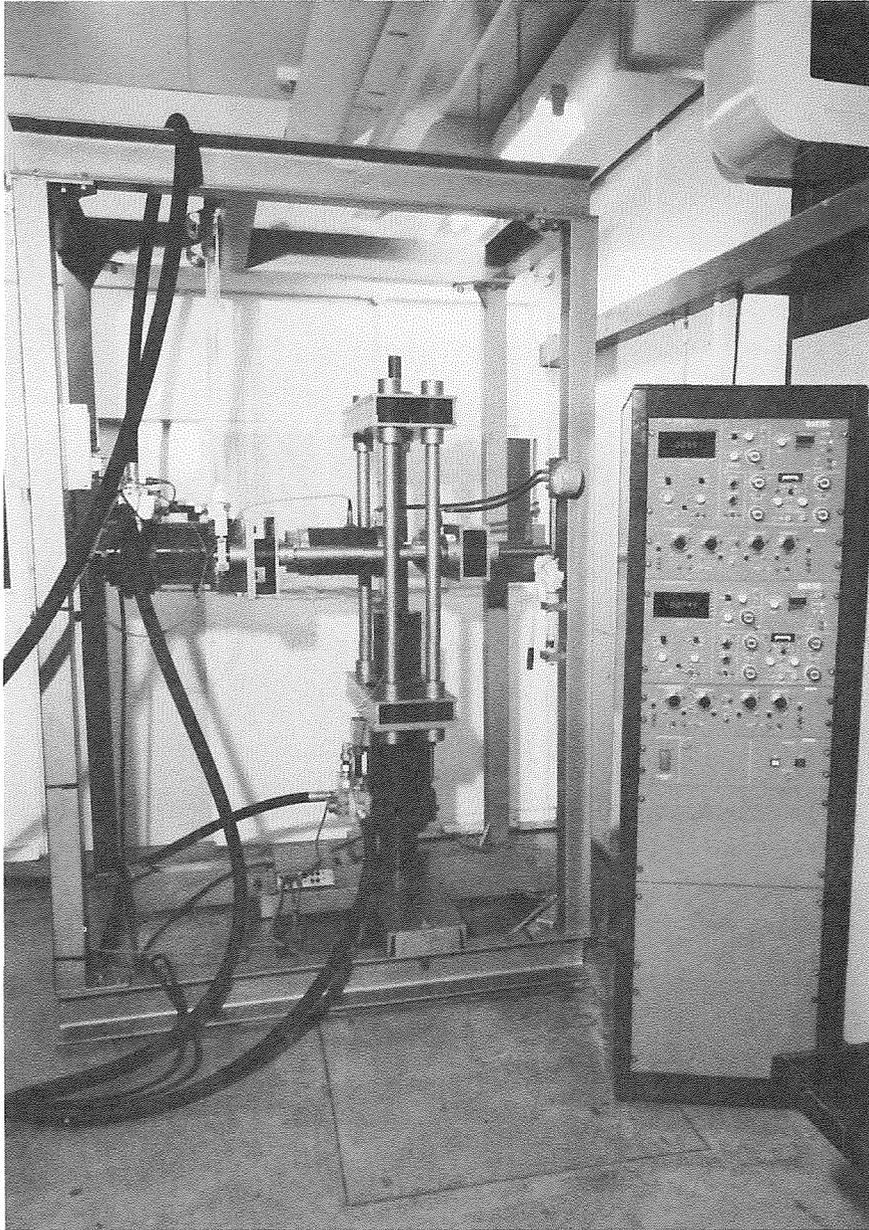


Fig. 8. (a) vista de la máquina biaxial de fatiga,

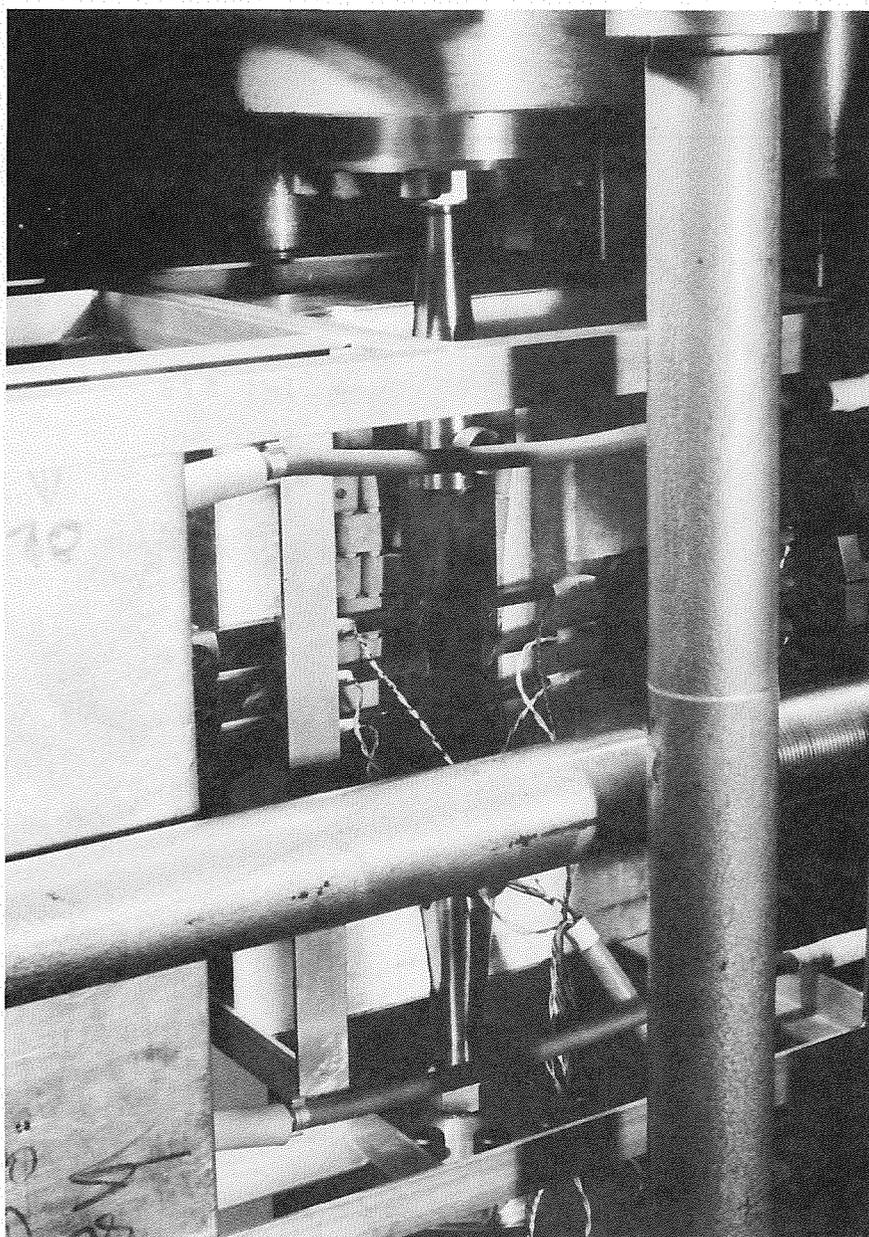


Fig. 8. (b) Probeta con extensometro

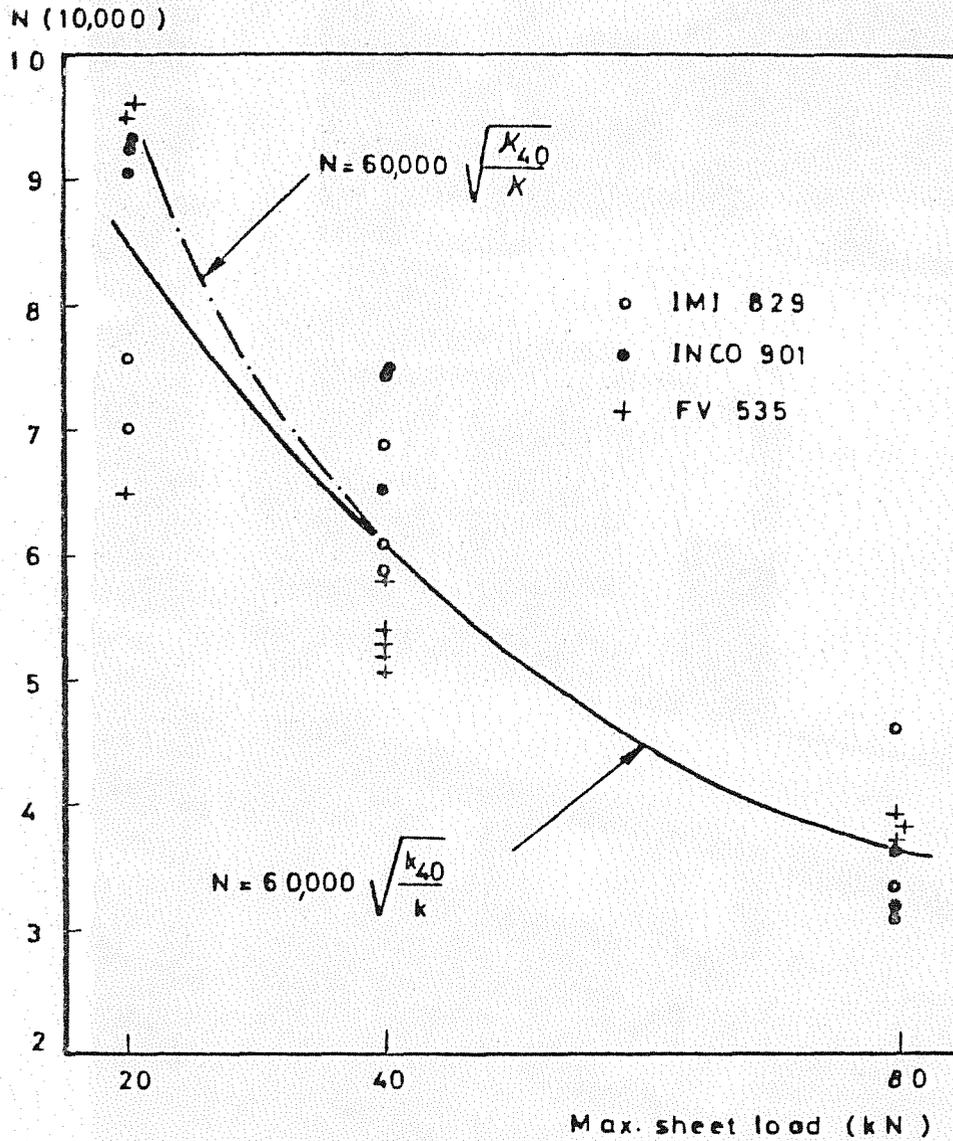


Fig. 9. Resumen de resultados experimentales y comparación con los parámetros de fatiga/fretaje /3/. Carga cíclica en ambos ejes.

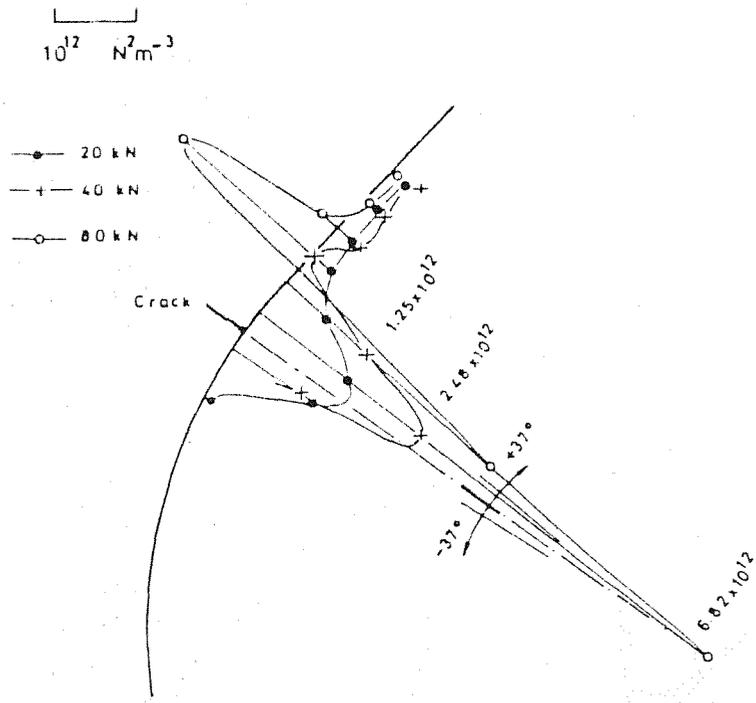


Fig. 10. Energía disipada en fricción para un coeficiente de fricción igual a 0,5 /3/.

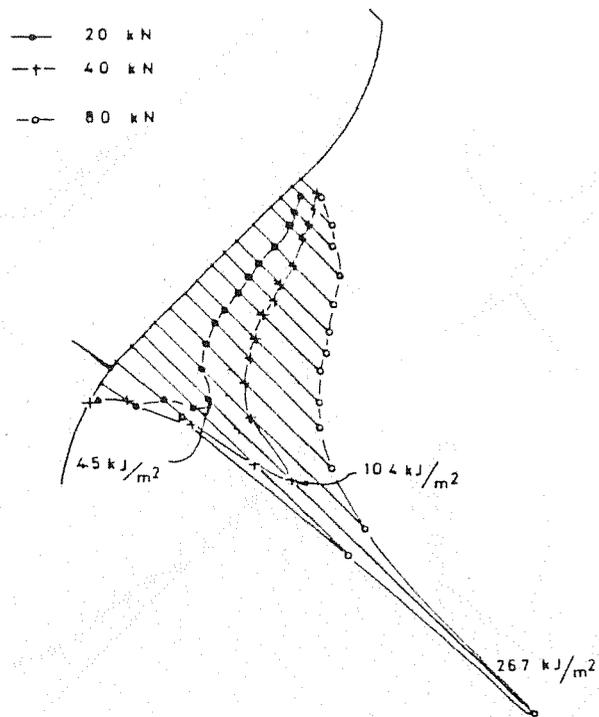


Fig. 11. Parmámetro combinado de fatiga/fretage /3/.

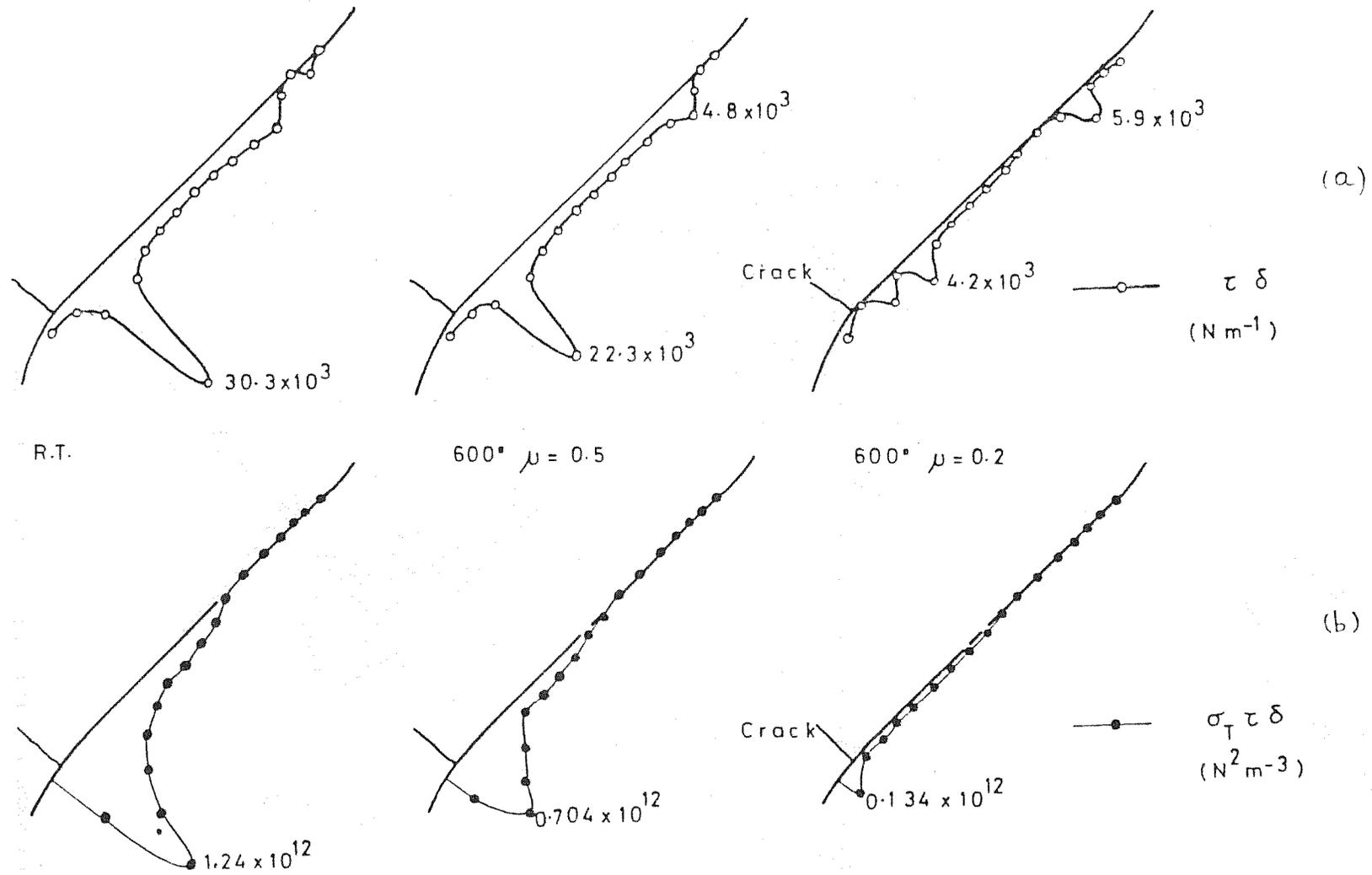


Fig. 12. Parámetro de fretage y combinado de fatiga/fretage a $600^\circ C$.

MECANISMOS DE FRACTURA EN MONOCRISTALES DE UNA ALEACIÓN COMERCIAL DE AL-4%CU

G. GONZALEZ, M. TORRALBA Y O. A. RUANO

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. CSIC.
Avda. Gregorio del Amo, 8
- Madrid -

En este trabajo se describen los mecanismos que producen la fractura en monocristales de una aleación de Al-4%Cu en tres estados de envejecimiento: recién templada, envejecida a máximo endurecimiento y envejecida hasta alcanzar el estado de equilibrio. En todos los casos la fractura de las probetas es de carácter dúctil y posterior a la activación de uno o varios sistemas de deslizamiento. Las probetas recién templadas muestran una fractura similar a la que tiene lugar en monocristales puros. Se produce por la activación simultánea de dos sistemas de deslizamiento en la zona de la estricción. En el estado de máximo endurecimiento la fractura de los monocristales se produce sin estricción y por deslizamiento del sistema conjugado cuando éste se encuentra favorablemente orientado. En las probetas ensayadas en el estado de equilibrio, el deslizamiento múltiple de sistemas produce una fractura similar a la que tiene lugar en policristales.

1.- INTRODUCCION

Es bien conocida la importancia tecnológica que tienen las aleaciones de aluminio-cobre. Debido a su poca densidad y buenas propiedades mecánicas son de gran uso en la industria. El interés de estas aleaciones estimuló el estudio de los mecanismos de endurecimiento y precipitación que en ellas tienen lugar /1/.

La deformación plástica de monocristales de estas aleaciones ha permitido profundizar en estos estudios, pudiéndose determinar la influencia de la precipitación del cobre en las propiedades mecánicas /2-5/. Sin embargo, no hay muchos trabajos que traten sobre la fractura en distintos estados de envejecimiento y los mecanismos que la producen, mostrándose en algunos aspectos resultados contradictorios. Así por ejemplo, mientras algunos autores /6,7/ sostienen que en el estado de máximo endurecimiento la superficie de fractura coincide con los planos (111) del sistema primario, otros /8,9/ afirman que ésta puede ser paralela a planos del primario, o bien del conjugado, dependiendo de la rotación del eje de tracción.

En este trabajo se hace referencia a los mecanismos de fractura en monocristales de Al-4%Cu, para tres estados de envejecimiento. En el caso del estado de máximo endurecimiento nuestros resultados están más de acuerdo con los de los últimos autores al obtenerse, en general, una fractura por el sistema conjugado, aunque independientemente de la rotación que sufre el eje de tracción.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

La aleación estudiada es térmicamente tratable de modo que sus propiedades mecánicas dependen del estado de precipitación del cobre. Hay que destacar la presencia de un 0,1% de hierro que da lugar a la formación de partículas de hasta 10 μm de tamaño de la fase ternaria $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Se trata de una fase insoluble que no resulta alterada por los tratamientos térmicos y cuya presencia apenas afecta a las propiedades mecánicas.

Se han obtenido, por el método de recristalización, monocristales a partir de varillas de tamaño de grano fino y homogéneo. De estos monocristales se mecanizaron probetas de tracción que se pulieron electrolíticamente para la posterior observación de su superficie.

Las probetas monocristalinas se ensayaron después de aplicarles distintos tratamientos térmicos. Un primer grupo se solubilizó a 540°C y se templó en agua a 0°C para retener el cobre en solución sólida sobresaturada. Un segundo grupo se sometió además a un tratamiento de máximo endurecimiento consistente en un envejecimiento durante 100 h a 150°C. Finalmente, el último grupo se recoció a 350°C durante 100 h para obtener el estado de equilibrio termodinámico.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina convencional Instron a velocidad de desplazamiento constante ($9.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) y a temperatura ambiente.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Se ha encontrado que los mecanismos responsables de la fractura son distintos dependiendo del estado de envejecimiento. Esto es consecuencia de la interacción que se produce entre las dislocaciones, responsables de la deformación plástica y los distintos tipos de precipitados que se desarrollan en cada uno de estos estados.

Las Figs. 1,2 y 3 muestran tres fracturas características correspondientes a cada uno de los tratamientos térmicos. En todos los casos, el mecanismo de de

formación previo a la rotura de los monocristales se debe al movimiento de dislocaciones en un sistema $(111) \langle 110 \rangle$ típico de los metales ccc /10/. Esta deformación produce una rotación de la red cristalina con respecto al eje de tracción del cristal que permite a otros sistemas iniciar el deslizamiento cuando llegan a estar favorablemente orientados. La activación posterior de otro (conjugado) u otros sistemas, es la que determina el comienzo de la fractura, aunque esto tenga lugar de manera distinta para cada estado de precipitación.

La Fig. 1 muestra el tipo de fractura que se produce en los monocristales en estado de solución sólida sobresaturada. En este estado, es inevitable la formación de algunas zonas GP 1 durante el temple, así como durante el ensayo /3/. La deformación tiene lugar, en principio, por deslizamiento en el sistema primario $(111) \overline{101}$. Cuando el conjugado también llega a estar favorablemente orientado, se produce un deslizamiento doble en una parte localizada de la probeta, ya que el primario no ha dejado de actuar. Este deslizamiento doble es el responsable de que aparezca un tipo de estricción muy característico de este estado. La línea recta que se observa en la parte central de la fractura es la intersección de los planos de deslizamiento que intervienen durante la deformación. Esta línea limita dos crestas, también características de la rotura en este estado, que aparecen en el momento final del ensayo. Se forman por deslizamiento simple en cada uno de los sistemas que intervienen. Nótese el aspecto liso de una de las caras interiores de estas crestas, consecuencia del deslizamiento cristalográfico. Cuando la sección es lo bastante pequeña, las tensiones son tan grandes e irregulares que se puede producir un arranque del material, como ha ocurrido en la otra cara.

Dado que en este estado la mayor parte del cobre se encuentra disuelto en la matriz de aluminio, apenas hay precipitados que puedan interaccionar con las dislocaciones. Su movimiento se ve fundamentalmente obstaculizado por el campo de deformación que crean los átomos de cobre dispuestos en forma sustitucional. Ello hace que la evolución de la fractura sea similar a la que se produce en metales puros /11/.

La Fig.2 corresponde a un monocristal ensayado en estado de máximo endurecimiento. A diferencia del caso anterior, aquí no se observa estricción en las proximidades de la fractura. La deformación también se inicia en el sistema $(111) \overline{101}$ primario aunque, en este caso, cuando el conjugado llega a estar favorablemente orientado, se produce el movimiento de dislocaciones solo por este último sistema. Además, lo hace en una región muy localizada, dando lugar a la rotura repentina de la probeta. La superficie de fractura que se observa es paralela al plano de deslizamiento conjugado.

La Fig.4 muestra el inicio de este tipo de fractura. Se observan dos series de líneas de deslizamiento. Las primeras, distribuidas regularmente por toda la probeta, son responsables de la deformación plástica y corresponden al sistema primario. Las segundas, localizadas en una estrecha banda y cruzando a las anteriores, son responsables de la fractura y corresponden al conjugado. La fractura en estas condiciones se produce sin estricción previa y paralelamente a una familia de planos cristalográficos, pese a lo cual es de carácter dúctil, ya que la observación metalográfica pone de manifiesto la presencia de cúpulas que ocupan toda la superficie.

Con este tratamiento térmico de 100 h a 150°C se forman las fases θ'' y θ' que son partículas semicoherentes. Las dislocaciones deben cortarlas al deformarse la probeta, de ahí la gran dureza de la aleación. Cuando entra en funcionamiento el sistema conjugado, las dislocaciones del primario han cortado a los precipitados un cierto número de veces, de forma que éstos ofrecen, desde el punto de vista de las del conjugado, una sección eficaz mayor. Por ello, cuando este sistema comienza a deslizarse lo hace bajo la acción de una tensión superior a la del sistema primario, lo que da lugar a que la fractura se produzca muy rápidamente.

La Fig.3 corresponde a una probeta ensayada en el estado de equilibrio. Se aprecia una fuerte estricción similar a la que tiene lugar en un material policristalino. Puede decirse que es una fractura tipo copa y cono y es consecuencia de la activación casi simultánea de varios sistemas de deslizamiento, a causa de que éstos se bloquean al entrar en funcionamiento el mecanismo de Orowan.

En estos monocristales el deslizamiento también se inicia en el sistema primario, pero debido a que hay partículas de CuAl_2 de gran tamaño e incoherentes con la matriz de aluminio, las dislocaciones son incapaces de cortarlas y las evitan formando bucles. Ello se traduce en un rápido endurecimiento del material, que se pone de manifiesto en las curvas tensión-deformación y que da lugar a la activación sucesiva de otros sistemas como ocurre en un policristal. La activación de todos estos sistemas es la que produce la estricción y este tipo de fractura.

4.- CONCLUSIONES

En ningún caso se produce la fractura de manera frágil. Siempre tiene lugar por movimiento de dislocaciones, aunque de distinta forma para cada tratamiento térmico.

Tanto en las probetas ensayadas en estado de recién templadas como a máximo endurecimiento, la fractura comienza cuando, desde un punto de vista geométrico, está favorecida la activación de más de un sistema de deslizamiento.

La fractura de las probetas ensayadas en estado de recién templadas se produce por deslizamiento doble. Hay dos sistemas de deslizamiento que actúan simultáneamente, en una zona localizada, produciendo una estricción característica.

En los monocristales envejecidos a máximo endurecimiento, la fractura se produce sin estricción y por un único sistema de deslizamiento, que es el sistema conjugado.

Finalmente, en las probetas envejecidas hasta el estado de equilibrio, la fractura tiene lugar por la activación de varios sistemas de deslizamiento de forma similar a como se produce en un policristal.

REFERENCIAS

- /1/ Silcock, J.M., Heal, T.J. and Hardy, H.K., J.Inst.Metals, 82, pp. 239 (1953).
- /2/ Carlsen, K.M. y Honeycombe, R.W.K., J.Inst.Metals, 83, pp.449, (1954).
- /3/ Greetham, G y Honeycombe, R.W.K., J.Inst.Metals, 89, pp. 13 (1960).
- /4/ Price, R.J. y Kelly, A., Acta Metall., 12, pp. 159 (1964).
- /5/ Nabarro, F.R.N., "Dislocations in Solids", North-Holland Pub. Co., (1979).
- /6/ Torralba, M. y Wasserman, G., Z. Metallkde, 59, pp.467 (1968).
- /7/ Dew-Hughes, D. y Robertson, W.D., Acta Metall., 8, pp.156 (1960).
- /8/ Beevers, C.J. y Honeycombe, R.W.K., "Fracture", edit. por B.L. Averbach et col., p. 474, John Wiley, New York (1959).
- /9/ Price, R.J. y Kelly, A., Acta Metall., 12, pp. 979 (1964).
- /10/ Honeycombe, R.W.K., "The Plastic Deformation of Metals", Edward Arnold Pub. (1984).
- /11/ Rosi, F.D. y Abrahams, M.S., Acta Metall., 8, pp. 807 (1960).



Fig.1.- Fractura de un monocristal en el estado de solución sólida sobresaturada.



Fig.2.- Fractura de un monocristal en el estado de máximo endurecimiento.

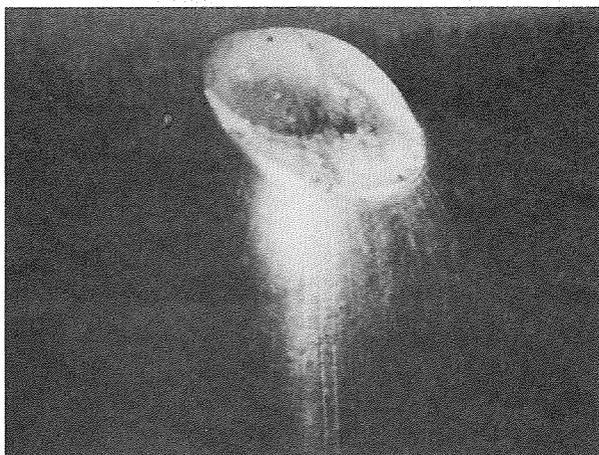


Fig.3.- Fractura de un monocristal en el estado de equilibrio.

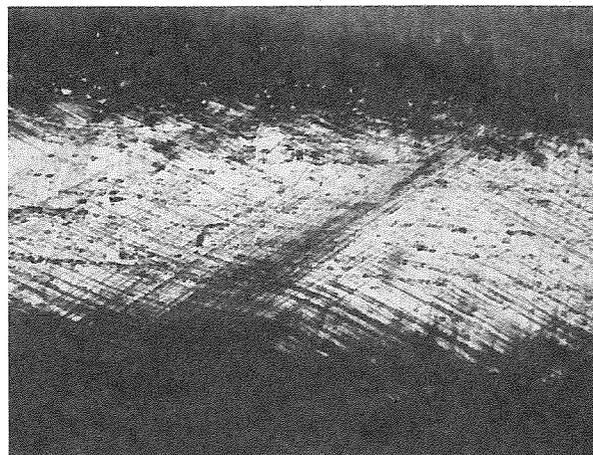


Fig.4.- Superficie de una probeta en el estado de máximo endurecimiento en el instante anterior a la rotura. Se produce por deslizamiento en el sistema conjugado, al que corresponden las líneas de la banda central.

MICROMECHANISMOS DE FRACTURA FRÁGIL EN ACEROS FERRÍTICO-PERLÍTICOS

A.Martín Meizoso, J.M.Rodríguez Ibabe y J. Gil Sevillano

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

La tenacidad a la fractura frágil de un acero al carbono (0,5%C) con estructura ferrítico-perlítica y su dependencia de la temperatura y velocidad de carga se interpretan mediante un análisis de los micromecanismos subyacentes al proceso de propagación frágil de una grieta.

The toughness level of a medium-high carbon steel with ferrite-pearlite structure and its strain rate and temperature dependence can be rationalized by means of a micromechanistic analysis of brittle fracture.

1.- INTRODUCCION

La temperatura de transición del acero ferrítico-perlítico con 0,5%C, de amplio uso en material ferroviario, es habitualmente superior a la temperatura ambiente, por lo que las posibles roturas catastróficas de piezas de este acero ocurrirán mediante micromecanismos de fractura frágil. En esta comunicación se analiza la tenacidad a la fractura frágil de ese acero, K_{IC} , en base a los procesos de fractura que tienen lugar a escala microscópica. El análisis pretende explicar la influencia de la temperatura y de la velocidad de carga sobre la tenacidad y comprender los efectos de parámetros estructurales susceptibles de control metalúrgico.

1.1 Criterio macroscópico de fractura

Desde un punto de vista macroscópico, la tenacidad de un material se caracteriza por su "factor crítico de intensidad de tensión", K_{IC} . Una pieza con una grieta de semitamaño c rompe al ser sometida a una tensión σ_c tal que:

$$K_{IC} \cong \sigma_c \sqrt{\pi c} \quad (1)$$

Esta propiedad del material, K_{IC} , depende de su composición y estructura y es también sensible a la temperatura y a la velocidad de aplicación del esfuerzo,

$$K_{IC} = K_{IC}(\text{estructura}, T, \dot{\epsilon})$$

1.2 Criterio microscópico de fractura frágil

Microscópicamente, el proceso fundamental que subyace a las fracturas frágiles es la separación de planos cristalográficos por descohesión (cleavage). En un cristal perfecto, para vencer las fuerzas cohesivas es necesario alcanzar la llamada "resistencia ideal",

$$\sigma_i \cong E/10$$

Sin embargo, en materiales reales, ocurre fractura frágil al alcanzarse un nivel crítico de tensión tractiva, la "tensión crítica de fractura frágil", σ_f , mucho menor que la resistencia ideal:

$$\sigma_f \ll \sigma_i$$

Esta aparente discrepancia se explica por la existencia de microgrietas que, bajo la tensión de fractura, permiten alcanzar localmente la tensión ideal

$$\sigma_f = \beta K_{Ia}^B / \sqrt{t} \quad (2)$$

que no es sino la aplicación, a escala microscópica, del criterio de fractura (1) antes expresado, y donde t es el tamaño de la microgrieta y K_{Ia}^B el factor crítico de intensidad de tensión local pertinente. En un material intrínsecamente frágil, las grietas o entallas preexistentes son responsables de ese debilitamiento; en el caso que nos ocupa y en general en los metales u otros materiales cristalinos susceptibles de comportamiento frágil pero también capaces de deformación plástica, las grietas preexistentes se enroman por deformación plástica local y no concentran la tensión hasta el nivel de la tensión ideal:

$$(\sigma_1)_{\text{máx}} \sim < 4\sigma < \sigma_i$$

donde σ_y representa el límite elástico (véase apdo. siguiente y fig.1).

La descohesión sólo puede darse a partir de grietas agudas, recién creadas durante el proceso de carga. Su generación exige de todos modos alcanzar la tensión ideal y esto sólo es posible por los campos de tensiones asociados a grupos de dislocaciones. Por consiguiente, la deformación plástica es prerequisite para la fractura frágil de los aceros,

$$\sigma_f > \sigma_y$$

y en la terminología inglesa se denomina este tipo de fractura "slip induced cleavage".

Los grupos de dislocaciones nuclean microgrietas en elementos de la estructura particularmente frágiles (inclusiones no metálicas, juntas, etc...). El valor de σ_f está ligado (por la ecuación (2) citada anteriormente) al tamaño del elemento estructural nucleante, t , y a la capacidad de sus fronteras para detener una grieta nucleada, K_{Ia}^B , pues la fractura ocurre cuando esa capacidad se ve sobrepasada /1/.

En la estructura de un material, ya lo veremos en nuestro acero, existe una gama de elementos estructurales candidatos a núcleos de fractura. Si esos elementos constituyen enclaves que hay que agrietar sucesivamente, el que dé lugar a la máxima σ_f es obviamente el crítico; si constituyen núcleos alternativos, lo será el que permita romper con la mínima tensión.

1.3 Relación entre los criterios macroscópico y microscópico de fractura frágil

K_{Ic} , el criterio de rotura de la Mecánica de la Fractura, es la manifestación macroscópica del proceso de fractura frágil y lógicamente es relacionable con el criterio microscópico de descohesión.

El factor de intensidad de tensiones, K_I , caracteriza el estado de tensiones en el entorno del borde de una grieta sometida a carga. Existen análisis elasto-plásticos /2-7/ que permiten relacionar la tensión de tracción normal al plano de la grieta, al frente de la misma (fig.1). La tensión depende del límite elástico del material, σ_y , y de su coeficiente de endurecimiento plástico, n :

$$\sigma_{yy} = f[K, \sigma_y(T, \epsilon), n, x] \quad (3)$$

En general, en un metal, toda grieta bajo carga se enroma por flujo plástico. La tensión de tracción máxima queda limitada, pero gracias a ese flujo plástico se nuclean microgrietas en su entorno.

El gradiente de la tensión normal es muy fuerte en la zona plástica al frente de una grieta. Para la propagación inestable frágil de una grieta no basta con que σ_f sea sobrepasada localmente: debe ser sobrepasada sobre una distancia crítica, x_c , tal que se asegure su propagación indefinida: en primera aproximación, sobre la distancia mutua entre núcleos de fractura /8/.

Por tanto, para calcular K_{Ic} necesitamos:

- las propiedades plásticas del material
 - σ_f
 - x_c
- } medirlas e identificar el núcleo

Luego, sustituir en la ecuación anterior σ_f por σ_{yy} y x_c por x y resolver para obtener K_{Ic} /9,10/.

2. APLICACION. TENACIDAD DE UN ACERO FERRITO-PERLITICO

El material base del trabajo experimental realizado proviene de la mitad externa de la llanta de una rueda R7 típica (0,49%C) suministrada por CAF. La microestructura de la rueda (en función del radio) fue caracterizada cuantitativamente de manera exhaustiva.

La orientación de los ensayos que se consideran en el artículo es la procedente para el caso de fractura radial de la rueda (es decir, carga circunferencial).

Se realizaron ensayos de tracción en una gama de temperaturas entre la del nitrógeno líquido y 200°C. En la Fig. 2 se muestran algunas curvas de endurecimiento en coordenadas doble-logarítmicas. La pendiente de las curvas es el coeficiente de endurecimiento (n), que resulta poco sensible a la temperatura incluso considerando deformaciones relativamente grandes.

El límite elástico en función de la temperatura puede verse en la Fig. 3. Su dependencia de la temperatura presenta dos estadios claramente diferenciados, comportamiento típico de los metales cúbicos centrados y en particular de la ferrita. Los datos experimentales se han ajustado a las ecuaciones teóricas aceptadas para la zona de bajas temperaturas (deslizamiento de dislocaciones controlado por la periodicidad de la red) y la zona de temperaturas medias (controlado por obstáculos discretos) /11/ adaptadas a la velocidad de deformación experimental, 10^{-4} seg⁻¹.

Las ecuaciones obtenidas, basadas en modelos físicos y no en un mero ajuste matemático, pueden extrapolarse a otras velocidades y temperaturas de ensayo siempre que no dominen otros mecanismos de deformación (Fig. 4). Es interesante resaltar que los dos regímenes de deformación del acero al carbono con 0,5%C presentan sensibilidades a la velocidad de deformación y temperatura enormemente diferentes. Una bajada de temperatura o una fuerte velocidad de carga producen una transición de una situación casi atérmica a otra de fuerte sensibilidad a cambios de esas dos variables.

La tensión crítica de fractura frágil se ha medido a partir de la carga de rotura de probetas de plegado con entalla en V /12,13/. En los ensayos realizados en nitrógeno líquido se comprobó que la superficie de fractura correspondía exclusivamente a facetas de descohesión y que la nucleación de la fractura ocurre, dentro de la zona plástica, en puntos de máxima tensión de tracción, y no en puntos de deformación plástica máxima, es decir, de acuerdo con el esquema expuesto en la introducción (descohesión inducida por deslizamiento). El valor de σ_f es

$$\sigma_f = 2084 \pm 87 \text{ MPa}$$

Por otra parte, se efectuaron medidas estáticas de K_{Ic} de acuerdo con la norma ASTM a cinco temperaturas entre la del etanol fundente y ambiente, verificándose se que la propagación de la grieta tuvo lugar por descohesión. La superficie de fractura adyacente al borde de la grieta de fatiga de varias probetas de medida de K_{Ic} fue explorada en busca de núcleos de fractura, fácilmente identificables (Fig. 5). Ello permitió medir la distancia crítica promedio

$$\bar{x}_c = 57 \pm 10 \text{ } \mu\text{m}$$

No se encontró ningún núcleo de fractura asociado a inclusiones.

Se observaron también secciones longitudinales de probetas rotas a la búsqueda de núcleos detenidos; la mayoría de los encontrados (muy próximos a la superficie de fractura) están detenidos por fronteras entre colonias de perlita ó fronte

ras perlita-ferrita proeutectoide (Fig. 6), aunque frecuentemente también se encuentran núcleos que atraviesan tales juntas.

Con los datos obtenidos para σ_f , σ_y , n y x_c y de acuerdo con lo expuesto, se calculó la tenacidad en función de la temperatura para una velocidad de deformación representativa de la desarrollada en la zona plástica de la probeta ASTM (Fig. 7). El acuerdo con los resultados experimentales de medidas de K_{IC} (obtenidas según normas ASTM) puede considerarse aceptable y el modelo de fractura supuesto, confirmado.

Suponiendo esto último, el modelo ofrece una buena base para discutir la tenacidad de este acero a la fractura frágil.

3.- DISCUSION

Para una composición y estructuras dadas, la influencia de la temperatura y velocidad se ejerce a través del comportamiento plástico (σ_y y n). La caída observada en K_{IC} al bajar de cierta temperatura (por encima de la cual K_{IC} es casi constante) no es más que el reflejo de la transición al régimen de deslizamiento a bajas temperaturas. (Una transición del mismo tipo se observa en la tenacidad de aceros de ralles eutectoides /14/).

Lo importante es que esa caída se desplaza peligrosamente al rango de temperaturas de servicio si se aumenta la velocidad de carga (impactos), como se aprecia en la Fig. 8.

El modelo permite también detectar o confirmar qué parámetro microestructural es decisivo en cuanto a la tenacidad. Posibles núcleos de fractura, en la estructura de este acero ferrítico-perlítico, son:

- granos de ferrita
- "bloques" de perlita*
- colonias de perlita
- láminas de ferrita eutectoide
- láminas de cementita eutectoide
- inclusiones no metálicas

Las inclusiones pueden rechazarse: ningún núcleo se encontró asociado a ellas.

Las fronteras de los granos de ferrita, de los bloques ó de las colonias perlíticas son esencialmente juntas de grano de ferrita; dada la estructura del acero (ferrita proeutectoide de unas 4 micras rodeando agregados perlíticos de unas 20 μ m), de estos 3 elementos sólo el mayor ha de retenerse (mínima σ_f virtual), es decir, el "bloque" perlítico.

Tomando como soporte los datos propios y una recopilación de datos dispersos de la bibliografía (para una discusión detallada véase la ref. /15/), pueden desecharse también las láminas de ferrita o cementita eutectoide como elementos contrólantes de la propagación de la fractura -es muy frecuente la observación de láminas rotas en perlita deformada- mientras que las observaciones fractográficas y la dependencia de la temperatura de transición muestran claramente el protagonismo de los "bloques perlíticos". Puede concluirse que en aceros perlíticos con altos contenidos en perlita -como nuestro caso- el "bloque" perlítico es el parámetro estructural fundamental en relación con la nucleación de la fractura frágil.

Y como síntesis: la tenacidad de los aceros al carbono de contenido medio-alto con estructura ferrítico-perlítica está controlada por el tamaño de los bloques perlíticos, que determinan σ_f y x_c (esta última, cierto múltiplo del tamaño crítico de los núcleos) y por la curva de endurecimiento plástico (límite elástico

(*) Conjunto de varias colonias adyacentes compartiendo una orientación de ferrita común.

co e índice n).

El punto de interés es que, con ciertas restricciones, estos dos factores pueden ser modificados independientemente mediante control metalúrgico, por lo que la combinación tenacidad-resistencia puede seleccionarse dentro de ciertos límites:

- el bloque perlítico es en la práctica proporcional al tamaño de grano austenítico /16/; por afino de éste podemos afinar el bloque y aumentar σ_f (y con ello, la tenacidad).
- el límite elástico, modificable a través de la composición y, de la estructura, fundamentalmente a través de la fracción de perlita y del espaciado perlítico.

4.- CONCLUSIONES

1. La fractura frágil de aceros al carbono (0,5%) y estructura ferrítico-perlítica responde al esquema de descohesión inducida por deslizamiento. Su tenacidad puede calcularse aplicando ese criterio macroscópico a las condiciones existentes en el borde de una grieta bajo carga.
2. La tenacidad cae drásticamente por debajo de cierta temperatura (dependiente de la velocidad de carga) o por encima de cierta velocidad de carga a una temperatura dada. En condiciones de carga rápida o impacto la transición puede ocurrir dentro del rango de temperaturas de servicio.
3. Bloques perlíticos agrietados son núcleos efectivos de la fractura por descohesión. Su tamaño (que controla la tensión de fractura) está relacionado con el tamaño de grano austenítico. El límite elástico es el segundo factor, con el bloque perlítico, determinante de la tenacidad.

REFERENCIAS

- /1/ Hahn, G.T., Metall.Trans.A., 15A, 947 (1984).
- /2/ Hutchinson, J.W., J.Mech.Phys.Solids, 16, 13 (1968).
- /3/ Rice, J.R., Rosengren, G.R., J.Mech.Phys.Solids, 16, 1 (1968).
- /4/ Tracey, D.M., J.Eng.Mater.Technol., 98, 146 (1976).
- /5/ Schwalbe, K.H., J.Eng.Mater.Technol., 99, 186 (1977).
- /6/ Rice, J.R., Johnson, M.A., "Inelastic Behaviour of Solids", M.F.Kanninen et al., eds., p.691, McGraw-Hill, New York, 1970.
- /7/ McMeeking, R.M., J.Mech.Phys.Solids, 25, 357 (1977).
- /8/ Ritchie, R.O., Knott, J.F., Rice, J.R., J.Mech.Phys.Solids, 21, 395 (1973).
- /9/ Parks, D.M., J.Eng.Mater.Technol., 98, 30 (1976).
- /10/ Ritchie, R.O., Server, W.L., Wullaert, R.A., Metall.Trans. A, 10A, 1557 (1979).
- /11/ Frost, H.J., Ashby, M.F., "Deformation Mechanism Maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics", Pergamon Press, Oxford, 1982.
- /12/ Griffiths, J.R., Owen, D.R.J., J.Mech.Phys.Solids, 19, 419 (1971).
- /13/ Owen, D.R.J., Nayak, G.C., Kfoury, A.P., Griffiths, J.R., Int.J.Numer.Methods in Eng., 6, 63 (1973).
- /14/ Barsom, J.M., Imhof, Jr., E.J., "Rail Steels-Developments, Processing and Use", p.387, D.H.Stone, G.G.Knupp, eds., ASTM STP 694, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1978).
- /15/ Gil Sevillano, J., Rodríguez Ibabe, J.M. y Martín Meizoso, A., 8th. Int. Wheelset Congress, Madrid, 1985.
- /16/ Park, Y.J., Bernstein, I.M., Metall.Trans.A, 10A, 1653 (1979).

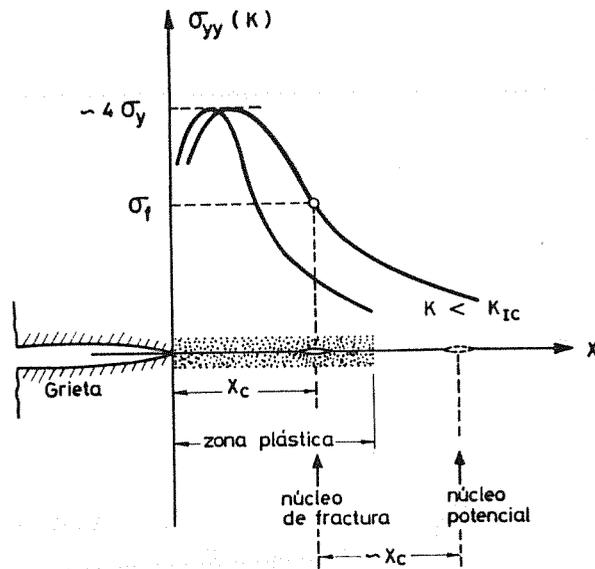


Fig.1 - Esquema de la tensión de tracción perpendicular al plano de una grieta al frente de la misma, en función de la distancia, para un material elastoplástico con $n \approx 0,10$.

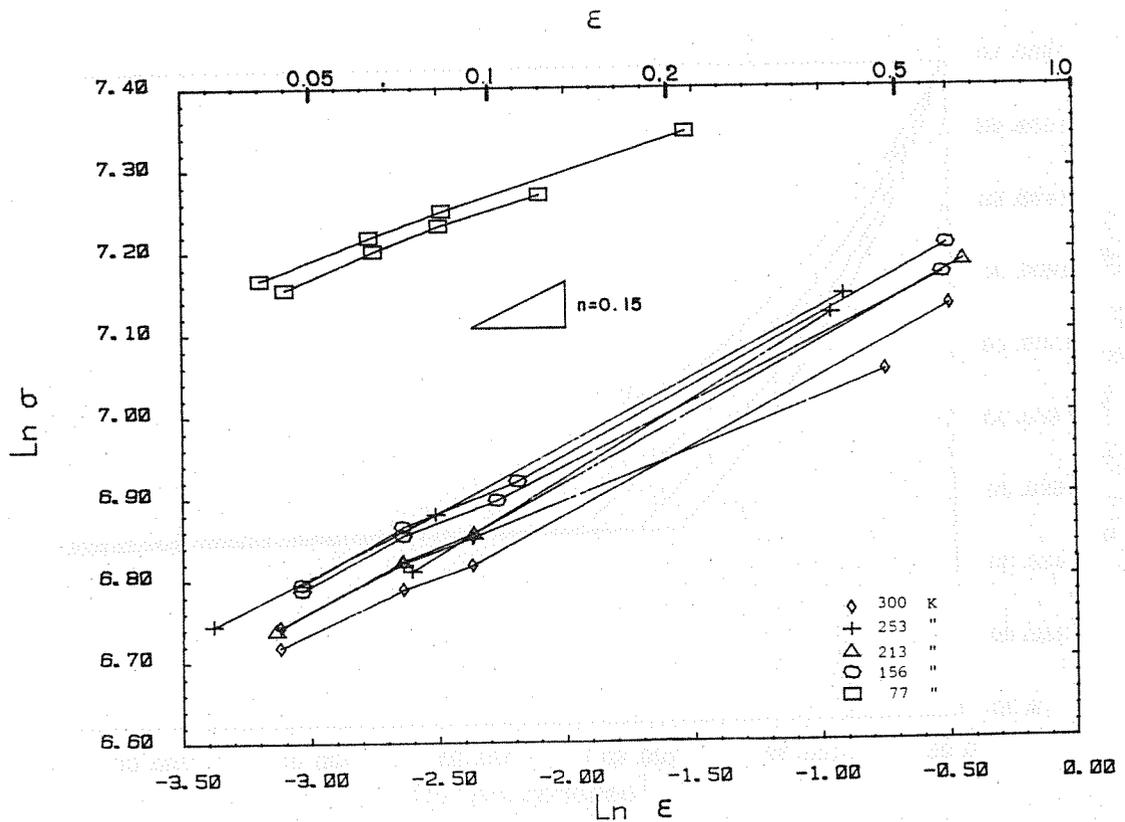


Fig.2 - Curvas tensión-deformación plástica (hasta la deformación a fractura en el ensayo de tracción) para varias temperaturas.

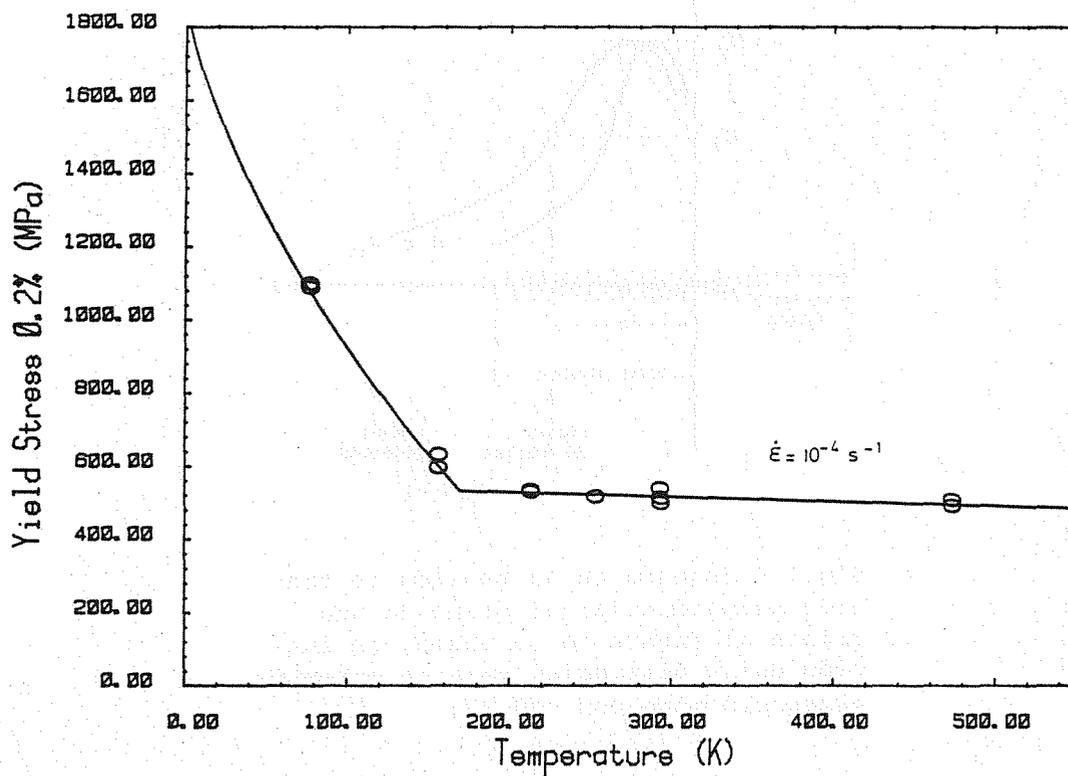


Fig. 3 - Límite elástico en función de la temperatura.

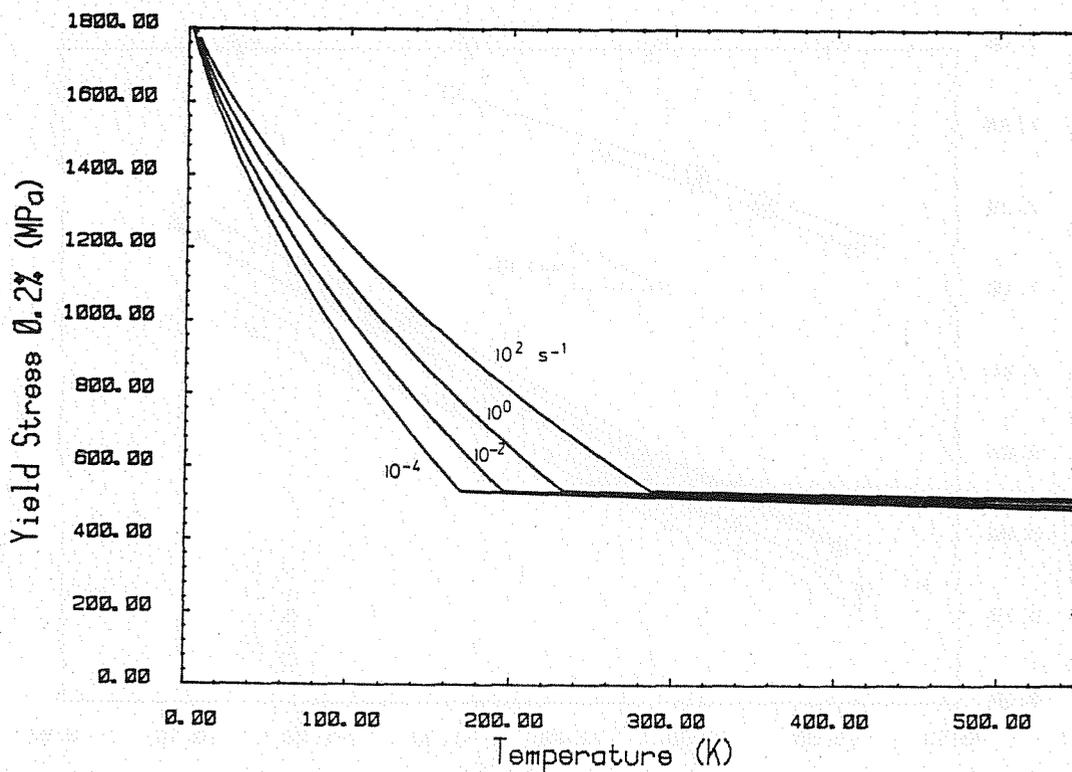


Fig. 4 - Influencia de la velocidad de deformación y de la temperatura sobre el límite elástico del acero estudiado, suponiendo dos regímenes de comportamiento (en base a los resultados experimentales de la Fig. anterior y a modelos físicos de comportamiento).

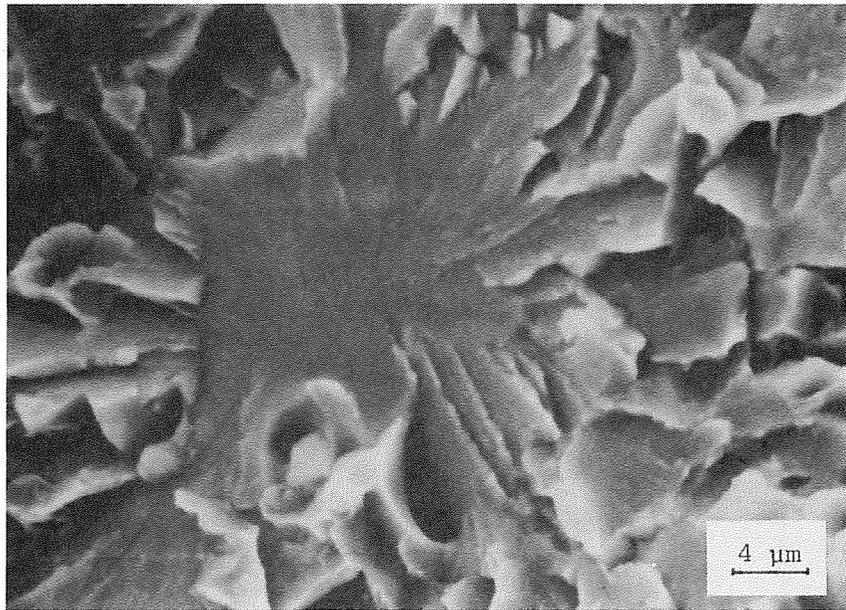


Fig. 5 - Núcleo de fractura por descohesión

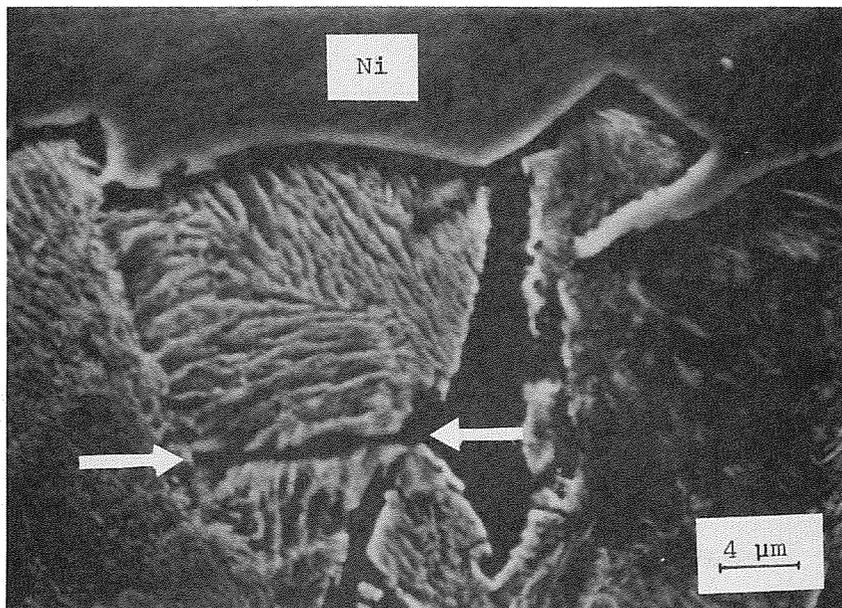


Fig. 6 - Microgrieta (próxima a superficie de fractura frágil) que atraviesa una colonia perlítica, detenida por una junta entre colonias y por una intercara perli-ta-ferrita.

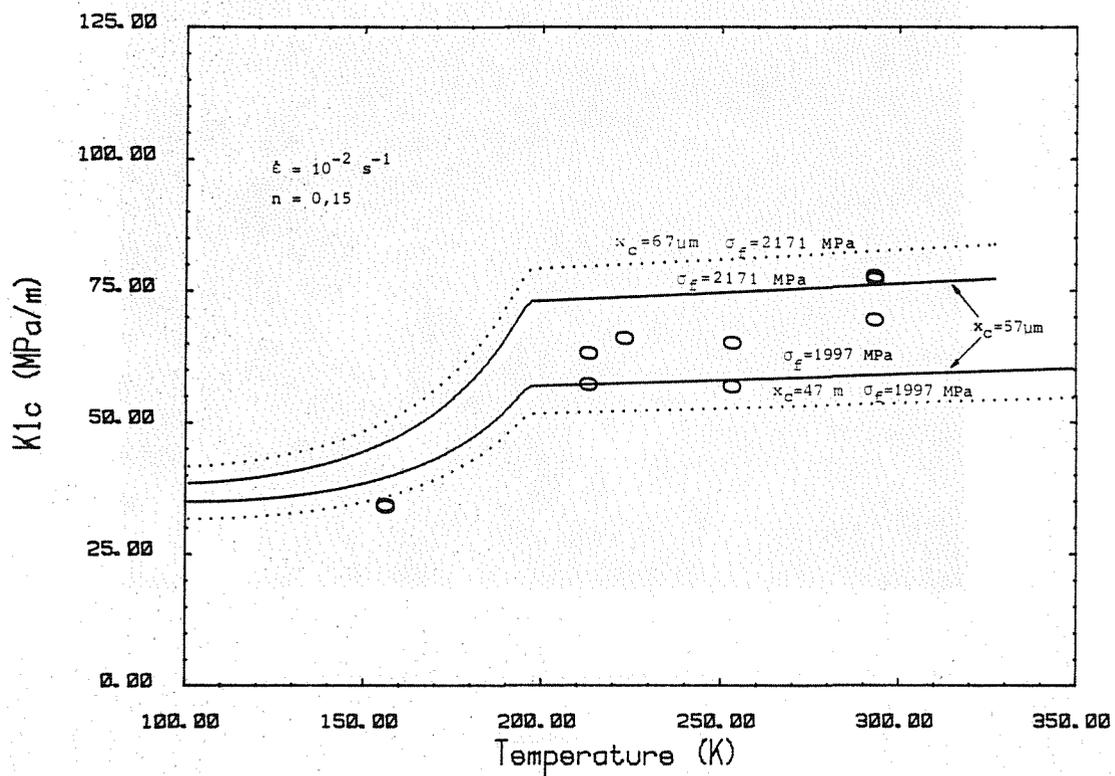


Fig. 7 - Valores experimentales y calculados de K_{1c} .

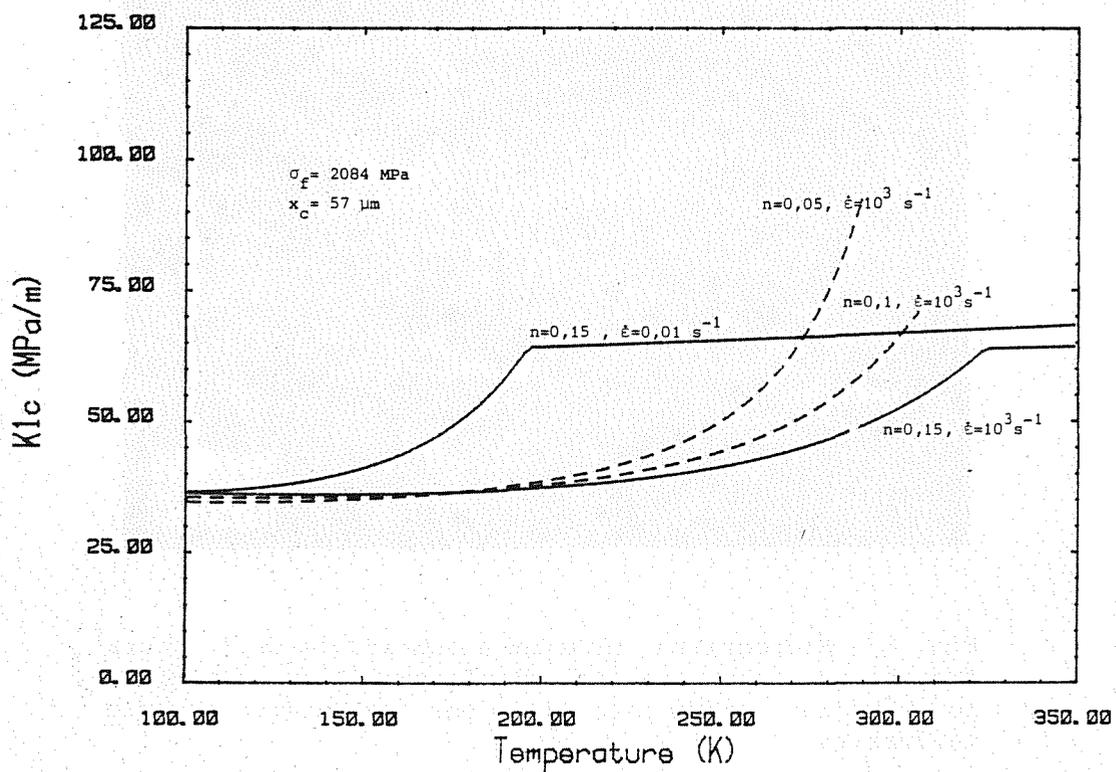


Fig. 8 - Predicciones de tenacidad dinámica (impacto) comparadas con la tenacidad estática.

PREDICCIÓN DE ROTURAS EN ALAMBRES FISURADOS

A. Valiente Cancho
M. Elices Calafat

*Departamento de Física y Física de Materiales
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid.*

La presencia de fisuras en armaduras de estructuras de hormigón es un problema que empieza a ser preocupante. En el presente trabajo se estudian los criterios que gobiernan la fractura de estos componentes, teniendo en cuenta el carácter tridimensional del problema y la diferente ductilidad de los diversos tipos de aceros empleados en su fabricación. Las predicciones teóricas correspondientes a distintos criterios se contrastan con resultados de ensayos de fractura realizados con diversos aceros de armaduras, encontrándose una adecuada correlación entre el criterio que rige la fractura de cada acero y sus características mecánicas.

The problem of cracks developed in wires and bars for reinforced and prestressed concrete is studied in this work. Several fracture criteria are analyzed because of the different ductilities which show the steels used for making the reinforcements. The three-dimensional condition of the problem is considered, too. The validity of the criteria is checked by comparing experimental results and theoretical predictions. It is found a good correlation between each material tested and the theoretical model of the criterium which describes better its fracture behaviour.

1.- INTRODUCCION

Una de las aplicaciones más interesantes de la Mecánica de Fractura en Ingeniería Civil es su utilización para predecir la carga de rotura de un alambre o barra fisurada y sometido a tracción. Las armaduras de acero empleadas en estructuras de hormigón armado y pretensado son componentes estructurales de fundamental importancia que plantean la necesidad de saber cómo se altera su capacidad resistente cuando contienen fisuras o defectos. En las actuales condiciones de servicio de las estructuras de hormigón, sus armaduras se ven afectadas por fenómenos de fatiga /1/ y corrosión bajo tensión /2/ que dan lugar al desarrollo de fisuras, y por fenómenos de fragilización /3/ que aumentan su sensibilidad a los defectos. Todo ello favorece la posibilidad de una rotura y representa un aumento de riesgo que justifica el interés de esta investigación.

La Mecánica de Fractura proporciona el marco adecuado para ello. El planteamiento seguido consiste en determinar condiciones de rotura teóricas para alambres fisurados a partir de criterios generales de fractura, y realizar la experimentación adecuada con aceros de armar y pretensar para contrastar la validez de los resultados teóricos de cara a la resolución del problema planteado.

2.- ANALISIS TEORICO

2.1.- Definición del problema.

El tipo de fisura se ha adoptado atendiendo a la forma típica que presentan las desarrolladas por fatiga o corrosión bajo tensión. Son fisuras de superficie con forma de lúnula cuyo borde se asimila a una elipse, tal como muestra la figura 1. Con esta representación la fisura queda determinada por dos dimensiones características, las longitudes de los semiejes de la elipse y el problema de establecer la condición de rotura se reduce a determinar la relación entre los valores de las dimensiones de la fisura, la sollicitación aplicada y el diámetro del alambre que originan la rotura de éste. De acuerdo con la notación empleada en la figura 2, dicha relación, formulada analíticamente, sería una ecuación del tipo

$$f(\sigma, a, c, D) = 0 \quad (1)$$

2.2.- Criterios de fractura

El criterio de fractura basado en el factor de intensidad de tensiones K es aplicable a casos de sollicitación en modo puro, como el que aquí se estudia, y establece que la fractura tiene lugar cuando dicho factor alcanza un valor crítico K_c , propio del material. Esta formulación clásica del criterio corresponde a problemas bidimensionales en los cuales el factor K es uniforme a lo largo del borde de la fisura, pero en problemas tridimensionales K varía de un punto a otro y el criterio debe modificarse atendiendo a esta circunstancia. Una generalización directa lleva a la conclusión de que debe ser el máximo valor de K en el borde de la fisura el que alcance el valor crítico K_c .

Para el problema del alambre fisurado, el criterio del factor de intensidad de tensiones se aplicará bajo esta forma, utilizando los resultados de M.A. Astiz /4/. Astiz ha resuelto el complejo problema numérico de determinar el factor K a lo largo del borde de la fisura, empleando el método de los elementos finitos con un elemento singular original, en conjunción con la técnica de la rigidez diferencial. De acuerdo con sus resultados, para relaciones a/c menores de 0,9, el factor de intensidad de

tensiones es máximo en el punto más profundo de la fisura y su valor viene dado por la expresión:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} M \left(\frac{a}{C}, \frac{a}{D} \right) \quad (2)$$

donde M es la función adimensional definida gráficamente en la figura 3. Igualando esta expresión de K al valor crítico K_c se obtiene la relación del tipo (1) correspondiente al criterio de fractura basado en el factor de intensidad de tensiones

$$\sigma\sqrt{\pi a} M \left(\frac{a}{C}, \frac{a}{D} \right) = K_c \quad (3)$$

El segundo criterio de fractura que se ha utilizado es igualmente conocido y se basa en un planteamiento energético: la energía absorbida para crear nueva superficie de fisura en el proceso de fractura procede de la energía liberada por el sólido y del trabajo de las fuerzas exteriores. Este criterio es equivalente al del factor de intensidad de tensiones en problemas bidimensionales pero no sucede así con problemas tridimensionales. En un caso como el que aquí se estudia, puede seguirse el mismo planteamiento, y considerando una propagación virtual de la fisura, con un incremento de área $d\Omega$, obtener en la siguiente expresión de la energía disponible G para crear una nueva unidad de área de fisura:

$$G = \frac{1}{2} (\sigma\pi \frac{D^2}{4})^2 \frac{dC}{d\Omega} \quad (4)$$

donde dC es la variación que experimentaría la elongabilidad del alambre -- con el crecimiento virtual de la fisura. La condición de fractura es que la energía disponible para propagar la fisura G, iguale a la energía necesaria para rasgar el material G_c , pero contrariamente a lo que sucede en los casos bidimensionales, la forma que adopta la fisura al propagarse, no es conocida a priori y la expresión (4) no puede ser calculada sin introducir alguna hipótesis al respecto.

La solución adoptada para el problema del alambre fisurado viene sugerida por la limitada sensibilidad que la elongabilidad del alambre muestra respecto a la curvatura del borde de la fisura, tal como aparece reflejado en la figura 4 /5/, donde se comparan diferentes valores de la elongabilidad en función de la profundidad de fisura. La línea llena corresponde a fisuras con borde recto, obtenidos numéricamente mediante el método de elementos finitos, mientras que los puntos son valores determinados experimentalmente utilizando probetas fisuradas de acero y de resina epoxi con bordes de diferentes curvaturas. Como puede apreciarse, a pesar de su dispar procedencia, los resultados tienden a agruparse en una única curva, confirmando así que es la profundidad de fisura el parámetro determinante de la elongabilidad del alambre. En consonancia con este dato, el cálculo de la magnitud G según la ecuación (4), se ha realizado asimilando la fisura real a una de borde recto e igual profundidad.

El resultado obtenido permite, de modo directo, expresar analíticamente la condición de rotura:

$$\sigma\sqrt{\pi a} \{0,473 - 3,286 \frac{a}{D} + 14,797 (\frac{a}{D})^2\}^{1/2} / \{ \frac{a}{D} - (\frac{a}{D})^2 \}^{1/4} = \sqrt{EG} = \sqrt{EG}_c \quad (5)$$

El tercer y último criterio de fractura utilizado se fundamenta en el crecimiento inestable del COD para un valor límite de la sollicitación aplicada, y parte de una expresión modificada /6/ del COD correspondiente a una placa infinita. La condición resultante, denominada criterio de la tensión de cedencia, ha sido utilizada para predecir satisfactoriamente presiones de rotura en tuberías con fisuras pasantes /6,7/ y no pasantes /7/. Su expresión analítica adopta, en general, la forma:

$$\sigma_M = \sigma_c \quad (6)$$

en la cual, para el caso de un alambre fisurado, σ representa la tensión nominal aplicada, M es el factor adimensional definido gráficamente en la figura 3, y σ_c una tensión de cedencia efectiva característica del material, intermedia entre el límite elástico y la resistencia a tracción.

3.- EXPERIMENTACION REALIZADA

La experimentación llevada a cabo comprende un total aproximado de 90 ensayos de fractura realizados con alambres de acero de pretensar y barras de acero de armar. En todos los casos el ensayo ha consistido en someter a tracción hasta rotura probetas previamente fisuradas por fatiga, registrándose como datos de ensayo la carga de rotura y las dimensiones de la fisura de fatiga. Estas últimas se han medido sobre la superficie de fractura en un proyector de perfiles, habiéndose obtenido valores de las relaciones a/D y a/c comprendidos en los intervalos 0,2 - 0,5 y 0,4 - 0,9 respectivamente.

El número de materiales diferentes que han sido estudiados es de ocho, seis comerciales y dos de laboratorio, distribuidos del siguiente modo:

- Un acero de armar comercial de dureza natural, de 12 mm. de diámetro (Acero 1).
- Tres aceros de pretensar trefilados de 7 mm. de diámetro (Aceros 2, 3 y 4)
- Dos aceros de pretensar templados y revenidos de 7 y 9 mm. de diámetro, respectivamente (Aceros 5 y 6).
- Un acero de pretensar trefilado de 7 mm. de diámetro, ensayado a -165°C (Acero 7).
- Un acero de pretensar trefilado de 7 mm. de diámetro, endurecido por deformación (Acero 8).

4.- ANALISIS DE RESULTADOS

Para facilitar la interpretación de los resultados en relación a los objetivos establecidos, se ha elaborado la Tabla 1. En ella, además de incluir el alargamiento bajo carga máxima como índice de ductilidad, se recoge para cada material estudiado la desviación típica de los parámetros de fractura que define cada uno de los criterios considerados, en las ecuaciones (3), (5) y (6) respectivamente. Según dichas ecuaciones el valor de esos parámetros debe ser característico del material, por lo que su desviación típica, expresada como porcentaje del valor medio, es un adecuado exponente para determinar la validez de un criterio de fractura.

En la Tabla 1 se ha enmarcado la desviación mínima correspondiente a cada acero, para indicar el criterio de fractura que refleja mejor el comportamiento del material y proporciona predicciones más fiables. Observando la Tabla se aprecian además tres datos significativos:

- Ninguno de los valores enmarcados es superior al 10% que generalmente se acepta como desviación límite de un parámetro de fractura.
- Los aceros del mismo tipo están gobernados por el mismo criterio de fractura.
- El modelo teórico de material correspondiente a cada criterio de fractura está en consonancia con los materiales que obedecen el criterio, de acuerdo con su ductilidad. En este sentido destaca el caso del acero trefilado cuando se ensaya endurecido a -165°C . Ambas circunstancias refuer

zan el comportamiento elástico-lineal y en efecto, pasa de estar regido por un criterio elástico-lineal global a estarlo por un criterio elástico-lineal local.

TABLA 1 - Resumen de resultados

Material	Ductilidad	K_c	\sqrt{EG}_c	σ_c
Acero 1	12%	15%	21%	5%
Acero 2	6%	5%	4%	8%
Acero 3	6%	7%	6%	19%
Acero 4	7%	10%	8%	9%
Acero 5	6%	10%	12%	22%
Acero 6	7%	8%	18%	14%
Acero 7	4%	7%	8%	13%
Acero 8	3%	5%	9%	10%

5.- CONCLUSIONES

Las conclusiones que se derivan del análisis de resultados son básicamente, las siguientes:

- Desde el punto de vista de la Mecánica de Fractura se aportan los datos experimentales que confirman la validez de tres criterios de fractura generalizados a problemas tridimensionales.
- Respecto al problema de la presencia de fisuras en armaduras para estructuras de hormigón se ha establecido qué criterios rigen la fractura de los aceros estudiados, permitiendo con ello predecir la carga de rotura de una armadura fisurada. Para generalizar estas conclusiones a cualquier acero de armaduras sería necesaria, en principio, una experimentación más exhaustiva, pero las características que presentan los resultados obtenidos, puestas de manifiesto en el análisis de los mismos, constituyen una primera confirmación en ese sentido.
- En cuanto al conocimiento de los aceros de armaduras se han determinado magnitudes que permiten caracterizar su resistencia a fractura. En el caso de los aceros de pretensar trefilados, el valor de \sqrt{EG}_c permite estimar su tenacidad de fractura entre 90 y 100 MPa \sqrt{m} y en el de los templados y revenidos, del valor K_c se deduce que la tenacidad de fractura varía entre 70 y 100 MPa \sqrt{m} .

REFERENCIAS

- /1/ Elices, M. y Sánchez-Gálvez, V. Hormigón y Acero, n°125, pp. 85-99, 1977.
- /2/ Elices, M. Revista Iberoamericana de Corrosión y Protección, pp. 21-31 n°extraordinario 1983.
- /3/ Elices, M. y Sleigh, G. Hormigón y Acero, n°127, pp. 97-109, 1978.
- /4/ Astiz, M.A. International Journal of Fracture. Aceptado para publicación.
- /5/ Valiente, A. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid, 1980.
- /6/ Hahn, G.T., Sarrate, M. y Rosenfield, A.R. International Journal of Fracture Mechanics, n°5, pp. 187-210, 1969.
- /7/ Elices, M. y otros. V Asamblea General del CENIM, comunicación T-19. 1980.

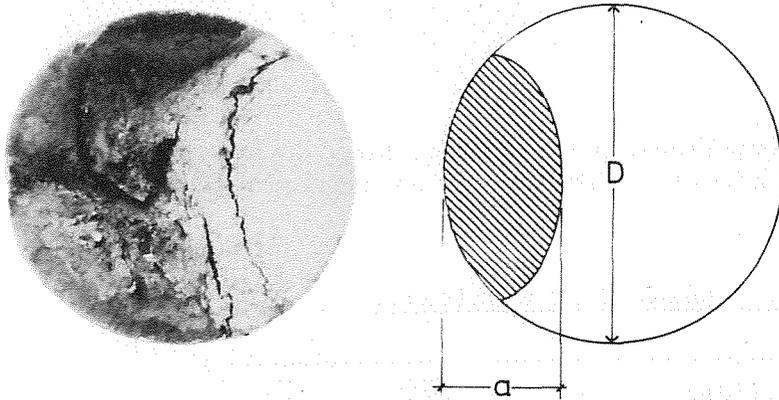


Fig.1.- Representación geométrica de una fisura.

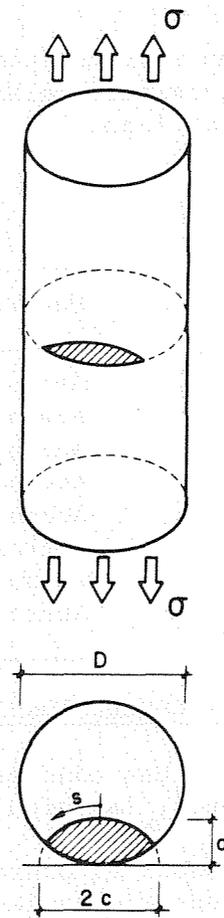


Fig.2.- Definición del problema en estudio.

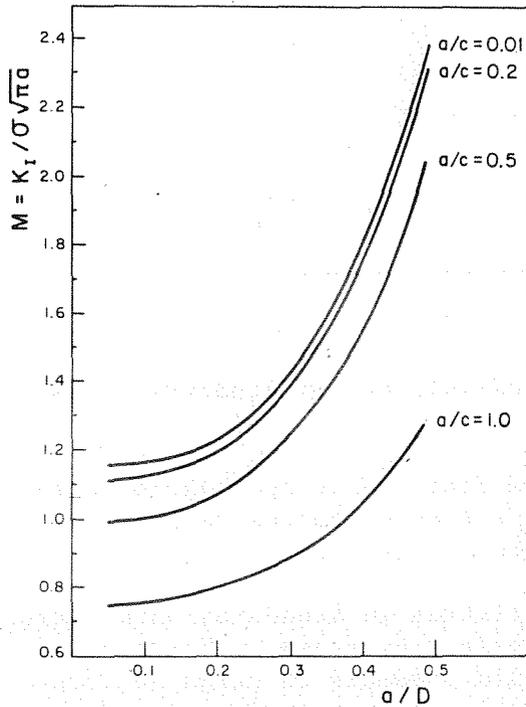


Fig.3.- Abacos adimensionales del factor K_I .

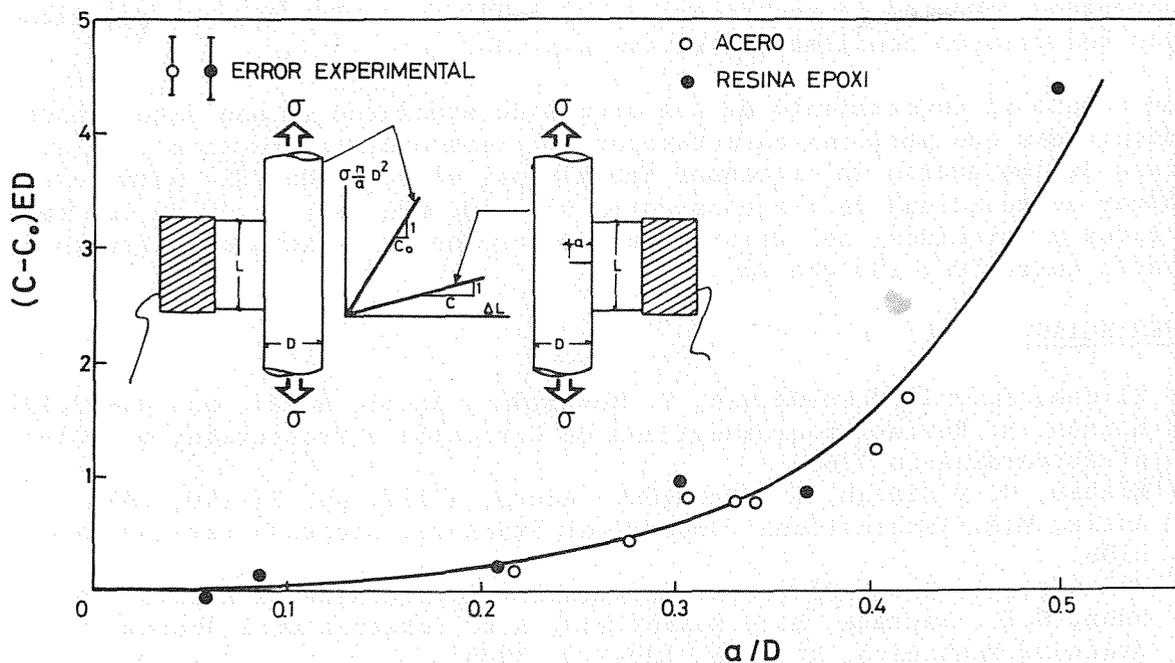


Fig.4.- Elongabilidad de alambres fisurados.

INICIACION DE LAS GRIETAS EN LOS METALES C.C: UN POSIBLE MECANISMO BASADO EN LA ASIMETRIA DEL DESLIZAMIENTO.

Marcos J. Anglada Gomila

Depto. de Metalurgia, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Cataluña.

Se describe la influencia de la asimetría del deslizamiento y del esfuerzo en el comportamiento mecánico de los monocristales con estructura cúbica centrada sometidos a fatiga en tracción-compresión. La asimetría del deslizamiento produce un cambio de forma en las probetas de manera que la sección originalmente circular se convierte en elíptica.

También se examina la influencia de los cambios de forma sobre la iniciación de las grietas en los policristales. Para ello se analizan los cambios de forma en dos granos superficiales contiguos con diferentes orientaciones cristalográficas y se concluye que los cambios de forma incompatibles producidos en los granos por el deslizamiento asimétrico, origina la formación intergranular de las grietas.

It is described the influence of the slip and stress asymmetry in the mechanical behaviour of b.c.c. single crystals cyclically deformed in tension-compression. The slip asymmetry produces a change in shape in the specimens, so that the initial circular cross-section becomes elliptical.

The influence of the shape changes on crack nucleation in polycrystals is also examined. From the analysis of the shape changes in two surface adjacent grains with different crystallographic orientations it is concluded that the incompatible shape changes, produced by the slip asymmetry in each grain, is responsible for the nucleation of the cracks at the grain boundaries.

1 - INTRODUCCION

Durante los últimos veinticinco años, la investigación de los mecanismos de deformación de los monocristales con estructura cúbica centrada (CC) ha sido estimulada gracias al desarrollo, a finales de los años cincuenta, del método de crecimiento de cristales por fusión de una zona flotante mediante bombardeo de electrones. Como resultado de estas investigaciones, se ha determinado que a temperaturas inferiores a una temperatura crítica, T_C ($T_C = 0,15 T_m$, donde T_m es la temperatura de fusión), estos metales poseen características bien definidas que los diferencian de los metales con estructura cúbica centrada en las caras (CCC) o con estructura hexagonal compacta. Entre estas características cabe mencionar la fuerte influencia de la temperatura y la velocidad de deformación sobre el límite elástico, la tendencia a la rotura por clivaje y la fuerte sensibilidad a pequeñas cantidades de elementos intersticiales. - Otros aspectos más específicos de los monocristales CC en el régimen de bajas temperaturas, $T < T_C$, son la variación del esfuerzo de fluencia con la orientación cristalográfica, la no validez de la ley de Schmid para el deslizamiento y la asimetría del deslizamiento con respecto a tracción y compresión (para una revisión de las propiedades mecánicas de los monocristales CC, véase por ejemplo, /1,2/).

La mayoría de los estudios sobre monocristales CC se han concentrado en la investigación de su comportamiento bajo deformación unidireccional, siendo más bien relativamente escaso el número de trabajos sobre deformación cíclica aparecidos en los últimos veinte años. Recientemente, ha surgido un interés creciente en el estudio del comportamiento mecánico de los monocristales CC sometidos a deformación cíclica, y uno de los resultados más interesantes de estas investigaciones ha sido el poner de relieve la importancia de la asimetría del deslizamiento, es decir, el hecho de que el plano de deslizamiento en tracción no es el mismo que en compresión /1/. Esto repercute espectacularmente durante la deformación cíclica, ya que los monocristales cambian continuamente su forma, a pesar de ser deformados controlando la deformación plástica y de ser sometidos a la misma deformación en tracción y en compresión.

En este trabajo se revisa brevemente el comportamiento mecánico de los monocristales bajo la acción de cargas cíclicas en tracción-compresión, poniendo especial énfasis en la influencia de la asimetría del deslizamiento sobre los cambios de forma. Finalmente, se presenta en detalle un posible mecanismo para la iniciación intergranular de las grietas en los policristales b.c.c. basado en la asimetría del deslizamiento. Se determinan los cambios de forma esperados en dos granos superficiales y se constata que los cambios de forma incompatibles producen tensiones en los límites de grano que favorecen la iniciación de grietas.

2 - LA CURVA DE DEFORMACION CICLICA

El comportamiento mecánico de los metales sometidos a fatiga oligocíclica en tracción-compresión se suele describir mediante la curva de deformación cíclica, que se obtiene graficando el esfuerzo axial correspondiente a la amplitud de deformación en el estado de saturación en función de la amplitud plástica de deformación. La curva de deformación cíclica de monocristales puros con estructura CC ha sido determinada para diversos elementos y aleaciones ferríticas (para una revisión, véase /3/) a temperaturas cercanas a T_C . Alrededor de T_C se ha encontrado que dicha curva presenta diferentes estadios caracterizados por diferentes pendientes, cuya extensión depende de forma sensible de la velocidad de deformación y de la temperatura /4/. En la fig. 1 se presenta la curva de deformación cíclica para el niobio puro monocristalino obtenida a temperatura ambiente en una probeta con una orientación cristalográfica alrededor del centro del triángulo estereográfico unitario. El estadio I, el cual no se muestra en la fig. 1, corresponde a amplitudes de deformación

entre el límite proporcional macroscópico y el punto de cedencia superior. La curva es prácticamente horizontal y empieza a detectarse cierta asimetría en el esfuerzo. Los estadios III y IV corresponden a amplitudes de deformación plásticas mayores que las correspondientes al punto de cedencia superior y están caracterizados por un endurecimiento cíclico pronunciado el cual, en el estadio III, es particularmente sensible a la amplitud de deformación.

3 - LA ASIMETRÍA EN EL ESFUERZO Y EN EL DESLIZAMIENTO

En los ensayos controlando la amplitud de deformación (la misma en tracción y en compresión) y a temperaturas $T < T_C$, generalmente se observa que los esfuerzos axiales de tracción y compresión no tienen el mismo valor. Esta asimetría depende de la orientación cristalográfica de las probetas. Así, por ejemplo, en los cristales de niobio con orientación $\{100\}$ el esfuerzo de compresión es mayor que el de tracción, mientras que en los cristales $\{110\}$ ocurre lo contrario /5/. Una consecuencia importante de esto es que cuando los monocristales CC se deforman cíclicamente controlando la carga, éstos cambian continuamente su longitud alargándose o contrayéndose según sea la orientación cristalográfica de las probetas /6/.

Otra característica de los metales CC es la asimetría en el deslizamiento, es decir el plano de deslizamiento en tracción no es el mismo que en compresión. Es bien conocido que en los metales CC el deslizamiento ocurre por medio de dislocaciones con vector de Burgers $(a/2) \langle 111 \rangle$; sin embargo, los planos de deslizamiento no están perfectamente definidos y han sido detectados tanto los planos cristalográficos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$ como planos de índices irracionales pertenecientes a la zona $\langle 111 \rangle$. El plano de deslizamiento es sensible a las condiciones del ensayo tales como la orientación cristalográfica del eje de las probetas, la temperatura, la velocidad de deformación, la pureza, el modo de ensayo y la magnitud de la deformación. Por ejemplo, en monocristales muy puros de niobio y de tántalo deformados a temperaturas inferiores a temperatura ambiente, se ha determinado que el deslizamiento tiene lugar sobre planos cristalográficos $\{110\}$ y $\{112\}$; sin embargo, en cristales de menor pureza deformados a temperaturas superiores a temperatura ambiente, el deslizamiento ocurre en el plano donde el esfuerzo de cizalladura es máximo y en planos $\{123\}$ /7-9/.

La figura 2 muestra la proyección estereográfica de las líneas de deslizamiento que se producen durante la fatiga de monocristales de niobio. Las líneas de deslizamiento definen las trazas de dos planos de deslizamiento, el plano (110) ($\psi = 0^\circ$) en tracción y el plano $\psi = +10^\circ$ en compresión.

4 - CAMBIOS DE FORMA

Cuando los monocristales CC son deformados en fatiga a tracción-compresión sin deformación axial neta por ciclo, la activación de diferentes sistemas de deslizamiento en cada modo de sollicitación conduce a un desplazamiento irreversible de materia por ciclo y, por tanto, a un cambio de forma. El efecto más notable es el cambio de la forma de la sección de las probetas de circular a elíptica /4,10-12/.

El desplazamiento $\Delta \vec{u}(\vec{r})$ de punto de vector posición \vec{r} después de N-ciclos puede calcularse usando un modelo basado en la hipótesis de que el deslizamiento en tracción y en compresión ocurre en planos distintos pero pertenecientes a la misma zona definida por la dirección del deslizamiento primario, b. Se puede demostrar /13/ que el desplazamiento neto producido por el deslizamiento asimétrico puede describirse formalmente como si el deslizamiento ocurriera en el plano que contiene la dirección de deslizamiento y el eje de la probeta. Después de N-ciclos el vector desplazamiento viene dado por:

$$\vec{\Delta u}(\vec{r}) = \frac{F \epsilon_{cum}}{\text{sen } \xi} (\vec{r} \cdot \vec{n}) \vec{b} \quad (1)$$

donde F es una constante positiva que depende de la magnitud de la asimetría del deslizamiento y de la dirección de la fuerza aplicada. La deformación plástica acumulada, ϵ_{cum} , es igual a $4 N \epsilon_p$ siendo ϵ_p la amplitud de deformación plástica. El ángulo ξ es el formado entre la dirección del deslizamiento y la dirección de la fuerza aplicada. El vector unitario \vec{n} viene definido por:

$$\vec{n} = \frac{\gamma_1 \vec{n}_1 + \gamma_2 \vec{n}_2}{|\gamma_1 \vec{n}_1 + \gamma_2 \vec{n}_2|} \quad (2)$$

donde γ_1 y γ_2 son las deformaciones de cizalladura sobre los planos cuyas normales son \vec{n}_1 y \vec{n}_2 , respectivamente; \vec{n} es perpendicular a \vec{B} y a la dirección de la fuerza aplicada.

Los componentes del vector desplazamiento en el sistema de coordenadas de la Fig. 3 vienen dadas por:

$$\Delta u_1 = F \epsilon_{cum} X_2; \quad \Delta u_2 = 0; \quad \Delta u_3 = \cotg \xi F \epsilon_{cum} X_2 \quad (3)$$

El efecto de estos desplazamientos sobre la forma de las probetas cilíndricas es transformar la sección circular de las probetas (de diámetro d_0) en elíptica con diámetros extremos d_{max} y d_{min} . La magnitud del cambio de forma puede medirse mediante el cociente d_{max}/d_{min} , el cual, según el modelo anterior, viene dado por:

$$\frac{d_{max}}{d_{min}} = \frac{\left(1 + \left(\frac{1}{2} F \epsilon_{cum}\right)^2\right)^{1/2} + \frac{1}{2} F \epsilon_{cum}}{\left(1 + \left(\frac{1}{2} F \epsilon_{cum}\right)^2\right)^{1/2} - \frac{1}{2} F \epsilon_{cum}} \quad (4)$$

Para deformaciones $\epsilon_{cum} > 1$, el cambio de forma observado es menor que el calculado a partir de la ecuación (4). La razón de esta diferencia ha sido atribuida a la existencia de deslizamiento en sistemas secundarios /4,11/. Se ha determinado que el cambio de forma es prácticamente nulo en el estadio I de la curva de deformación cíclica y aumenta con la amplitud de deformación plástica en los estadios II, III y IV /4,11,12/. En el caso del niobio, (Fig. 4) para una amplitud de deformación plástica constante, los cambios de forma aumentan al disminuir la temperatura por debajo de T_C , lo cual ha sido explicado en términos de una mayor asimetría en la deformación. La influencia de la velocidad de deformación ha sido estudiada en monocristales de hierro /14/, niobio /4/ y en aleaciones ferríticas Fe-3% Si, y Fe-26% Cr 1% Mo /12/.

En todos los casos se ha observado que el cambio de forma a temperatura ambiente decrece al disminuir la velocidad de deformación.

5 - INICIACION DE LAS GRIETAS

En los cristales CC con orientaciones cristalográficas para las cuales existe una fuerte asimetría en el deslizamiento, a menudo se observa que durante la deformación cíclica a amplitudes de deformación dentro del estadio IV de la curva de deformación cíclica las grietas se forman en puntos cercanos a los extremos de la longitud de prueba de las probetas, es decir, en la región cercana a donde la probeta aumenta de sección, y por lo tanto, no hay cambio de forma. Esto parece indicar que la grieta se nuclea en la zona que separa la parte de la probeta que cambia de forma de la zona donde el cambio de forma es

tá impedido debido a las ligaduras impuestas por la geometría de la probeta.

En el caso de policristales, en principio es de esperar que durante la deformación cada grano cambie su forma de acuerdo a la magnitud de la asimetría - del deslizamiento y a las ligaduras impuestas por los granos contiguos. Puesto que los granos superficiales pueden deformarse más libremente que los granos del interior, los cambios de forma serán más importantes en los granos superficiales.

Para ilustrar los cambios de forma incompatibles de dos granos contiguos su per fi ci ales, supongamos que tenemos dos granos, 1 y 2, sobre la superficie del policristal y orientados de tal forma que las proyecciones de las direcciones de deslizamiento en cada grano sobre el plano de la sección de la probeta son perpendiculares a la superficie del borde de grano. Si los vectores \vec{n} , definidos en la ecuación (2) están dirigidos según está indicado en la Fig. 5a, entonces aplicando las ecuaciones (3) resulta que en los lados opuestos de la línea AA', los desplazamientos Δu_1 están dirigidos en direcciones opuestas y son perpendiculares a la superficie del borde de grano. Los desplazamientos en la dirección pa ra le la a la superficie del borde de grano, en general son de magnitudes distintas a ambos lados del borde de grano.

En el caso de que los granos estén orientados según se indica en la Fig. 5b entonces los desplazamientos son paralelos a la superficie del borde grano, y su efecto será producir un desplazamiento de la superficie del grano 1 hacia - afuera con respecto al grano 2, formándose un escalón sobre la superficie de la probeta. En general, la proyección de \vec{b} sobre el plano perpendicular al esfuerzo aplicado no será simplemente paralela o perpendicular al borde de grano, sino que formará un ángulo cualquiera con la superficie del límite del grano. Los desplazamientos resultantes en este caso serán la superposición de los producidos en los dos casos anteriores.

Mughrabi y Wuthrich /11/ han sugerido que la iniciación de la grieta intergranular, provocada por el cambio de forma, es el modo dominante de nucleación de grietas en los policristales de hierro en el régimen de bajas temperaturas. Estos autores han observado que cuando el hierro policristalino es deformado - cíclicamente a velocidades de deformación grandes (10^{-2} s^{-1}) y a amplitudes de deformación grandes (o sea, bajo condiciones que favorecen los cambios de forma en los monocristales), se produce un relieve muy acentuado en la superficie de las probetas y las grietas se originan en los bordes de grano. Por el contrario si la deformación cíclica se realiza a velocidades pequeñas (10^{-6} s^{-1}) y a amplitudes pequeñas (o sea, bajo condiciones que desfavorecen los cambios de for ma en los monocristales), entonces se observa que la superficie de las probetas permanece lisa y las grietas se nuclean de forma transgranular.

Resultados similares han sido publicados por Magnin y Driver /15/ para - aleaciones ferríticas (Fe-3% Si, Fe-26%Cr-1%Mo) a temperatura ambiente, y por Guiu et al. /16/ en Fe puro. Estos últimos autores observaron que la nucleación tiene lugar preferentemente en los bordes del grano, pero la propagación se realiza de forma transgranular. También pusieron de relieve que en poli-- cristales sin bordes de grano perpendiculares al esfuerzo aplicado (debido a la existencia de granos grandes alargados de forma acicular) las grietas se originan en los límites de grano paralelos al esfuerzo aplicado).

6 - REFERENCIAS

- /1/ Christian, J.W., Met. Trans. 14A, pp 1237 (1983).
- /2/ Sestak, B. "Proceedings of the 5th International Conference on the Strength of Metals and Alloys". Vol. III., editado por P. Haasen, P. Gerald y G. - Kostorz, Pergamon Press, Oxford 1980.
- /3/ Magnin T., Driver, J., Lepinoux, J. y Kubin, L.P., Revue Phys. Appl. 19 pp. 467 (1984).

- /4/ Anglada, M. y Guiu F. Philos Mag. A, 44 pp. 499 (1981).
- /5/ Anglada, M. y Guiu, F., Philos Mag. A, 44, pp. 524 (1981).
- /6/ Etemad, B y Guiu, F. Comunicación Personal
- /7/ Duesbery, M.S., Foxall, R.A., y Hirsch, P.B. J. de Physique, 27 pp. 193 (1966).
- /8/ Lachenmann, R. y Schultz H., Z. Metallk. 66 , pp. 443 (1975).
- /9/ Mitchell, R.E. y Spitzig W.A., Acta Metall., 13 , pp 1169 (1965)
- /10/ Neuman, R., Z. Metall K., 66, pp 26 (1975).
- /11/ Mughrabi, H. y Wüthrich Ch., Philos. Mag., 33, pp. 963 (1976).
- /12/ Magnin, T y Driver, J.H., Mat. Sci. Eng., 39, pp 175 (1979).
- /13/ Guiu F. y Anglada, M., Philos. Mag. A, 42 pp. 271 (1980)
- /14/ Mughrabi, H., Herz, K. y Stark, X., Acta Metall. 24 pp.659 (1976).
- /15/ Magnin, T. y Driver, J.H., ICF5, Advance in Fracture Research, editado por D. François, p. 307, Oxford 1980.
- /16/ Guiu F. et al., Fat. Engng. Matls and Structures, 5,pp. 311 (1982).

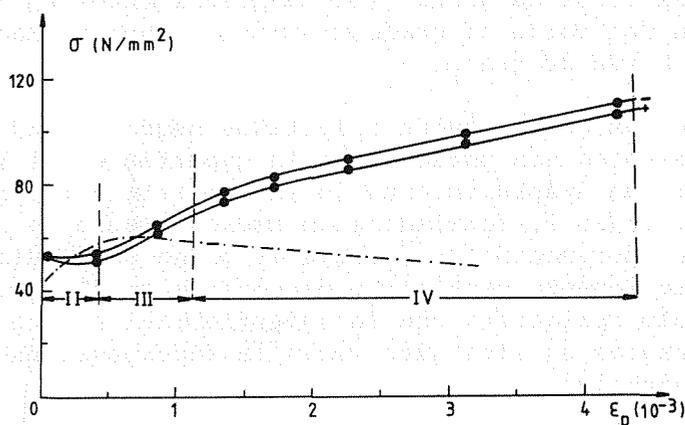


Figura 1 - Curva de deformación cíclica de monocristales de niobio con orientación cristalográfica cercana al centro del triángulo estereográfico unitario obtenida a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación de $6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Los círculos negros indican los esfuerzos de saturación en tracción (+) y en compresión (-). La curva de líneas y puntos representa la curva de tracción para deformaciones pequeñas.

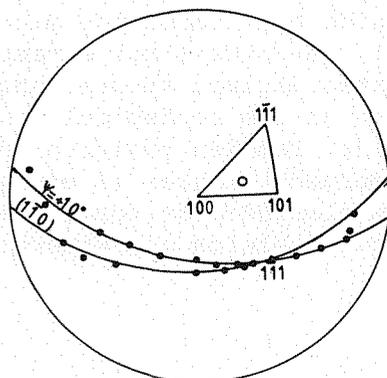


Figura 2 - Proyección estereográfica de las direcciones de las líneas de deslizamiento observadas después de una deformación cíclica de $\epsilon_{cum} = 0.49$ a una amplitud de deformación plástica de 2.7×10^{-3} . Velocidad de deformación, $6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; $T = 295 \text{ K}$

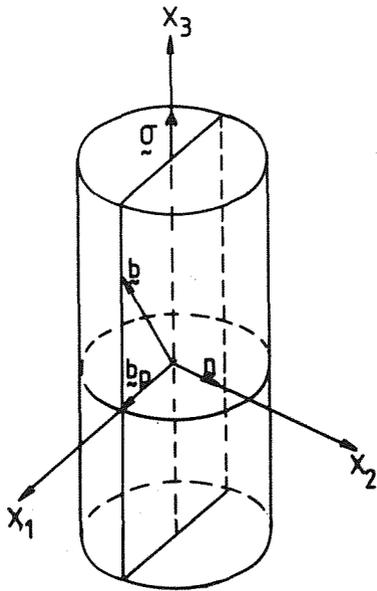


Fig. 3 - Orientación del sistema de coordenadas utilizado con respecto al eje de esfuerzos, σ , y a la proyección, b_p , de la dirección del deslizamiento sobre la sección de la probeta.

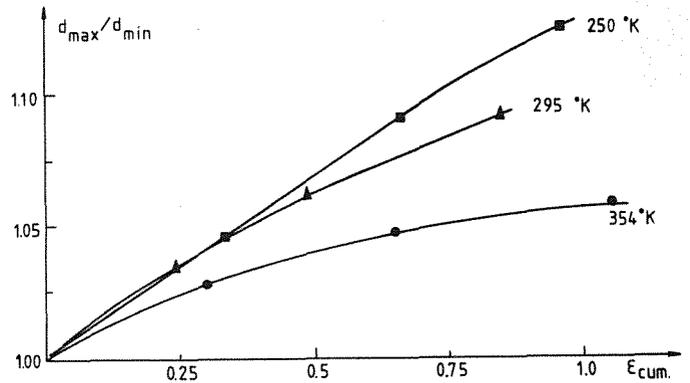


Fig. 4 - Variación del cociente entre los diámetros extremos, d_{max}/d_{min} , de la sección de la probeta en función de la deformación plástica acumulada, en cristales de niobio deformados cíclicamente en tracción-compresión a diferentes temperaturas a la misma amplitud de deformación ($\epsilon_p = 2.7 \times 10^{-3}$) y a idéntica velocidad de deformación ($6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

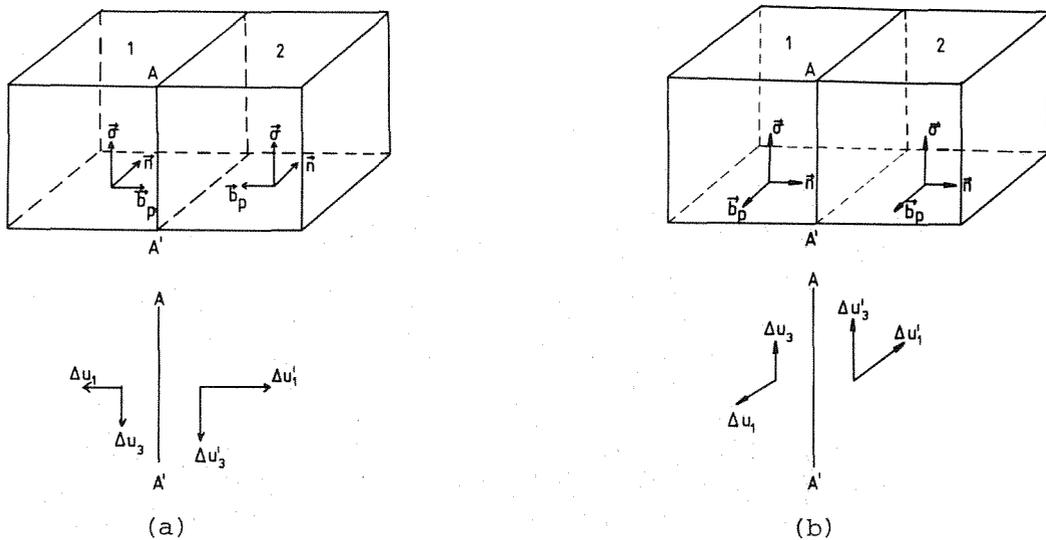


Fig. 5 - Desplazamientos que se producen a ambos lados del borde de grano A'A en dos granos superficiales contiguos debido a la asimetría en el deslizamiento: a) la proyección de la dirección del deslizamiento en cada grano es perpendicular a la la superficie del borde de grano; b) la proyección de la dirección del deslizamiento en cada grano es paralela a la superficie del borde de grano.

COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA DE DOS COLADAS
DE UN ACERO AISI 304

S.Barroso Herrero, A.-M. Gómez Antón y J.T.Mora Peña
Grupo J.E.N. - U.N.E.D.

Junta de Energía Nuclear, División de Metalurgia.
Av.Complutense, 34; Ciudad Universitaria.
28040 Madrid

En este trabajo se estudian dos coladas de composición similar de un acero inoxidable austenítico, tipo 304, sometidas a tratamiento de disolución a 1.020° y 1.080°C, respectivamente y ensayadas bajo fluencia lenta, a temperaturas en el rango de 550° a 750°C, bajo cargas comprendidas entre 360 y 30 MPa.

El estudio de las superficies de fractura, realizado mediante SEM, ha evidenciado la diferencia de comportamiento a la fractura de ambas coladas. En particular, se ha observado la presencia de dos tipos de mecanismos para las fracturas intercristalinas.

Two heats of similar composition of an austenitic stainless steel, type 304, subjected to heat treatment at 1.020° and 1.080°C respectively and tested under creep at temperature range 550 - 750°C and load 360 - 30 MPa have been studied.

Examination by SEM of the fracture surfaces have shown a different fracture behaviour for each heat. In particular, two different fracture mechanisms seems to operate for the intercrystalline type of fracture.

1.- INTRODUCCION

Es un hecho conocido que las propiedades mecánicas de los aceros inoxidablens ensayados a altas temperaturas, muestran variaciones que dependen de los tratamientos previos a que han sido sometidos /1, 2/. En consecuencia, es lógico pensar que, también, pueden ocasionar variaciones en el comportamiento a la fractura. En este trabajo se estudian dos coladas de composición muy similar de un acero austenítico, tipo AISI 304, sometidas a tratamiento de disolución a 1.020°C y 1.080°C, respectivamente y ensayadas bajo fluencia lenta, a temperaturas en el rango de 550°C a 750°C, bajo cargas comprendidas entre 360 y 30 MPa. El estudio de las superficies de fractura se ha realizado utilizando SEM, empleándose TEM para establecer la relación entre la microestructura y los posibles mecanismos de fractura.

2.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

Se han examinado por SEM las superficies de fractura de las muestras ensayadas, identificándose, en cada caso, el tipo de fractura. Asimismo, en aquellos casos que se ha considerado conveniente, se han realizado cortes longitudinales de las probetas. A partir de los datos así obtenidos, se han elaborado los mapas fractográficos para ambas coladas: colada A -con tratamiento de disolución a 1.080°C- y colada B -con tratamiento de disolución a 1.020°C- (ver figura 1). Los ejes utilizados en esta representación son la tensión normalizada y el tiempo de rotura. De la figura 1 se puede observar los campos de dominio de cada mecanismo de fractura: transgranular, mixta e intergranular. Asimismo, es fácil apreciar que aunque la forma general del diagrama es análogo para ambas coladas, sin embargo, los campos de dominio de los distintos mecanismos de fractura se encuentran desplazados hacia tiempos de rotura más altos para las probetas de la colada B.

Observaciones fractográficas previas, realizadas para este mismo tipo de acero por otros autores /3/, muestran un desplazamiento de los campos de fractura, hacia tiempos de rotura más cortos que los encontrados por nosotros en este estudio, para cualquiera de las dos coladas ensayadas.

Del análisis de los valores mecánicos obtenidos en los ensayos de fluencia /2/ era patente el hecho de que las probetas ensayadas de la colada B, presentaban valores más elevados de elongación y el tiempo de rotura, que los correspondientes a las probetas de la colada A. Este incremento era especialmente notable en los ensayos efectuados a

700^o y 750^oC, bajo cargas pequeñas, en los que la fractura, para ambas coladas, es de tipo intercrystalino. La diferencia de comportamiento se explica en función del distinto tamaño de subgrano y la diferente morfología de la precipitación existente en cada colada. En la figura 2 se presentan micrografías de un corte longitudinal en una zona próxima a la superficie de fractura de dos probetas de las coladas A y B, respectivamente, ensayadas a 750^oC, bajo una carga de 40 MPa. Se puede observar una acusada diferencia en el tamaño y número de grietas intercrystalinas presentes en cada probeta, así como en la continuidad de las mismas. En la probeta correspondiente a la colada A, se pueden apreciar las características grietas de tipo W (figura 2-a) mientras que en la micrografía correspondiente a la colada B (figura 2-b) se observan cavidades tipo r. Ambos tipos de descohesión son característicos de las roturas intercrystalinas, aunque responden a tipos de fractura diferentes.

3.- DISCUSION

Como Ashby señaló con claridad /4/, un diagrama de fractura se aplica estrictamente solo para un metal totalmente caracterizado. En nuestro caso, la diferencia de precipitación y tamaño de subgrano observado en las diferentes coladas del acero estudiado, da como resultado un desplazamiento de los campos de dominio de los mecanismos de fractura hacia tiempos de rotura más altos, para aquellas probetas con tamaño de subgrano menor (colada B).

La diferencia en el comportamiento de las dos coladas cuando la fractura es de tipo intercrystalino, puede asociarse a la precipitación discreta de forma irregular a lo largo de los bordes de subgrano en las muestras de la colada B /2/, que parece facilitar el mecanismo de formación de las cavidades tipo r, al favorecer la nucleación de cavitaciones en los bordes de subgrano e impedir el deslizamiento de los mismos, deslizamiento que se supone da origen a grietas tipo W.

4.- REFERENCIAS

- /1/ - F. Garofalo, ASTM - SPT, 283, 82 (1.960)
- /2/ - A.M. Gómez et al., Scripta Metallurgica, 19, 563 (1.985)
- /3/ - R.J. Fields et al., Metall.Trans.A 11. 333 (1.980)
- /4/ - M.F. Ashby et al., Acta Metall. 27, 699 (1.979)

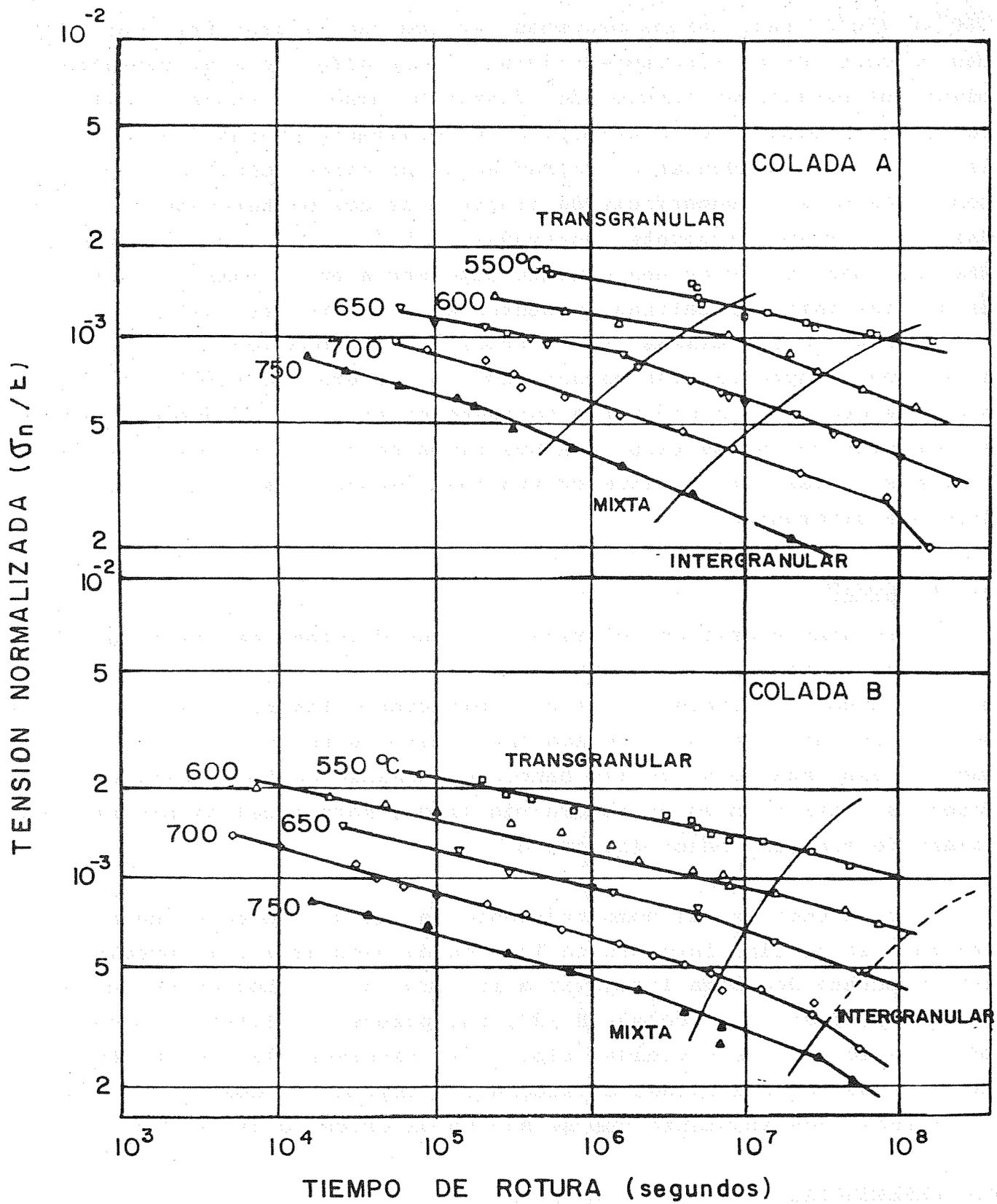
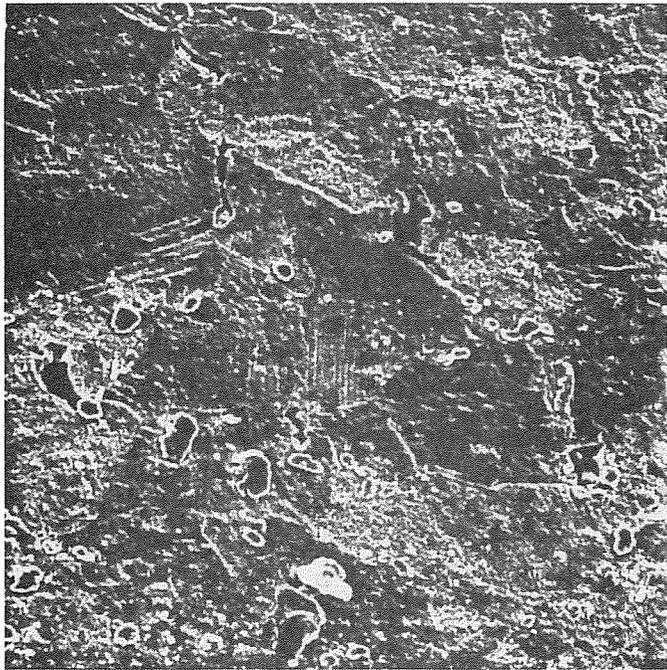
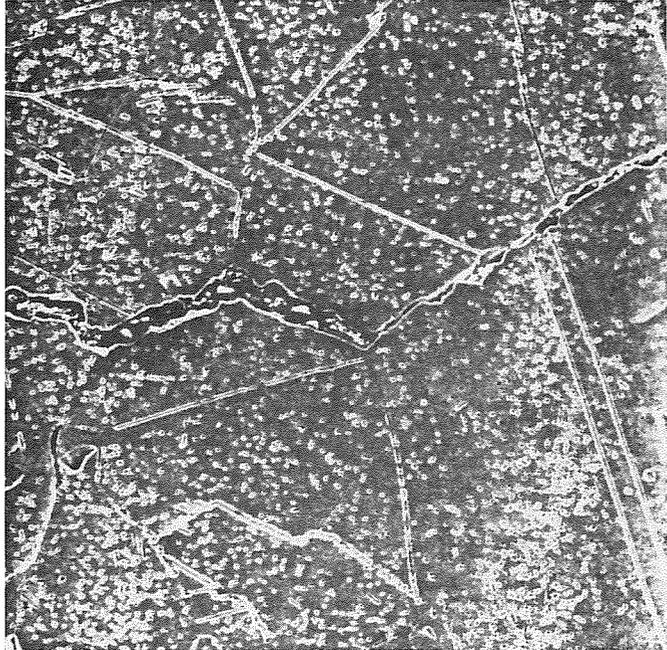


Fig. 1... Mapas de Ashby



TAMAÑO DE LA ZONA PLASTICA ASOCIADA A GRIETAS DE FATIGA EN ACEROS FERRITICO-PERLITICOS

J.M.Rodríguez Ibabe, J.Gil Sevillano

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa), Apdo. 1555,
- SAN SEBASTIAN -

El tamaño de la zona plástica asociada a grietas de fatiga en un acero al carbono con estructura ferrítico-perlítica ha sido medido a partir del relieve superficial en probetas previamente pulidas y a partir del efecto de sobrecargas estáticas en ensayos realizados bajo amplitud de cargas constante. A pesar del diferente comportamiento plástico de las fases ferrita y perlita, el tamaño de la zona plástica (en función de $(K/\sigma)^2$) es similar al obtenido en otros materiales.

The plastic zone size associated with cracks propagating by fatigue in a ferrite-pearlite carbon steel has been measured both from surface relief in prepolished specimens and from the range of influence of static overloads during constant stress range cyclic tests. Despite the peculiar plastic behaviour of the two-phase ferrite-pearlite structure, its plastic zone size (in $(K/\sigma)^2$ units) is similar to that of other materials.

1.- INTRODUCCION

Este estudio se enmarca dentro de un trabajo más amplio que durante los últimos años se ha desarrollado en el CEIT con objeto de analizar la propagación de grietas por fatiga en un acero ferrítico-perlítico con 0,5%C y que ha cubierto los siguientes aspectos:

- determinación de las curvas de Paris para $da/dN > 10^{-8}$ m/c /1/
- determinación del umbral de fatiga para $0 \leq R \leq 0,7$ /2/
- análisis de la trayectoria de la grieta en las fases ferrita-perlita /3/ y correspondiente estudio fractográfico /4/
- efecto de las sobrecargas en la velocidad de propagación y tamaño de las zonas plásticas asociadas a la grieta.

Las dos primeras partes fueron presentadas en el I Encuentro del Grupo de Fractura y a continuación se exponen los resultados del último de los temas estudiados.

La propagación de grietas por fatiga está íntimamente ligada con la existencia de una zona plástica en la punta de la grieta. El tamaño que posee dicha zona plástica y su comparación con los tamaños de los parámetros microestructurales del material determina el tipo de micromecanismo que actúa en la propagación de la grieta /5/.

En un proceso de fatiga, la zona plástica en la punta de la grieta se subdivide en una zona "estática", creada por la carga máxima, y otra "cíclica", de tamaño más reducido, originada como consecuencia del proceso cíclico de cargas /6/. El tamaño de la zona plástica estática viene dado por la expresión:

$$r_y = \alpha \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$$

siendo,

K : el factor de intensidad de tensiones correspondiente a la carga máxima aplicada.

σ_y : el límite elástico del material

α : una constante

El objetivo de este trabajo ha sido la determinación del coeficiente α en un acero ferrítico-perlítico.

2.- MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El material utilizado es un acero al carbono con 0,5%C procedente de la llanta de una rueda de ferrocarril típica, suministrada por CAF, S.A. (Beasain, España). La composición química del acero, los valores de los diferentes parámetros microestructurales y las propiedades mecánicas convencionales se detallan en la Tabla 1 para diferentes niveles de la llanta y orientación (circunferencial o axial).

Los ensayos de fatiga se han realizado en una máquina servohidráulica INSTRON de 100 KN de capacidad dinámica, utilizando probetas compactas de tracción con orientación circunferencial de acuerdo con la norma ASTM E647 (W=50 mm, B=12,5 mm). Todos los ensayos se llevaron a cabo en condiciones ambientales de laboratorio bajo control de carga con onda sinusoidal a 35 Hz. El resto de las características de los ensayos, así como la determinación de los valores ΔK y da/dN se realizó según lo especifica la norma ASTM E647.

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas se observaron en un microscopio electrónico de barrido (SEM) Philips 501B, a 15 y 30 Kv.

3. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

3.1 Ensayos con amplitud de carga constante

En diferentes probetas ensayadas bajo amplitud de cargas constante se intentó manifestar el tamaño de la zona plástica en su superficie (estado de tensión plana) por medio de microdurezas (microdurómetro Vickers, Leitz, 25 p) /7/. Hubo de desecharse dicho sistema, ya que no se apreciaron variaciones indicativas de zonas deformadas. Tampoco resultó útil la técnica de recristalización /8/. Después de someter muestras a 600°C durante 4 horas, no se detectaron zonas ferríticas que, por hallarse sometidas a una gran deformación, hubieran recristalizado.

Finalmente se comprobó que mediante microscopía óptica con contraste interferencial, las caras de probetas pulidas previamente al ensayo de fatiga muestran una banda con efectos de relieve a ambos lados de la grieta (fig.1). Un posterior ataque con Nital al 3% evidencia que dichas zonas son granos de ferrita en los que se concentra la deformación y se consideró que el tamaño de la zona plástica corresponde al espesor de dicha banda.

Los resultados obtenidos en función de $(K_{\max}/\sigma_y)^2$ se indican en la fig.2. Excepto para valores de $(K_{\max}/\sigma_y)^2$ inferiores a $\frac{K_{\max}}{5 \text{ mm } \sigma_y}$ (en dicha zona resulta realmente difícil discernir el límite de la banda), el resto de los resultados admite el ajuste mediante una recta:

$$r_y \text{ (mm)} = 0.102 \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 - 0.363 \quad r = 0,999$$

siendo r el coeficiente de correlación.

3.2 Ensayos con sobrecargas

Con objeto de completar dichos resultados y teniendo en cuenta que los mismos representan un límite inferior de los valores reales de las zonas plásticas - ya que fuera de la banda medida existirán zonas deformadas plásticamente sin presentar rugosidad detectable - se recurrió a un cuarto procedimiento consistente en la realización de ensayos de fatiga con sobrecargas.

La aplicación de un ciclo o de un bloque de ciclos de sobrecarga en un ensayo realizado bajo amplitud de carga constante produce una disminución temporal en la velocidad de propagación de la grieta, pudiendo llegar incluso a ocasionar su parada definitiva.

En la Fig. 3 se representa la aplicación de una sobrecarga de valor K_{OL} en un ensayo realizado bajo amplitud de carga constante. A partir de este instante, la velocidad de propagación de la grieta disminuye hasta un mínimo (en algunos casos, antes de que se produzca dicho fenómeno se observa una aceleración transitoria durante los primeros ciclos) y, después de un determinado número de ciclos, N_d , durante los cuales la grieta ha crecido una longitud a_d , da/dN alcanza un valor similar al inicial.

No existe opinión unánime sobre las causas del retardo /9-14/. Diversos fenómenos que pueden explicarlo son:

- a) "crack closure"
- b) enroscamiento del frente de la grieta
- c) tensiones residuales compresivas al frente de la grieta
- d) endurecimiento por deformación al frente de la grieta
- e) creación transitoria de condiciones similares a las de la zona del umbral.

La presencia de tensiones compresivas al fondo de la grieta, relacionadas con la zona plástica creada por la sobrecarga, es el argumento más utilizado para ex-

plicar el efecto de las sobrecargas. Los modelos de Wheeler /11/ y Willenborg y col. /12/ suponen que la longitud de grieta afectada coincide con el tamaño de la zona plástica creada por la sobrecarga (Fig. 4).

En la Tabla 2 se representan los valores de ΔK soportados por las probetas en el momento de aplicar las sobrecargas, los factores de intensidad de tensiones correspondientes a las mismas, K_{OL} , y las relaciones entre éstos y K_{max} . Los ensayos se han efectuado con una relación de cargas ~ 0 , excepto en el caso de las probetas SNC1 y SNC5 ($R = 0,3$).

Con objeto de conocer los valores de las zonas afectadas por las sobrecargas, se representaron gráficamente los pares de puntos (a, N) -longitud de grieta frente a velocidad de propagación (Fig. 5). A partir de las mismas se determinó la longitud de grieta afectada por la sobrecarga a_d , y el número de ciclos de retardo, N_d . Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3.

En la Fig. 6 se han representado los valores del número de ciclos de retardo en función de ΔK en el instante de aplicar la sobrecarga, para diferentes relaciones de sobrecarga. Tal como puede apreciarse, para un mismo valor de ΔK , el número de ciclos de retardo aumenta al hacerlo el valor de la sobrecarga. Por otra parte, el efecto de la sobrecarga va disminuyendo a medida que aumenta el valor de ΔK .

Una vez superado el período de retardo, la velocidad de propagación de la grieta alcanza valores similares a los previos a la aplicación de la sobrecarga.

Finalmente, la longitud de grieta afectada por la sobrecarga, a_d , se ha representado gráficamente en función de $(K_{OL}/\sigma_y)^2$, (fig. 7) relacionando la zona afectada por la sobrecarga con el valor de la zona plástica creada por la misma. La expresión obtenida mediante un ajuste por mínimos cuadrados es la siguiente:

$$a_d \text{ (mm)} = 0,080 \left(\frac{K_{OL}}{\sigma_y} \right)^2 + 0,500 \quad r = 0,895$$

En la determinación de la misma no se han tenido en cuenta los resultados de las probetas SNC3 ($K_{OL} = 74 \text{ MN/m}^{3/2}$) y SNC5, ya que tuvo lugar propagación estática dúctil de la grieta al aplicar la sobrecarga.

Tal como puede apreciarse en la fig. 8 dichos valores quedan por encima de los correspondientes a los de las zonas plásticas medidas a partir de la rugosidad superficial. Estos últimos, como se señaló anteriormente, son un límite inferior del tamaño real de la zona plástica (si bien en tensión plana). Existe un notable número de observaciones experimentales señalando que, debido a la presencia de tensiones residuales o fenómenos de "crack closure", la longitud de grieta afectada por la sobrecarga es superior al tamaño de la zona plástica creada por la misma. En los ensayos no parece ocurrir "crack closure"; aunque aparecen partículas de óxido en la superficie de fractura en dos casos, al llevar a cabo ensayos a $R = 0$ y $R = 0,3$ no se han observado diferencias indicadoras de "crack closure". Por otra parte, los micromecanismos inherentes a la propagación de la grieta inmediatamente después de la aplicación de la sobrecarga son los mismos que los observados previamente bajo amplitud de cargas constante (fig. 9).

Las tensiones residuales compresivas pueden ser de mayor alcance que el tamaño de la zona plástica en la dirección de avance de la grieta y, en consecuencia, los valores medidos de las longitudes de grieta afectadas por las sobrecargas representarían un límite superior del valor real de la zona plástica.

Si dentro de la banda definida por los dos límites obtenidos trazáramos una recta que pasara por el origen, obtendríamos la siguiente expresión de la zona plástica:

$$r_p = 0,1 \left(\frac{K}{\sigma_y}\right)^2$$

Este valor del coeficiente α constituye el límite inferior de la banda propuesta por Lankford y col. /10/ (entre 0,1 y 0,17 para tensión plana) a partir de recopilaciones de medidas experimentales con diversos materiales y técnicas.

De acuerdo con esto, el tamaño de la zona plástica generada al borde de una grieta cargada en modo I en un acero ferrítico-perlítico no diferiría especialmente del inducido en otros materiales, a pesar de su estructura bifásica, de peculiares características plásticas /15/.

REFERENCIAS

- /1/ Rodríguez Ibabe, J.M., Fuentes Pérez, M., Gil Sevillano, J., Fracture Prevention in Energy and Transport Systems (Proc.of Int.Conf., Rio de Janeiro (Brasil), 1983), Le May and S.Neves, ed., EMAS, vol.2, pp.465, (1984).
- /2/ Rodríguez Ibabe, J.M., Gil Sevillano, J., Fuentes Pérez, M., Revista de Metalurgia, CENIM, 20, pp. 21, (1984).
- /3/ Rodríguez Ibabe, J.M., Gil Sevillano, J., Advances in Fracture Research, (Proc. of ICF6, New Delhi (India), 1984), Pergamon Press, 3, pp.2073, (1984).
- /4/ Rodríguez Ibabe, J.M., Gil Sevillano, J., Fuentes Pérez, M., Revista de Metalurgia, CENIM, 21, pp. 73, (1985).
- /5/ Ritchie, R.O., Suresh, S., Metall. Trans., 13A, pp.937, (1982).
- /6/ Lankford, J., Davidson, D.L., Cook, T.S., "Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth", ASTM STP637, pp.36, (1977).
- /7/ Bathias, C., Pelloux, R.M., Metall. Trans., 4A, pp.1265, (1973).
- /8/ Hawkins, D.N., Metallography, 14, pp. 61, (1981).
- /9/ Elber, W., "Damage Tolerance in Aircraft Structures", ASTM STP486, pp.230, (1971).
- /10/ Lankford, J., Davidson, D.L., Proc. 5th Intern. Conf. on Fracture, D. François, ed., Cannes (Francia), pp. 899, (1981).
- /11/ Wheeler, O.E., J.Basic Eng., Trans. ASME Series D, 94, pp.198, (1972).
- /12/ Willenborg, J., Engle, R.M., Wood, H., Technical Report TFR 71-701, North American Rockwell, (1971).
- /13/ Suresh, S., Scr. Metall., 16, pp. 995, (1982).
- /14/ Suresh, S., Eng. Fract.Mech., 18, pp.577, (1983).
- /15/ Karlsson, B., Lindén, G., Mater.Sci.Eng., 17, pp.209, (1975).

Tabla 1 - Caracterización del material

Composición (% peso)											
C	Mn	Si	Al	Sn	Cu	Cr	Ni	Ti	As	P	S
0,49	0,78	0,24	0,005	0,023	0,26	0,07	0,10	0,011	0,036	0,019	0,020
Parámetros microestructurales											
Nivel de la llanta	Ferrita (%)	Tamaño grano ferrita (µm)	Tamaño agregado perlítico (µm)				Espaciado perlítico (µm)				
Alto	7 ± 1,3	2,2 ± 0,1	23 ± 0,9				-				
Medio	15 ± 2	3,8 ± 0,2	20,6 ± 0,8				0,19 ± 0,017				
Bajo	21 ± 2,3	5,7 ± 0,2	21,0 ± 0,8				0,25 ± 0,024				
Propiedades mecánicas											
Nivel de la llanta	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa) circunf. axial		σ_u (MPa) circunf. axial		R.A. (%) circunf. axial		ITT (°C) 27J circunf. axial				
Alto	517	506	900	884	42	25					
Medio	493	478	876	825	43	17	80	126			
Bajo	478	468	848	833	42	20					

Tabla 2 - Ensayos con sobrecarga

Probeta	R	ΔK_b (MN/m ^{3/2})	K_{OL} (MN/m ^{3/2})	K_{OL}/K_{max}
SNC 6	~ 0*	16,5	25	~ 1,5
		26	39	
		39	58	
SNC 2	~ 0	15	26	~ 1,75
		20	34	
		30	53	
SNC 3	~ 0	20	49	~ 2,50
		30	74	
SNC 4	~ 0	20	64	~ 3,25
SNC 1	0,3	20	50	~ 1,75
SNC 5	0,3	20	71,5	~ 2,50

(*) en realidad 0,03

Tabla 3 - Resultados de los ensayos con sobrecarga

Probeta	ΔK_b (MN/m ^{3/2})	K_{OL} (MN/m ^{3/2})	N_d (ciclos)	a_d (mm)	$(K_{OL}/\sigma_Y)^2$	$\frac{a_d}{(K_{OL}/\sigma_Y)^2}$
SNC 6	16,5	25	49300	0,7	2,50	0,280
	26	39	19100	0,9	6,08	0,148
	39	58	6000	1,4	13,46	0,104
SNC 2	15	26	130300	0,7	2,70	0,259
	20	34	60100	0,9	4,62	0,195
	30	53	17750	1,7	11,24	0,151
SNC 3	20	49	186500	1,4	9,60	0,146
	30	74	65300	2,0	21,90	0,091
SNC 4	20	64	detención grieta	-	-	-
SNC 1	20	50	40000	1,1	10,00	0,110
SNC 5	20	71,5	248000	1,9	20,45	0,010

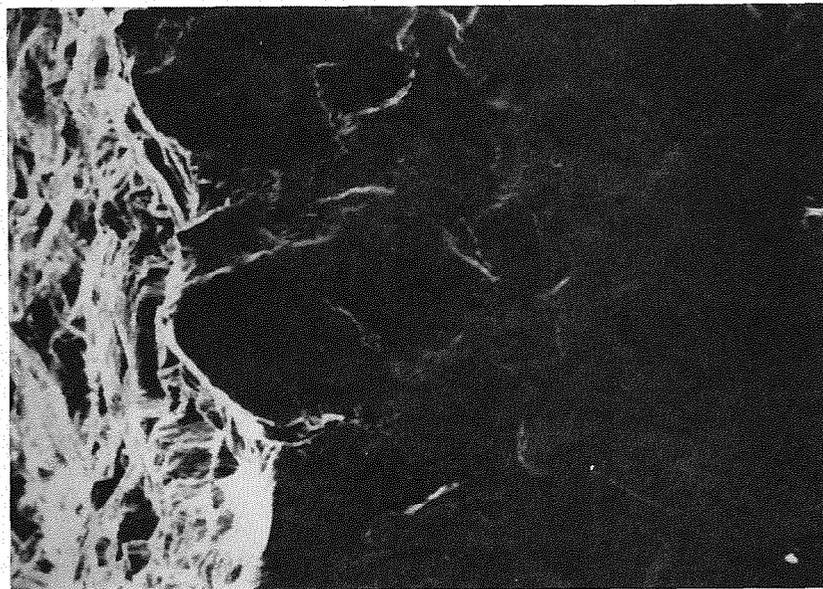


Fig.1 Relieve en las proximidades de la superficie de fractura (x640). $\Delta K=17 \text{ MN/m}^{3/2}$, $da/dN=3.18^{-8} \text{ m/c}$.

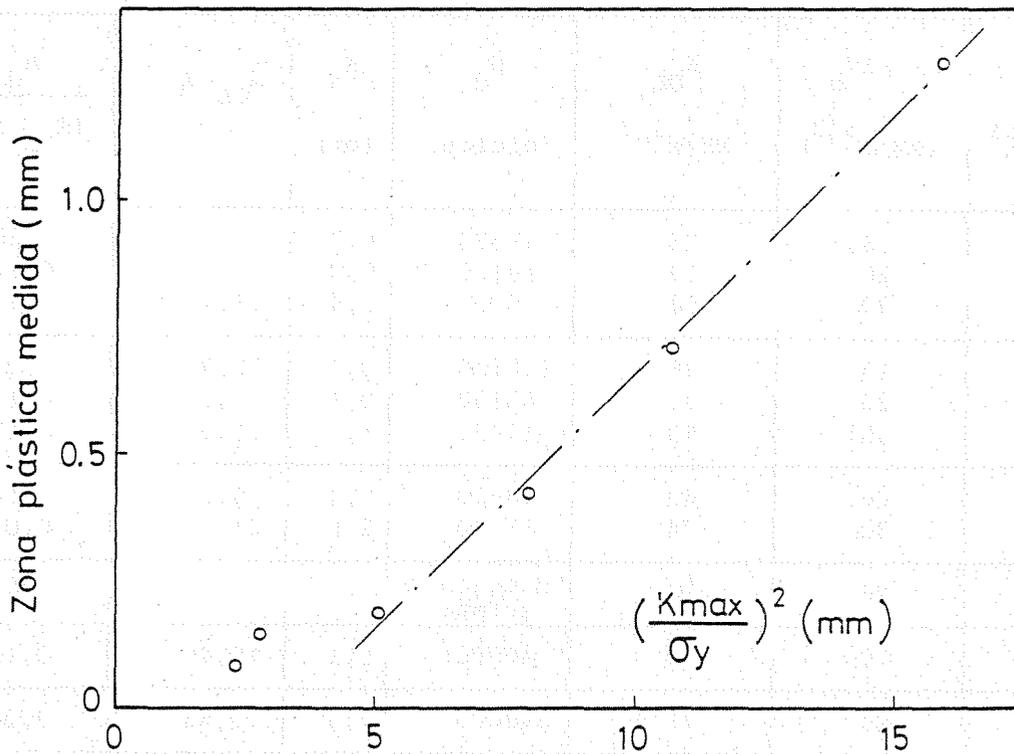


Fig.2 Relación entre la zona plástica medida y $(\frac{K_{m\acute{a}x}}{\sigma_y})^2$.

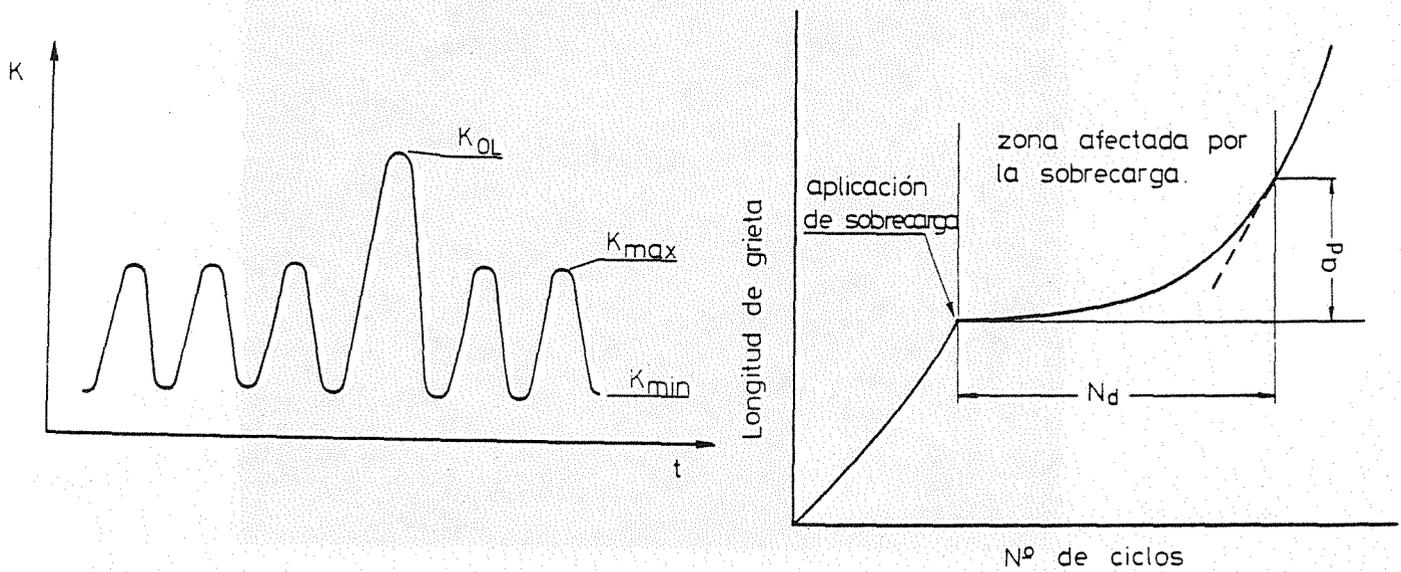


Fig.3 Aplicación de una sobrecarga y retardo que la misma ocasiona en la velocidad de propagación.

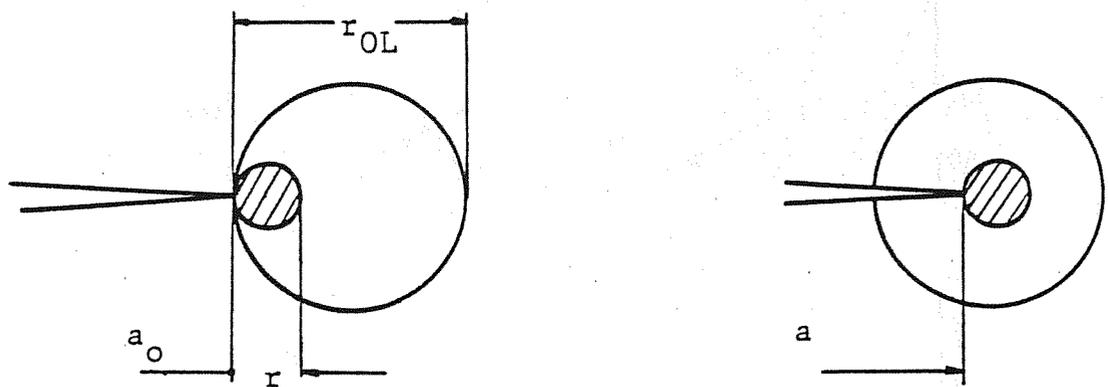


Fig.4 Crecimiento de la grieta a través de la zona plástica creada por una sobrecarga.

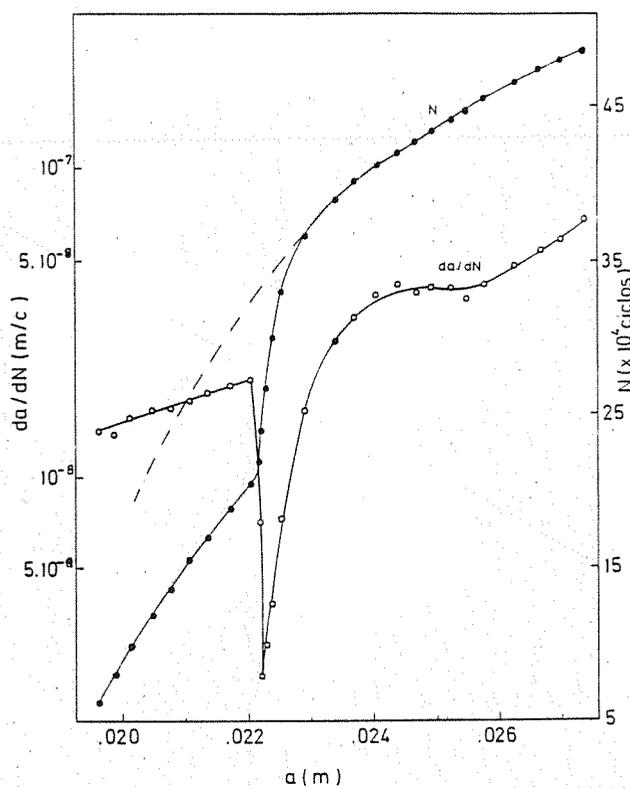


Fig.5 Curvas a-N y a -da/dN de la probeta SNC3. $\Delta K=20 \text{ MN/m}^{3/2}$ y $K_{01} = 49 \text{ MN/m}^{3/2}$.

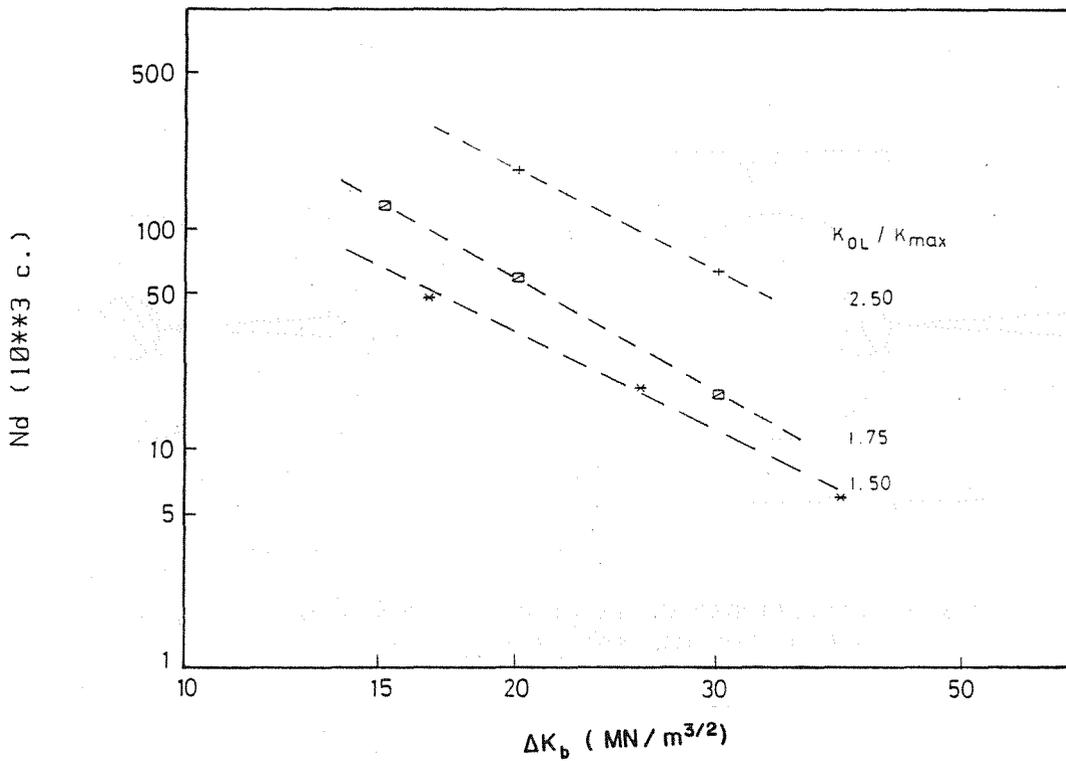


Fig. 6 Influencia de la sobrecarga y ΔK_b en el número de ciclos de retardo.

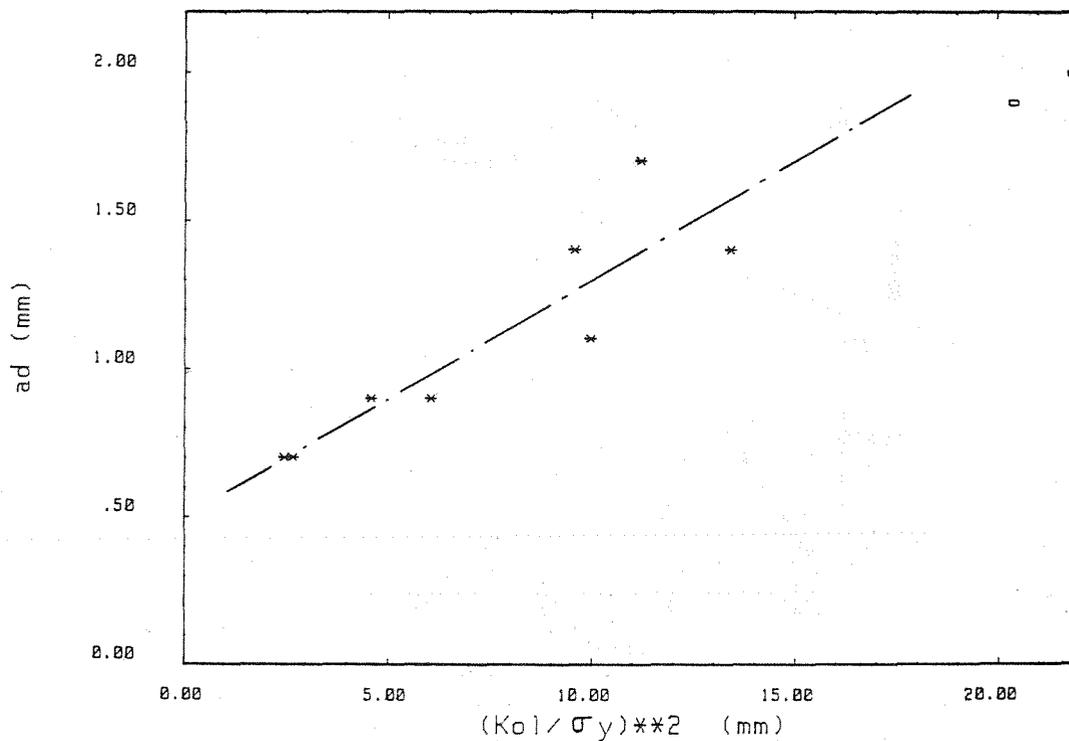


Fig. 7 Relación entre la zona afectada por la sobrecarga y $(K_{0L}/\sigma_y)^2$

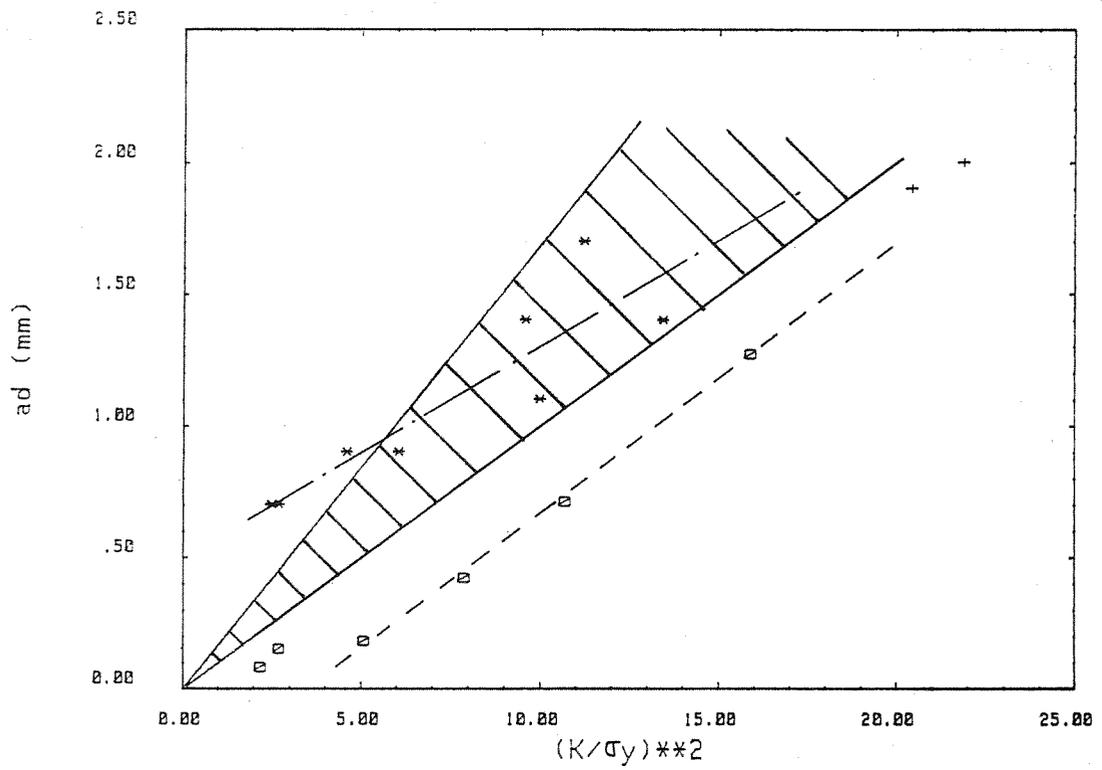


Fig.8 Comparación de los resultados de las Figs. 6 y 7.
La zona sombreada corresponde a los resultados recopilados por Lankford /10/.



Fig.9 Superficie de fractura en el entorno de la posición de la grieta al aplicar la sobrecarga. Probeta SNC3, $\Delta K=20 \text{ MN/m}^{3/2}$, $K_{01}=49 \text{ MN/m}^{3/2}$.

FRACTURA DE HORMIGONES

Jaime Planas y Manuel Elices

Departamento de Física de Materiales
Escuela de Ingenieros de Caminos
Ciudad Universitaria. 28040 - Madrid

RESUMEN

En este trabajo se analiza el método de ensayo para medir la energía de fractura del hormigón, G_F , propuesto por RILEM. Para ello se han ensayado probetas de hormigón con dos geometrías y con distintos tamaños. Los resultados del análisis no son concluyentes, no obstante se puede avanzar que la aproximación de la Fractura en régimen elástico y lineal no parece aplicable a elementos estructurales del tamaño considerado y que ciertos hormigones cumplen la condición necesaria para la aplicación de los modelos de fisura con cohesión $-G_F$ constante-, mientras que otros no la cumplen.

ABSTRACT

An experimental research has been carried out to check the RILEM proposal for measuring G_F , the concrete fracture energy. Samples with two different geometries and sizes have been tested. Although results are not conclusive, it can be inferred that Linear Elastic Fracture Mechanics does not work for the sizes of the samples tested. It seems that concretes closely fulfill the necessary condition of constant G_F for applicability of existing cohesive crack models, while others do not.

1.- INTRODUCCION

En los últimos 10 años se han desarrollado, con creciente pujanza, modelos de fractura no lineal que permiten el análisis de la fractura de estructuras de hormigón. Uno de los modelos más prometedores, es el de la fisura cohesiva, donde, entre otros parámetros materiales, se postula la existencia de una energía de fractura constante G_F . Una revisión histórica de la aplicación al hormigón de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal puede verse en /1/.

En la actualidad se están realizando esfuerzos para normalizar la medida de G_F y el RILEM TC-50 ha desarrollado una propuesta de norma /2/, en la que se propone ensayar un único tamaño de probeta. Los objetivos de esta comunicación, aparte de relacionar las bases teóricas del modelo y de la propuesta RILEM, son los de analizar la validez de la propuesta de norma a la luz de los resultados experimentales variando el tamaño de la probeta y ensayando, además, otra geometría.

2.- MODELOS DE FISURA COHESIVA Y PROPUESTA RILEM

El modelo de fisura cohesiva fue inicialmente propuesto para el hormigón por Hillerborg, Modeer y Petersson /3/, y posteriormente modificado por Bazant /4, 5/ con la introducción de una banda de fisuración difusa. Ingraffea /8/ generalizó el modelo de la fisura cohesiva para casos de modo mixto introduciendo fuerzas de cohesión para el deslizamiento. Sin embargo, para mayor sencillez, solamente se considerarán problemas en modo I (apertura).

Estos modelos están basados en las siguientes hipótesis:

- La zona de fractura inicia su crecimiento en el punto en que la tensión principal máxima alcanza la resistencia a tracción f_t del material.
- El material en la zona deteriorada está parcialmente destruido, pero es todavía capaz de aguantar una cierta tensión. La zona deteriorada se modeliza, bien como una fisura que transmite tensiones (en el Modelo de la Fisura Ficticia, MFF, de Hillerborg), bien como una banda microfisurada, de espesor fijo (en el Modelo de Fisuración en Banda de Bazant).
- Para procesos de deformación monótona, la tensión transferida es una función unívoca (normalmente, además, monótona decreciente) de la apertura de la fisura ficticia, o de la deformación media de la banda de fisuración, según el modelo utilizado.
- El material situado fuera de la zona deteriorada se comporta en forma elástica lineal. (Esta hipótesis, que implica que no existe disipación de energía en la zona de carga previa al pico de tensión, ni disipación de energía fuera de la zona dañada, no es esencial, pero en los modelos existentes se adopta siempre).

Estas hipótesis definen una familia de materiales que presentan, entre otras, las siguientes propiedades:

P1.- Existe una propiedad material, la energía de fractura G_F , que representa la energía necesaria para crear una unidad de área (material) de fisura real (que no transmite tensiones).

P2.- Cuando no existen otros procesos disipativos (aplastamiento de apoyos, por ejemplo), la energía necesaria para romper completamente una probeta es $G_F A$, donde A es el área de la fisura formada. Si, además, el proceso de rotura es casi estático, todo el trabajo exterior realizado, W_e , es absorbido como energía de fractura y, entonces:

$$W_e = G_F A \quad (1)$$

La propuesta RILEM se basa en la anterior propiedad P2 y recomienda el uso de ensayos estables de flexión en tres puntos de vigas entalladas. En el ensayo se mide el trabajo total suministrado para romper la probeta y G_F se calcula mediante la ecuación (1). Los detalles del procedimiento experimental y las correcciones necesarias para contabilizar el trabajo de las cargas permanentes pueden verse en la referencia /2/.

3.- MATERIALES, PROBETAS Y TECNICAS EXPERIMENTALES

3.1. Hormigones

En la experimentación se han utilizado dos hormigones cuya única diferencia nominal es el tamaño máximo del árido, d_a . Las dosificaciones y granulometrías se ajustan a lo indicado en la recomendación RILEM /7/. En la Tabla 1 se han recogido las principales características de las distintas amasadas utilizadas.

TABLA 1 - Características de los Hormigones

Hormigón	d_a (mm)	A/C	Amasada	Asiento (cm)	f_c^* (MPa)	f_{ct}^{**} (MPa)	E (GPa)
1	20	0.58	1	-	37.3	3.10	24.3
			2	3	32.8	2.75	21.5
			3 y 4	2	37.3	3.16	25.0
2	16	0.58	1 y 2	6	38.3	3.24	34.1
			3 y 4	6	38.1	3.26	33.1

(*) Resistencia Compresión (**) Resistencia tracción indirecta (Ens. Brasileño)

3.2. Probetas

Se han realizado tres series de ensayos,

- Serie EFT1: Vigas centralmente Entalladas, ensayadas a Flexión en Tres puntos y procedentes del hormigón 1.
- Serie EFT2: Vigas centralmente Entalladas, ensayadas a Flexión en Tres puntos y procedentes del hormigón 2.
- Serie ET2: Probetas prismáticas con Entalla bilateral centrada, ensayadas a Tracción y procedentes del hormigón 2.

El hormigonado, la fabricación de las probetas y el curado se describe en /8/.

3.3. Equipos y técnicas experimentales

Las series EFT1 y EFT2 se ensayaron en control de desplazamiento, para conseguir ensayos estables, utilizando los equipos y técnicas experimentales descritos /8/.

Los ensayos de la serie ET2 se realizaron en una máquina servohidráulica Instron 1275 gobernada en control de desplazamiento. La carga se midió con una célula de 100 kN de capacidad con una resolución de 50 N y una precisión del 0.25%. La carga se aplicaba a los cabezales de tracción a través de sendas rótulas, para minimizar los esfuerzos de flexión.

TABLA 2 - Definición de las series EFT1 y EFT2

Serie	Tipo de probeta	b (mm)	d (mm)	l/d	a/d	Edad (días)	núm.	Amasada
EFT1	EFT1-1	100	100	8	1/2	79	12	1-1
	EFT1-2	100	200	5.66	1/2	45	6	1-2
	EFT1-3	100	200	4.62	1/2	43	7	1-3 y 4
EFT2	EFT2-1	100	100	4	1/3	43	5	2-1 y 2
	EFT2-2	100	190	4	1/3	45	5	2-1 y 2
	EFT2-3	100	360	4	1/3	43	5	2-1 y 2

B = espesor; d = canto; l = luz; a = profundidad de entalla

TABLA 3 - Definición de la serie ET2

Serie	Tipo de probeta	b (mm)	d (mm)	l/d	a/d	Edad (días)	núm.	Amasada
ET2	ET2-1	100	100	3	0.1	43	6	2-3 y 4
	ET2-2	100	200	3	0.1	45	5	2-3 y 4
	ET2-3	100	400	3	0.1	43	3	2-3 y 4

b = espesor; d = ancho; l = longitud; a = profundidad de entallas.

4.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Ensayos de flexión

Los resultados fundamentales de estos ensayos son la carga máxima P_R y la energía de fractura por unidad de área, G_F . A partir de P_R se ha calculado la tensión nominal de rotura f_N definida como:

$$f_N = 1.5 P_R / b(d-a)^2 \quad (2)$$

donde los parámetros geométricos son los definidos en la Tabla 2.

Se ha calculado también la tasa aparente de liberación de energía definida como:

$$G_Q = (K_{IQ})^2 / E \quad (3)$$

$$K_{IQ} = K_I(P_R) = P_R d^{1/2} g(a/d, l/d) \quad (4)$$

Los valores de g se han tomado de /9/.

En la Tabla 4 se recogen los mencionados resultados, con la desviación estándar estimada indicada entre paréntesis.

TABLA 4 - Resultados experimentales para las series EFT1 y EFT2

Serie	Probeta	f_N (MPa)	G_F (N/m)	G_Q (N/m)
EFT1	EFT1-1	4.73(0.21)	123(22)	19.6(1.7)
	EFT1-2	3.73(0.34)	125(30)	26.7(4.9)
	EFT1-3	3.60(0.21)	127(28)	31.1(3.6)
EFT2	EFT2-1	4.45(0.18)	104(8.5)	14.0(1.1)
	EFT2-2	4.29(0.18)	118(11)	24.7(2.1)
	EFT2-3	3.86(0.43)	151(20)	37.9(8.4)

4.2. Ensayos de Tracción

Los resultados de estos ensayos se recogen en la Tabla 5 en la que los valores entre paréntesis son las desviaciones estándar, f_N indica la tensión neta de rotura y G_Q tiene el mismo significado que en el caso de las probetas de flexión. En este caso las expresiones para K_1 se han tomado de /10/ con la hipótesis adicional de tensión uniformemente repartida en el contorno.

TABLA 5 - Resultados experimentales para la serie ET2

Probeta	f_N (MPa)	G_Q (N/m)
TN1-1	2.87(0.14)	6.3(0.6)
TN1-2	2.81(0.08)	12.1(0.7)
TN1-3	2.64(0.21)	21.4(3.2)

5.- ANÁLISIS DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Para las probetas de la serie EFT1 puede observarse que los resultados para G_F obtenidos de acuerdo con la propuesta RILEM, no dependen significativamente del tamaño de la probeta, dando un valor medio global de 122 N/m. Esto implica que el hormigón 1 cumple la condición de constancia de G_F , y puede esperarse que un modelo de fisura cohesiva describa adecuadamente su comportamiento. En la Fig. 1(a) se han representado, en forma adimensional, los resultados experimentales de tensiones de rotura frente a tamaños de probeta, junto a la predicción teórica realizada a través del MFF cuando se hace la hipótesis de rama de ablandamiento bilineal (construida a partir de los resultados de Petersson /11/.

Los resultados de la serie EFT2 muestran que los valores de G_F obtenidos de acuerdo con la propuesta RILEM aumentan significativamente con el tamaño de la probeta. Desde un punto de vista teórico esto significa que, en su forma presente, los modelos de fisura cohesiva no son aplicables al hormigón 2 y que la extrapolación a mayores tamaños es poco fiable ya que, de hecho, no puede deducirse de la experimentación un único valor de G_F . En la Fig. 1(b) se ha representado un diagrama similar al de la Fig. 1(a), en la que el valor medio de los valores experimentales de G_F , $\langle G \rangle = 124$ N/m, se ha utilizado en la adimensionalización. Obviamente, ninguna de las curvas teóricas aproxima bien la tendencia de los resultados experimentales, lo que confirma la idea de que la extrapolación no puede realizarse con confianza.

Para que la FEL fuera aplicable en el intervalo de tamaños estudiado, debería ser $G_Q = \text{cte}$, independiente del tamaño y de la geometría de la probeta. Además, en los casos en que G_F está definida, debería ser $G_Q = G_F$. Los resultados incluidos en las tablas 4 y 5 muestran que, para todas las series, G_Q aumenta significativamente con el tamaño de la probeta y que, para ambos hormigones los valores obtenidos de G_Q son inferiores al 26% de los de G_F . Además, para el hormigón 2, los valores de G_Q obtenidos en ensayos de flexión y tracción son, también, significativamente distintos. Puede concluirse, pues, que la aproximación de la FEL es inadecuada en el intervalo de tamaño analizado para ambos hormigones.

Resumiendo:

- La aproximación de la Fractura Elástica Lineal no parece aplicable a elementos estructuras de hormigón del tamaño considerado.
- La evidencia experimental indica que ciertos hormigones cumplen la condición necesaria para la aplicación de los modelos actuales de fisura cohesiva, (G_F constante), en tanto que otros no la cumplen.
- El procedimiento experimental propuesto por la RILEM, aplicado a probetas de varios tamaños, permite establecer el grado de desviación de un hormigón dado respecto al comportamiento ideal $G_F = \text{cte}$. Será necesario un importante trabajo teórico antes de poder establecer límites a dicha desviación que definan un intervalo práctico de utilización de los modelos existentes de fisura cohesiva.

REFERENCIAS

- /1/ Mindess, S., "Fracture Mechanics of Concrete", F.H. Wittmann Ed., Elsevier Sc. Pub. Comp., pp. 1-30 (1983)
- /2/ Hillerborg, A., To appear in Materials and Structures.
- /3/ Hillerborg, A., Modéer, M. and Petersson, P.E., Cement and Concrete Research, 6, pp. 773-782 (1976)
- /4/ Bazant, Z.P. and Kim, S.S. ASCE J. Engineering Mechanics, 105, pp. 407-428 (1979)
- /5/ Bazant, Z.P. and Oh, B.H. Materials and Structures, 16, pp. 155-177 (1983)
- /6/ Ingraffea, A.R. y Saouma, V. en "Fracture Mechanics of Concrete", G.C. Sih y A. DiTommaso Eds. Martinus Nijhoff Publishers, pp. 171-225 (1985)
- /7/ RILEM Standard. Materials and Structures, 7 (1974)
- /8/ Planas, J., Corres, H., Elices, M., Hormigón y Acero, 185, pp. 39-53 (1985)
- /9/ Brown, W.F. y Srawley, J.E. "Plane Strain crack toughness testing of high strength metallic Materials", ASTM-STP 410 (1967)
- /10/ Rooke, D.P. y Cartwright, D.J., "Stress intensity factors", HMSO, London (1976)
- /11/ Petersson, P.E. Report TVBM-1006. Div. of Building Mat., Lund Inst. of Tech. (1981).

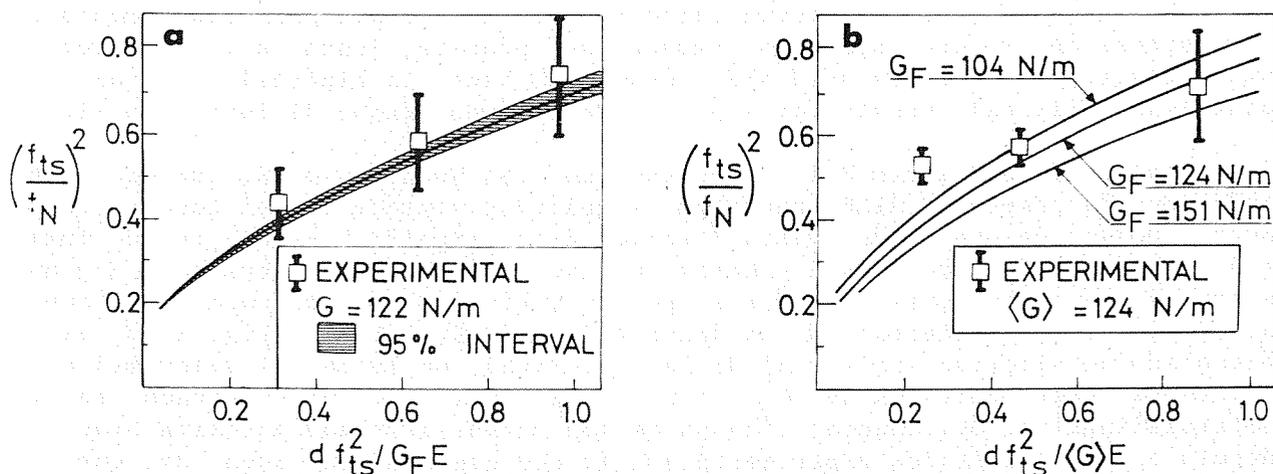


Fig. 1

MECANISMO DE REFORZAMIENTO POR SOLUCION SOLIDA
METAESTABLE EN BORDE DE GRANO EN MATERIALES CERAMICOS.

M.I. Osendi, P. Miranzo y J.S. Moya

*Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC. Arganda del Rey,
Madrid.*

Se propone que la existencia de soluciones sólidas metaestables en borde de grano contribuye al reforzamiento en compuestos cerámicos. Considerando la suma de dos mecanismos de reforzamiento : a) la transformación martensítica ZrO_2 -tetragonal \rightarrow ZrO_2 -monoclinica, y b) la disipación de energía elástica por la presencia de las soluciones sólidas, se explica el aumento de tenacidad (K_{IC}) observado experimentalmente en materiales mullita/circona.

It is proposed that the presence of metastable solid solutions at grain boundaries enhance the fracture toughness of ceramic materials. Considering two different mechanisms: a) the tetragonal- ZrO_2 \rightarrow monoclinic- ZrO_2 martensitic transformation and b) the elastic energy dissipation at mullite/zirconia interfaces for the presence of solid solutions, the toughening observed experimentally in mullite/zirconia composites has been explained.

1.- INTRODUCCION

La adición de partículas dispersas de ZrO_2 a matrices cerámicas para elevar su tenacidad y su resistencia a la flexión tiene hoy en día gran importancia tecnológica dentro del campo de los materiales cerámicos avanzados. El primer mecanismo propuesto para explicar este fenómeno, en matrices de ZrO_2 -cúbica y Al_2O_3 , fué el reforzamiento por transformación. Según este mecanismo el aumento en la tenacidad se debe a la transformación de tipo martensítico (tetragonal \rightarrow monoclinica) que experimentan las partículas de ZrO_2 . Esta transformación involucra un aumento de volumen de $\sim 3\%$ y tiene lugar a una temperatura específica, M_s , que depende del tamaño y forma de las partículas, de la composición química, y del grado de constricción a que están sometidas por la matriz. De esta forma, la temperatura de transformación puede descender desde $\sim 1100^\circ C$ (para monocristales) hasta temperaturas inferiores a la ambiente, permitiendo que partículas de ZrO_2-t queden retenidas dentro de la matriz y así pueden transformar cuando se encuentran próximas al campo de tensiones generado en las proximidades de una grieta. Esta transformación genera una zona a compresión que disminuye la tensión en el extremo de la grieta, y por tanto, produce un reforzamiento.

Considerando un sistema con una grieta sometida a una carga de tracción que contiene una dispersión de partículas sin transformar (Fig 1), Lange /1/ obtiene la siguiente expresión para la energía total del sistema:

$$U = \pi c^2 G_0 + 2\pi R c^2 V_i |\Delta G^c| - \frac{8(1-\nu^2) \sigma_a^2 c^3}{3 E} \quad (1)$$

donde G_0 es la velocidad crítica de relajación de la energía de deformación asociada con la formación de nuevas superficies; R es el tamaño de la zona de transformación alrededor de la grieta; V_i es la fracción volumétrica de partículas sin transformar (ZrO_2-t), $|\Delta G^c|$ es el cambio de energía libre para la reacción $ZrO_2-t \rightarrow ZrO_2-m$; (290 MJ m^{-3}), σ_a es la tensión aplicada, y E y ν son el módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson del material, respectivamente. En el caso de los materiales cerámicos $\nu \approx 0.25$. Lange asume que sólo aquellas partículas que se encuentran cerca de la superficie de la grieta contribuyen a la tenacidad, por lo que $R \approx$ tamaño de las partículas de ZrO_2 .

Utilizando la condición crítica para la extensión de la grieta ($\delta U / \delta c = 0$) es posible determinar a partir de la ec (1) la tensión crítica (σ_c) en función del tamaño de grieta crítica; e introduciendo en la expresión:

$$K_{IC} = (\pi/2)^{-1/2} \sigma_c (\pi c)^{1/2} \quad (2)$$

que nos da el factor de intensidad de tensiones para una grieta circular se obtiene:

$$K_{IC}^2 = K_0^2 + \frac{2E R V_i}{(1-\nu^2)} |\Delta G^c| \quad (3)$$

donde K_0 es el factor crítico de intensidad de tensiones cuando no existe ningún mecanismo de reforzamiento adicional.

En el caso de los materiales mullita/circona /2,3/ los resultados obtenidos usando la ec (3) no explican los valores de K_{IC} experimentales. Mediante el uso conjunto de la microscopia electrónica analítica de transmisión y del análisis por energías dispersadas de R-X, se ha observado, que en estos compuestos mullita/ ZrO_2 existen soluciones sólidas de Zr^{4+} en los granos de mullita y de Al^{3+} y Si^{4+} en los de circona /4/. Estas soluciones sólidas están localizadas alrededor del borde de grano mullita/circona. En el siguiente apartado se analizan estas soluciones sólidas metaestables como agentes disipadores de energía que producen un reforzamiento adicional, el cual explica los valores de K_{IC} experimentales para los compuestos mullita/circona.

2. REFORZAMIENTO POR SOLUCIONES SOLIDAS.

Para tener en cuenta el efecto de las soluciones sólidas en el proceso de fractura, se incluye un término, formalmente igual al de la transformación martensítica, en la ec (3):

$$U_s = 2 \pi R' c^2 \frac{V}{V_g} Q \quad (4)$$

donde R' es el tamaño de la zona de transformación para este mecanismo en particular, V es la fracción volumétrica de ZrO_2 , V_g es el volumen medio de los granos de ZrO_2 y Q es la energía elástica por frontera - circona-matriz, asociada con las soluciones sólidas presentes en el borde de grano. Al igual que Lange, R' se considera que es aproximadamente igual al tamaño de la zona de solución sólida.

Teniendo en cuenta la teoría de los defectos de red de Eshelby /5/, la energía elástica por átomo de una matriz, para una concentración C de átomos soluto en ella, viene dada por la expresión:

$$U_{ij} = \frac{6 \pi r^3 (\Delta r/r)^2 B_j}{1 + 3 B_j / \mu_i} c (1-c) \quad (5)$$

siendo r el radio del ión de la matriz al cual sustituye el soluto, Δr el desajuste entre los radios iónicos del soluto y de la matriz, B_i el módulo de volumen del soluto y μ_i el módulo de compresión de la matriz. Por consiguiente, el término de energía elástica Q vendrá dado por:

$$Q = \frac{\sum}{i,j} U_i N_i \quad (6)$$

donde N_i es el número total de átomos de la matriz considerada dentro de la zona de solución sólida y viene dado por la expresión:

$$N_i = V_{Si} / V_{Li} \cdot n_i$$

siendo V_{Si} el volumen de solución sólida involucrado y V_{Li} es el volumen de la celda unidad y n_i es el número de cationes por celda unidad. La suma en i se extiende a las diferentes matrices y la suma en j a los diferentes solutos dentro de una matriz determinada.

Aplicando la condición crítica para la extensión de la grieta a $U + U_s$, ec (1 y 4), y utilizando la condición crítica de extensión de la grieta, se obtiene la siguiente expresión para la tenacidad:

$$K_{IC}^2 = K_0^2 + \frac{2E}{1 - \nu^2} \left\{ R V_i |\Delta G^C| + R' \frac{V}{V_g} Q \right\} \quad (7)$$

donde K_0 sigue siendo el factor crítico de intensidad de tensiones sin ningún mecanismo adicional de reforzamiento. En la ec (7) están sumadas las dos contribuciones, la de la transformación martensítica de la ZrO_2 y la de las soluciones sólidas.

3.- REFORZAMIENTO EN LOS COMPUESTOS MULLITA/CIRCONA.

Utilizando la espectroscopia de energías dispersadas de rayos X en especímenes mullita/ ZrO_2 (15% volumen) preparados para transmisión se ha observado /4/ (Fig 2) una zona de solución sólida de ≈ 300 nm a ambos lados de la frontera mullita/circona, con los valores de: 5% Al^{3+} , 10% Si^{4+} en la ZrO_2 y 1% Zr^{4+} en la mullita. Estas soluciones sólidas son superiores a las correspondientes al límite de solución sólida estable /6/.

Para estos materiales el sumatorio extendido de la ec (6) será:

$$Q = U_{MullZr^{4+}} \cdot N_{Mull} + (U_{ZrO_2Si^{4+}} + U_{ZrO_2Al^{3+}}) N_{ZrO_2}$$

el cual, sustituyendo los valores apropiados, resulta:

$$Q = 112 \times 10^{-18} \text{ MJ}$$

Finalmente introduciendo, en la ec (7) del K_{IC} este valor y considerando K_0 como el factor crítico de intensidad de tensiones de la mullita ($= 2 \text{ MN m}^{-3/2}$) y siendo el módulo de Young del material $E \approx 205 \text{ GN m}^{-2}$, se obtienen los valores de la Tabla I. En esta tabla K_{IC}^{exp} se ha obtenido por el método de la indentación /2,3/; K_{IC}^{TT} se ha determinado utilizando la expresión de Lange para el reforzamiento por transformación ec (3) y K_{IC}^{TT+SS} es el valor obtenido con la expresión propuesta en el presente trabajo, ec (7).

4.- CONCLUSIONES.

El reforzamiento observado en los compuestos mullita/circona no puede explicarse adecuadamente mediante el mecanismo de reforzamiento por transformación de las partículas de ZrO_2 -t. Como consecuencia de la existencia de soluciones sólidas en el borde de grano mullita/circona, este se puede considerar como una región de disipación de energía que evita la propagación de la grieta. Teniendo en cuenta este efecto junto con la transformación martensítica de la ZrO_2 , se obtiene una expresión para el K_{IC} que explica correctamente los valores experimentales obtenidos para este parámetro.

REFERENCIAS

- /1/ Lange, F.F., J. Mater.Sci. 17 (1982) 235.
- /2/ Moya, J.S., Osendi, M.I., J. Mater.Sci. Lett. 2 (1983) 599.
- /3/ Moya, J.S., Osendi, M.I., J. Mater.Sci. 19 (1984) 2909.
- /4/ Dinger, T.R., Krishnan, K.M., Thomas, G., Osendi, M.I., Moya, J.S., Acta Metall 32 (1984) 1601.
- /5/ Eshelby, J.D., "The Continuum Theory of Lattice Defects" Solid State Physics, vol 3. Ed. F. Seitz and D. Turnbull (Academic Press, Inc. 1956) p. 79.
- /6/ Pena.P., de Aza, S., Science of Ceramics, vol 9 (1977) p. 247.

TABLA 1 - Comparación entre los valores calculados y experimentales de la tenacidad de materiales compuestos mullita/ZrO₂

Muestra	$K_{IC}^{exp} (MNm^{-3/2})$	$K_{IC}^{TT} (MNm^{-3/2})$	$K_{IC}^{TT+SS} (MNm^{-3/2})$
Mull+10 vol%ZrO ₂	3.0 [±] 0.1	2.5	2.9
Mull+15 "	3.1 [±] 0.1	2.5	3.1
Mull+20 "	3.2 [±] 0.1	2.4	3.2

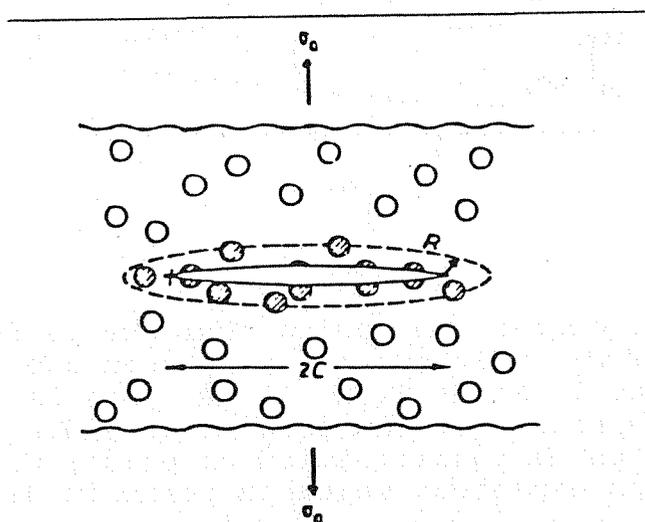
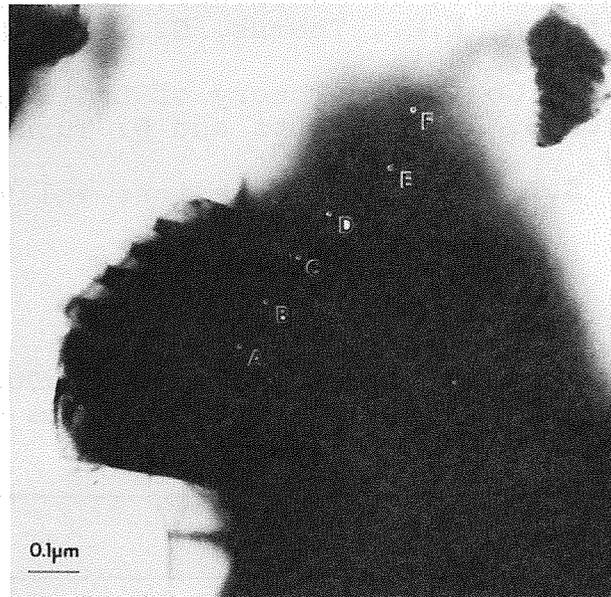


Fig. 1.- Esquema de un sólido con una grieta circular ($2c$), sometido a la tensión (σ_0). La zona de anchura R indica la región de partículas transformadas.

a



b

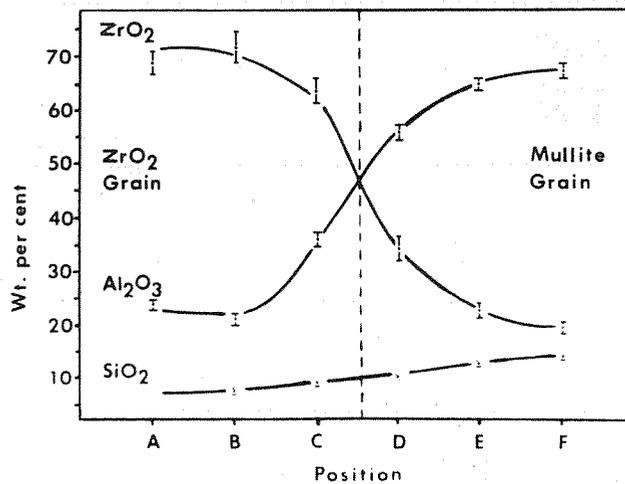


Fig. 2.- a) Microfotografía en campo claro de la frontera mullita/ZrO₂ indicando los puntos en que se ha localizado la sonda STEM (100 Å) para la obtención de los espectros de energías dispersadas de RX. b) Perfiles de concentración obtenidos del análisis de los espectros según la posición de la sonda.

INFLUENCIA DE SEGUNDAS FASES SOBRE EL MODO DE FRACTURA EN BAUXITAS A ALTA TEMPERATURA

A. Caballero Cuesta

S. de Aza Pendás

Departamento de Cerámica

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

Arganda del Rey (Madrid)

RESUMEN

Se ha estudiado el comportamiento mecánico a alta temperatura (1.550°C) de dos bauxitas refractarias procesadas. Las curvas de -compresión-deformación obtenidas han puesto de manifiesto dos comportamientos diferentes a la fractura, tenaz y frágil. Las causas de dicho comportamiento se atribuyen a la diferencia en la naturaleza de la segunda fase cristalina presente en ambos materiales.

SUMMARY

The mechanical behaviour at high temperature (1.550°C) of two processed refractory bauxites has been studied. The stress-strain curves have shown two different fracture mechanisms, one of them tough and the other brittle.

The reason for these behaviour has been attributed to the different nature of the second phase present in the bauxites.

I. INTRODUCCION

Las bauxitas calcinadas refractarias estan constituidas por alúmina (>85%), sílice (<10%), óxido de titanio (2-4%) y óxido de hierro (<2%), además de pequeños porcentajes de otros óxidos. A partir de estas se obtienen las bauxitas calcinadas de grado refractario mediante calcinación, en hornos verticales o rotatorios, a temperaturas que oscilan, segun los hornos y procedencias, entre 1.500°C y 1.800°C. Este tratamiento dá lugar a materiales bauxíticos cuya mineralogia está constituida fundamentalmente por: α -alúmina (Al_2O_3), mullita ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), titanato de aluminio y hierro ($Fe_xAl_{2-x}O_3 \cdot TiO_2$) y pequeñas cantidades de fase vitrea /1/.

En todos los casos la α -alúmina es la fase primaria de cristalización, mientras que la fase secundaria puede ser mullita o bien titanato de aluminio y hierro (tieillita), dependiendo de la relación SiO_2/TiO_2 en la bauxita de partida, tal como se puede deducir del diagrama de equilibrio de fases $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ en aire ($P_{O_2}=0,21$ at.)/2/.

Puesto que las características fisico-químicas de la mullita y de la tieillita /3,4/ difieren muy notablemente, se ha considerado conveniente estudiar la influencia que dichas fases secundarias pueden ejercer sobre las propiedades mecánicas de las bauxitas a alta temperatura.

II. PARTE EXPERIMENTAL

A tal fin, se seleccionaron dos bauxitas naturales, una de tipo gibbsítico, procedente de Surinam (BS), y otra de tipo diasprico, procedente de China (BC). Dicha elección se realizó fundamentalmente en base a los contenidos de alúmina y sus razones SiO_2/TiO_2 , (tabla 1), de tal modo que la situación de ambas, en el diagrama de equilibrio de fases $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ en aire ($P_{O_2}=0,21$ at.), asegurara que la fase secundaria en una de ellas (BS) fuese la mullita, mientras que en la otra fuese la tieillita (figura 1).

TABLA 1 - ANALISIS QUIMICO CUANTITATIVO POR ICP

OXIDOS	B. SURINAM (%peso)		B. CHINA (%peso)	
	NATURAL	CALCINADA	NATURAL	CALCINADA
PC. 1100 Ω	30,80	--	15,80	--
Al_2O_3	62,70	91,06	77,48	92,77
SiO_2	2,85	4,14	1,60	1,91
TiO_2	2,25	3,27	3,26	3,90
Fe_2O_3	0,95	1,38	0,83	0,99
CaO	0,03	0,04	0,05	0,06
MgO	0,04	0,05	0,13	0,15
Na_2O	0,01	0,01	0,02	0,02
K_2O	0,02	0,03	0,20	0,22
SiO_2/TiO_2	1,26	1,26	0,49	0,49

Ambas bauxitas fueron molidas (<5 μ m) y homogeneizadas previamente a la obtención de probetas por prensado isostático (250Mpa). Las probetas obtenidas fueron tratadas termicamente a $1.650\Omega \pm 5\Omega$ durante dos horas. Las muestras calcinadas presentaron una porosidad que osciló alrededor del 5-7% para la bauxita Surinam y entre el 8-10% en el caso de la bauxita China. Los materiales obtenidos fueron estudiados mediante difracción de rayos-X y microscopia óptica de reflexión sobre probetas adecuadamente pulidas.

Los resultados obtenidos confirmaron que las fases secundarias -

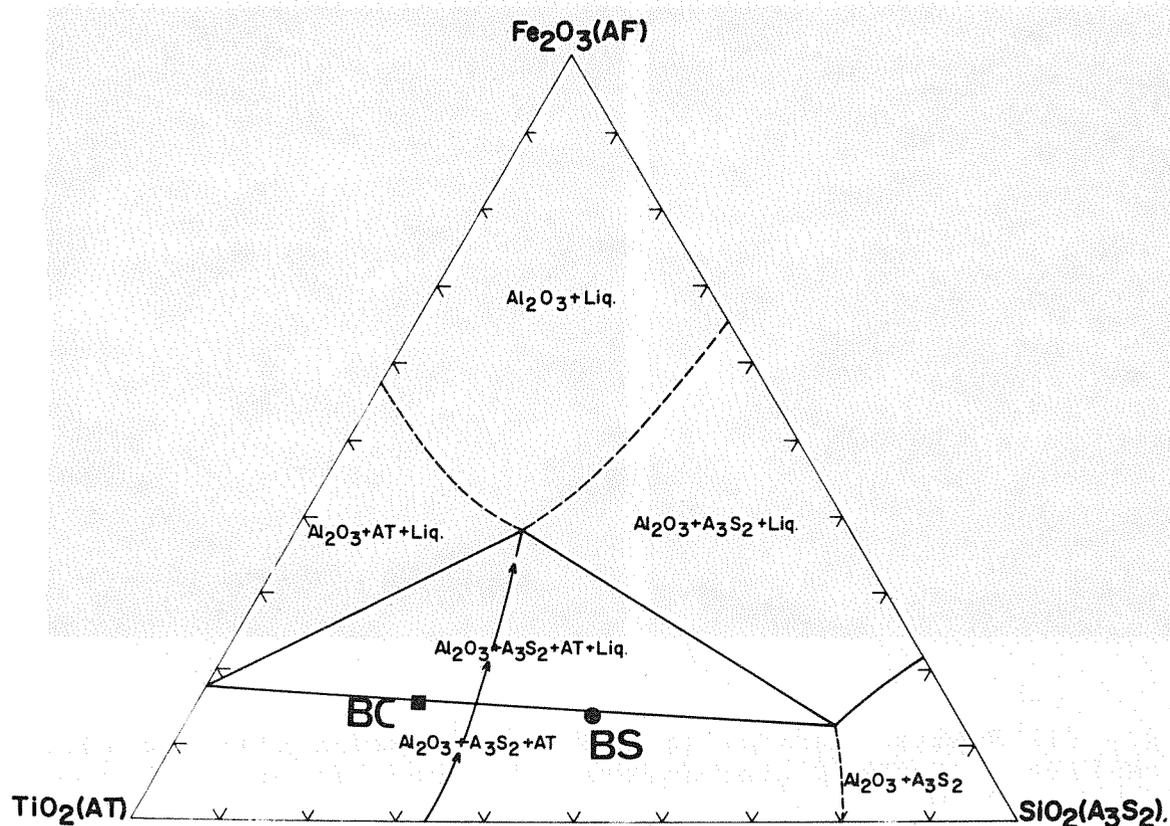


Fig.1.-Sistema $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ en aire ($P_{O_2}=0,21$ at.). Localización de las bauxitas estudiadas sobre la proyección, para un plano del 80% de Al_2O_3 y desde el vértice de la alúmina, sobre la cara opuesta del sistema, del tetraedro de conexión alúmina-mullita-tieillita-líquido a $1600^{\circ}C$, así como de la línea eutéctica ternaria que delimita los campos de cristalización secundarios de mullita y tieillita respectivamente.

en la bauxita China y Surinam eran, respectivamente, tieillita y mullita. En ambos casos la α -alúmina fué la fase primaria, que representaba aproximadamente el 75% en peso de la bauxita Surinam y el 85% en la bauxita China, la cual formaba una estructura cristalina continua dentro de la que se localizaban las fases secundarias en los puntos triples (fig.2).

III. PROPIEDADES MECANICAS A ALTA TEMPERATURA. CURVAS COMPRESION-DEFORMACION

Los ensayos de compresión deformación se realizaron a la temperatura de $1550^{\circ}C$ con una velocidad de aplicación de la carga de $8 \cdot 10^{-7} m \cdot s^{-1}$, sobre probetas cilíndricas plano-paralelas de razón diámetro/altura igual a uno, que cumplieran las normas UNE /5/, ASTM /6/ y recomendaciones PRE /7/ para ensayos de materiales refractarios. Las curvas obtenidas se muestran en la figura 3 y cada una representa, en cada caso, la curva promedio de cinco ensayos.

IV. DISCUSION DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos ponen de manifiesto, en primer lugar, que la bauxita China (BC) presenta una carga máxima algo superior ($\approx 10-15\%$) a la de la bauxita Surinam (BS). Este hecho se justifica por el mayor contenido de α -alúmina en la primera de ellas.

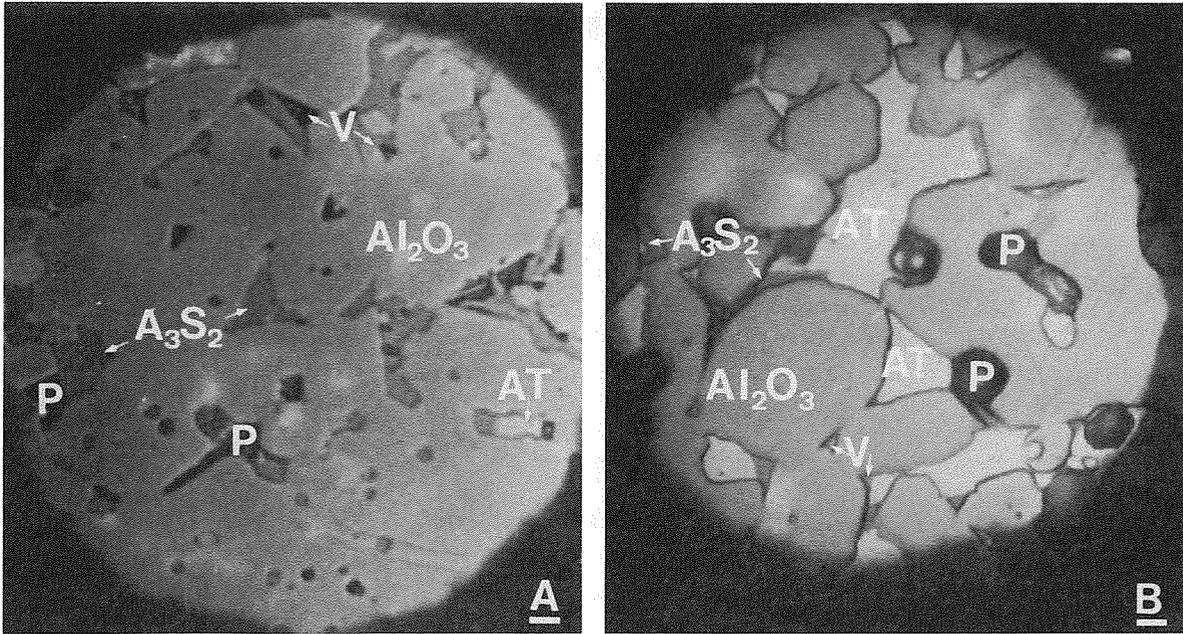


Fig.2.- (A) Bauxita Surinam (x 213). (B) Bauxita China (x 213).
 A_3S_2 =Mullita; AT=Tieillita; P=Poros; V= Fase Vitrea.

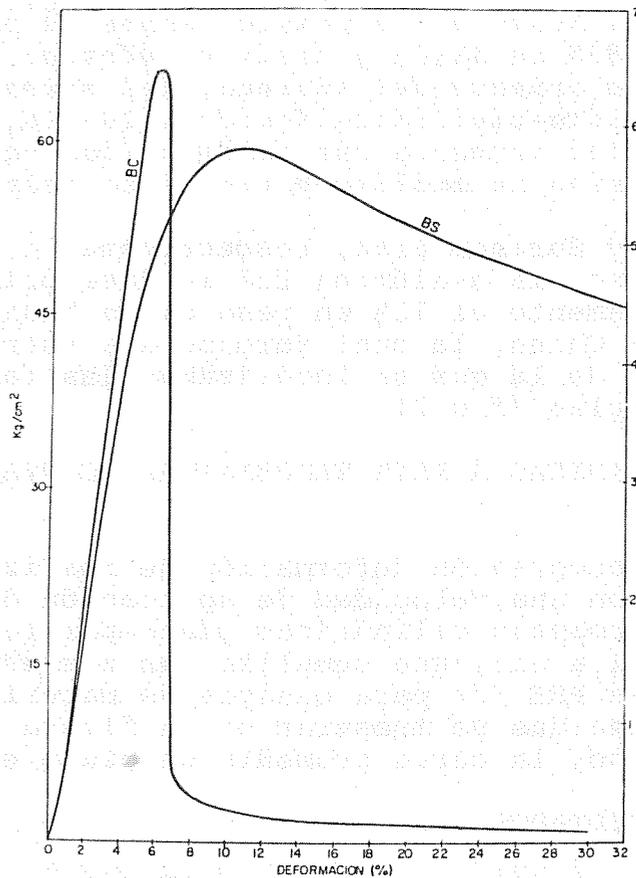


Fig.3.- Curvas compresión-deformación a 1.550°C de las bauxitas Surinam (BS) y China (BC).

Por otro lado, las curvas muestran hábitos totalmente diferentes en cuanto al comportamiento a la fractura. Así la bauxita Surinam (BS), que presenta una deformación apreciable (>10%), antes de alcanzar la carga máxima, una vez alcanzada esta, no rompe sino que sigue deformando lentamente, a lo largo del tiempo, exhibiendo un comportamiento típico de los materiales tenaces. Por el contrario, la bauxita China (BC), que presenta una deformación -- sensiblemente menor ($\approx 5\%$), antes de llegar a alcanzar la carga máxima, una vez alcanzada esta, deforma levemente para a continuación romper catastróficamente como un material frágil.

El análisis de las curvas, desde el comienzo del ensayo hasta alcanzar la carga máxima, pone de manifiesto que el comportamiento de ambas bauxitas es análogo al que habría de esperar de un material cerámico policristalino. Es decir, las dos muestras, en los primeros estadios del ensayo, no presentan deformación -- elástica apreciable, sino que, desde el inicio de la aplicación de la carga, tiene lugar una deformación plástica, resultado del deslizamiento de los cristales de alúmina entre sí por borde de grano, y en donde, para pequeñas deformaciones la velocidad de deslizamiento es proporcional a la tensión aplicada /8/. Alcanzada una cierta deformación, la velocidad de deslizamiento disminuye, produciéndose un fenómeno análogo al endurecimiento por deformación en metales /9/, como consecuencia de un reordenamiento de los cristales de alúmina, *anclándose*, unos contra otros debido a las irregularidades geométricas de los bordes de grano.

El aumento continuo de la carga determina que el deslizamiento de los cristales por borde de grano continúe y como consecuencia se desarrollen altas tensiones, en dichos bordes de grano, -- que dan lugar a la nucleación de poros y grietas por alguno de -- los mecanismos que se muestran en el esquema de la figura 4. La creación tanto de poros como de grietas trae como consecuencia la disminución de la sección eficaz del material, lo que da lugar a que de nuevo aumente la velocidad de deformación a medida que se eleva la carga, propagándose las grietas por borde de grano separando los cristales de alúmina entre sí.

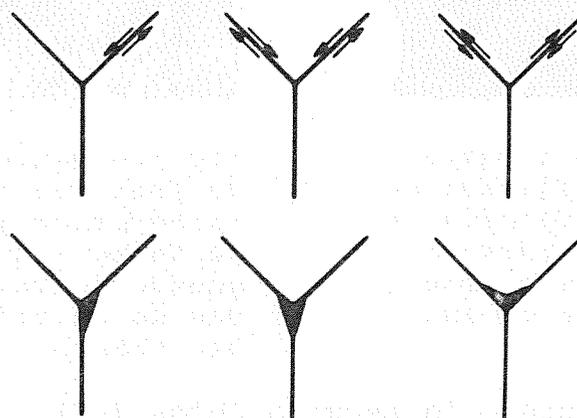


Fig. 4.-Mecanismos de generación de grietas en borde de grano (10)

Ahora bien, una vez alcanzada la carga máxima, el proceso -- de propagación de grietas sigue de forma cuasi-estática o catastrófica según se trate de la bauxita Surinam (BS) o China (BC).

En efecto, la bauxita Surinam donde la mullita es la fase secundaria presenta un comportamiento de fractura controlada similar al observado por algunos autores /11,12/ en materiales com

puestos matriz-fibra. Así parece que los cristales de mullita que conforman un esqueleto entrelazado y rígido entre los cristales de alúmina dan lugar a un efecto reforzante, similar al de los monocristales de carburo de silicio, en los materiales vitrocristalinos /13/, por un mecanismo de deflexión de grietas (figura 5).

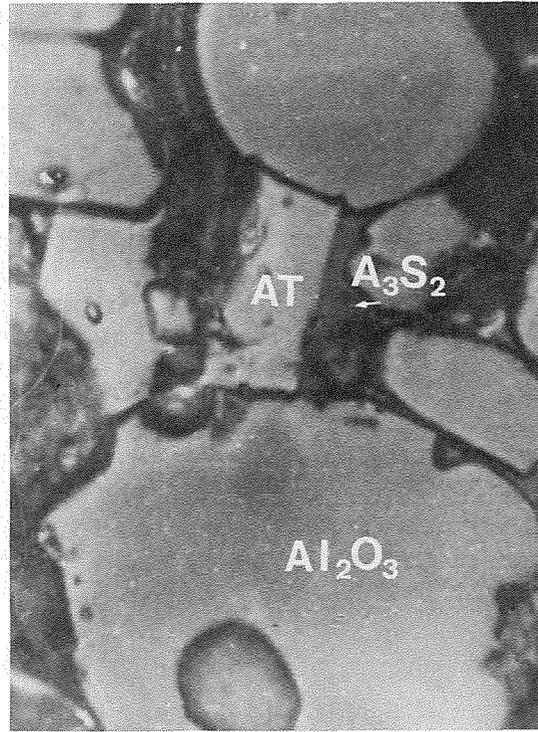
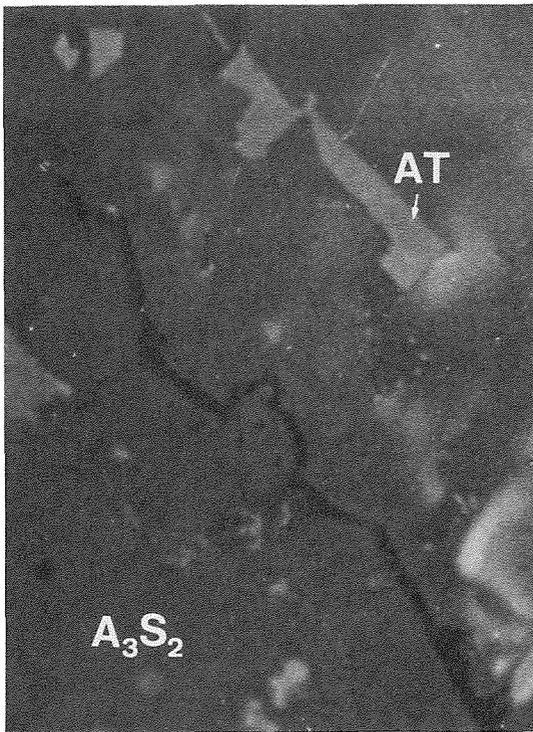
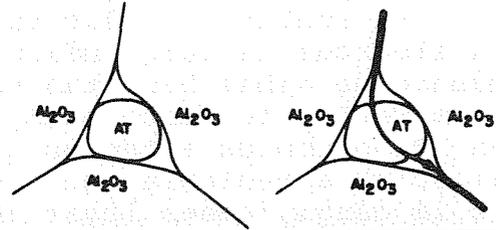
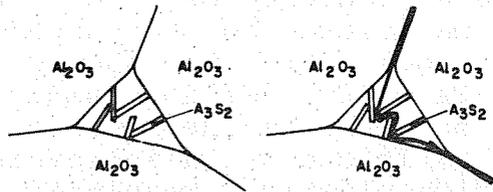


Fig. 5.-Esquema del mecanismo de fractura por deflexión de grietas y microfotografía de la bauxita Surinam mostrando la propagación de una grieta entre los cristales de mullita. (x800)

Fig. 6.-Esquema del mecanismo de fractura transgranular y microfotografía de la bauxita China mostrando la propagación de una grieta a través de un cristal de tieillita. (x500)

En contraposición, la bauxita China (BC), donde la tieillita es la fase secundaria, presenta un comportamiento a la fractura frágil. Este hecho se atribuye a que la tieillita, situada igualmente entre los cristales de alúmina, presenta una baja resistencia mecánica, ya que sus cristales están normalmente agrietados debido a su elevada anisotropía dilatométrica 74%. En consecuencia dicha fase no ofrece ningún impedimento a la propagación catastrófica de las grietas (figura 6).

Finalmente, se debe hacer resaltar que ambas muestras, por su situación en el sistema cuaternario $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ (figura 1) no deben contener fase líquida a la temperatura del ensayo. Ahora bien, las pequeñas cantidades de impurezas, otras que

los óxidos considerados en el mencionado sistema, justifican que estos materiales presenten pequeños porcentajes de fase líquida (<2%). Sin embargo su contribución al comportamiento de ambos materiales, en el ensayo compresión-deformación a 1.550°C se considera insignificante. De ser apreciable, su influencia se debería haber manifestado más claramente en la bauxita China, transformando su fractura frágil en plástica, ya que en dicho material el nivel de impurezas es ligeramente superior al de la bauxita Surinam.

V. CONCLUSIONES

Para muy bajos contenidos de fase vítrea, el comportamiento tenaz o frágil, de las bauxitas refractarias, bajo compresión a alta temperatura, está condicionado por la naturaleza de la segunda fase sólida, siendo tenaz cuando es la mullita la segunda fase cristalina y frágil cuando es la tieillita.

VI. REFERENCIAS

- /1/ Caballero, A. y col., "Constitución mineralógica y microestructural y propiedades termomecánicas de las bauxitas refractarias" Actas del 1er. Congreso Iberoamericano de Cerámica Vidrio y Refractarios. Vol II pag.841-855 (1.983)
- /2/ Caballero, A., "Bauxitas Refractarias. Constitución y comportamiento térmico. Interpretación en base al sistema $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$: Tesis Doctoral que será presentada en la Universidad Complutense de Madrid (1.985).
- /3/ Davis, R.F. y col., "Mullite". High Temperature Oxides, Part IV, pag. 37-76. Editado por M.Alper Academic Press. New York (1.971)
- /4/ Buessem, W.R. y col., "Thermal Expansión Hysteresis of Aluminium Titanate". Ceramic Age 60, pag. 38-40 (1.952)
- /5/ Norma UNE 61038, Bol. Soc. Esp. Ceram y Vidrio Vol 9 nº 2 pag. 197-202 (1.970)
- /6/ ASTM, Annual Book Standards (1.973)
- /7/ Asociación Europea de Productores de Refractarios (PRE) III. 23(ISO/R1893) 78 pag. 1-6 (1.978)
- /8/ Kingery, W.D., "Introduction to Ceramics pag. 547-646, Editado por John Wiley, Sons Inc. New York (1.960)
- /9/ Tweeddale, J.G., "Propiedades Mecánicas de los Metales" Traducido por J. Hernaiz y Editado por Tecnos, Madrid (1.970)
- /10/ Davidge, K.W., "Mechanical Behaviour of Ceramics" pag.71 Editado por Cambridge University Press Londres (1.979)
- /11/ Brennam, J.J., "Silicon Carbide Fibre Reinforced Glass-Ceramic Matrix Composites Exhibiting High Strength and Toughness". J. Mat. Scien. 17 pag. 2371-83 (1.982)
- /12/ Prewo, K.M., "Silicon Carbide Yarn Reinforced Glass Matrix Composites". J. Mat. Scien. 17 pag.1201-06 (1.982)
- /13/ Faber. K.T., "Toughening Mechanism for Ceramics in Automotive Applications" Ceramic Engineering and Science Proceedings Vol. 5 nº5-6 pag.408-439 (1.984)

SOBRE CIERTOS METODOS NUMERICOS PARA EL TRATAMIENTO DE SINGULARIDADES EN PROBLEMAS DE ELASTICIDAD.

Carlos Conde, Luis Gavete y Francisco Michavila

Departamento de Cálculo Numérico e Informática. E.T.S.I. de Minas. Universidad Politécnica de Madrid.

En la presente comunicación se analizan dos métodos numéricos para el tratamiento de problemas de contorno que presenten singularidades en la frontera del dominio en el que estén definidos. Dichos métodos han sido objeto de estudio en el Departamento de Cálculo Numérico e Informática de la E.T.S.I. de Minas de Madrid y se muestran algunos resultados con ellos obtenidos, así como una descripción de los casos singulares que tienen lugar en dominios no convexos, que no presentan cambios en sus condiciones de contorno.

An analysis of two numerical techniques for treatment of boundary problems with singularities is made. This techniques were studied in the Department of Numerical Analysis of the School of Mines of Madrid. Some results are presented. A brief description of singular cases which occur in non convex domains with regular boundary conditions is made.

1. INTRODUCCION

Las ecuaciones propias de la elasticidad, con condiciones de contorno regulares, pueden ser resueltas de modo aproximado por el método de Elementos Finitos sin graves dificultades, siempre que se planteen sobre dominios convexos cuya frontera no presente puntos singulares.

Es en el momento en que aparecen singularidades, bien sea debidas a la continuidad de las condiciones de contorno, bien sea por la forma de la frontera, o por otros motivos, cuando el método de elementos finitos, en su forma clásica no obtiene buenos resultados.

En efecto, es sabido [4], [12] que mientras el error que se comete por aplicación del método a problemas sin singularidades es del orden de h^2 en el caso de pretender resolver un problema con singularidades las acotaciones del error en los entornos de los puntos singulares son de orden menor ([12], [19]) y en muchos casos la solución obtenida diferirá enormemente de la real.

Para vencer esta dificultad se han propuesto diferentes técnicas de modificación del método clásico. Entre ellas cabe señalar las siguientes:

- . Refinamiento local del mallado.
- . Aumento del espacio de funciones test (empleo de funciones singulares) [6].
- . Uso de elementos singulares, bien sea elementos isoparamétricos de generados ([3], [5], [9], [11]) bien sea introducir una modificación en las funciones de base ([1], [2], [9], [17]).

De ellos, son los del último grupo con los que se ha trabajado en los últimos años en el Departamento de Cálculo Numérico e Informática de la E.T.S.I. de Minas de Madrid y los que aquí presentaremos brevemente junto con los principales resultados obtenidos.

2. MODELIZACION DE FISURAS MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS DEGENERADOS.

Sea $\Omega \subset \mathbb{R}^3$ un abierto acotado de frontera $\partial\Omega = \partial\Omega_1 \cup \partial\Omega_2$. Consideremos un problema de contorno de elasticidad tridimensional definido por el sistema de ecuaciones en derivadas parciales siguiente:

$$\left. \begin{aligned} |D|^t \{ \sigma \} + \{ f \} &= 0 \text{ en } \Omega \\ \{ u \} &= \{ \hat{u} \} \text{ en } \partial\Omega_1 \\ [N] \{ \sigma \} &= \{ \hat{\sigma} \} \text{ en } \partial\Omega_2 \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

donde por la ley constitutiva para un material elástico lineal homogéneo e isotropo, y por la relación deformaciones-desplazamiento se sabe que:

$$\{ \sigma \} = [E] \{ \epsilon \}$$

$$\{ \epsilon \} = [D] \{ u \}$$

siendo $\{ \sigma \}$ el tensor de tensiones, $\{ \epsilon \}$ el de deformaciones, $\{ u \}$ el vector de desplazamientos, $\{ f \}$ el vector de fuerzas internas por unidad de volumen, $\{ \hat{u} \}$ el vector de desplazamientos fijado en el trozo de frontera $\partial\Omega_1$, $\{ \hat{\sigma} \}$ las tensiones impuestas en el trozo de frontera $\partial\Omega_2$, $[D]$ un operador diferencial matricial, con:

$$\{\sigma\} = \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{Bmatrix}, \{\varepsilon\} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{Bmatrix}, [D] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial z} & \frac{\partial}{\partial y} \\ \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix}, \{u\} = \begin{Bmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{Bmatrix}, \{f\} = \begin{Bmatrix} f_x \\ f_y \\ f_z \end{Bmatrix}$$

$$E = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix}, \{\hat{\sigma}\} = \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \end{Bmatrix}, [N]^t = \begin{bmatrix} n_x & 0 & 0 \\ 0 & n_y & 0 \\ 0 & 0 & n_z \\ n_y & n_x & 0 \\ 0 & n_z & n_y \\ n_z & 0 & n_x \end{bmatrix}$$

donde E es el módulo de Young, ν el de Poisson y n_x y n_y son las componentes del vector unitario normal a $\partial\Omega$.

Sea Ω un dominio como el de la figura 1. En dicho dominio aparece una línea singular, que se ha hecho coincidir con el eje z. Stephan y Whiteman [19] han demostrado que, en estas condiciones, en coordenadas cilíndricas, la parte dominante singular de la solución para los desplazamientos es de la forma

$$r^{\pi/\alpha} \operatorname{sen} \frac{\pi\theta}{\alpha} z \quad (2)$$

En el caso en que $\alpha = 2\pi$, como corresponde al caso de una fisura, la expresión de la tensión en puntos cercanos a la misma presentará un término principal de la forma $k r^{-1/2}$, habiendo en el problema una arista de puntos singulares en los que la tensión tiende a infinito.

El empleo de elementos finitos degenerados que ha sido tratado en numerosas publicaciones ([3], [5], [11], [14], [17], ...) permite, mediante una adecuada localización de los nodos en los elementos a los que pertenezca el punto singular, obtener funciones cuyo gradiente sea del orden de $(r^{-1/2})$. Para ello basta disponer los nodos próximos a la línea de fractura a $\ell/4$ de distancia de dicha línea, donde ℓ es la longitud del lado correspondiente del elemento (figura 2).

Mediante esta técnica se han realizado estudios de diferentes modelos bi y tridimensionales.

Los resultados así obtenidos pueden todavía mejorarse empleando los denominados elementos de transición, descritos en [5], [9], [13], [15], colaterales a los singulares y en los que los nodos homólogos a los desplazados en el elemento singular, son también desplazados pero ahora no a $\ell/4$ sino a una distancia que vendrá determinada en función de la geometría del modelo.

Estas técnicas se aplicaron, entre otros, al estudio de una barra cilíndrica de diámetro $2b$ (figura 3) presentando en su centro una fisura circular - de diámetro $2a$, sometida a tensión σ en modo I. La figura 4 recoge el modelo realizado. En ella, la zona rayada corresponde a la zona singular que en un caso fue modelizada sólo con elementos singulares (Figura 5) y en otro con elementos singulares y elementos de transición (Figura 6) con dichos modelos y para diferentes valores de a y b se realizó la evaluación de la función $F(a/b)$ - que permite determinar el valor de K_I mediante la fórmula propuesta en [7] :

$$K_I = 2\sigma \left(\frac{a}{\pi}\right)^{1/2} \cdot F\left(\frac{a}{b}\right) \quad (3)$$

Los resultados obtenidos junto al error cometido respecto a los valores que para este caso propone Hellen [7] se recogen en la figura 7.

En tres dimensiones se ha estudiado el caso reflejado en la figura 8. -- Por la existencia de simetrías se ha modelizado la cuarta parte según aparece en la figura 9. Los detalles de la zona más próxima a la línea de fisuración - se recogen en la figura 10, mientras que la figura 11 refleja los resultados - obtenidos trabajando únicamente con elementos singulares y empleando elementos isoparamétricos de lados curvos con 20 nodos y para diferentes órdenes de integración. En dicha gráfica aparece el valor de K_I/K_0 , donde K_I es el factor de intensificación de tensiones calculado según la fórmula de Manu [10]

$$K_I = \frac{E\phi}{2(1-\nu^2)} \sqrt{\left(\frac{\pi}{2l_C}\right)} \left[2u_{zB} - u_{zC} + 2u_{zE} - u_{zF} + u_{zD} + \frac{1}{2} \eta (-4u_{zB} + u_{zC} + 4u_{zE} - u_{zF}) + \frac{1}{2} \eta^2 (u_{zF} + u_{zC} - 2u_{zD}) \right]$$

siendo l_C la longitud del elemento en el sentido normal a la grieta y $u_{zB}, u_{zC}, u_{zD}, u_{zE}$ y u_{zF} los desplazamientos según el eje z de los puntos B, C, D, E y F de la figura 12.

La comparación de estas curvas con las propuestas por otros autores muestran que en 3 dimensiones esta técnica es menos precisa. Como se señala en [18] los resultados mejoran si en vez de situar los nodos exactamente a la distancia $l/4$ de la línea singular se sitúan en una posición próxima $(1/4+\epsilon)$ pero -- sin alcanzarla. La figura 13 muestra esta mejora situando los nodos a la distancia $(0.26xl)$. Cabe esperar por otra parte una mejora de los resultados anteriores mediante el empleo de elementos de transición como los antes citados.

En resumen pueden señalarse sobre el método anterior las características siguientes:

- . Los elementos finitos degenerados pueden aplicarse utilizando un programa estándar con elementos finitos isoparamétricos.
- . Se mejora la aproximación obtenida al emplear elementos de transición además de los singulares.
- . No se pierde la estructura en banda simétrica de la matriz de rigidez.
- . La importancia del elemento de transición depende de la relación entre el -- diámetro del elemento singular y la longitud de la fisura a modelizar.

- . El empleo de elementos isoparamétricos degenerados cuadráticos es adecuado para el estudio de problemas de contorno bidimensionales en los que la parte principal del desarrollo de la solución sea $O(r^{-1/2})$
- . En problemas tridimensionales el elemento singular con nodos trasladados a $\ell/4$ no ofrece un comportamiento tan preciso. Parece aconsejable localizarlos en una situación próxima pero no coincidente con ella.
- . La complejidad de los modelos en tres dimensiones hacen de sumo interés la generación automática del mallado y las técnicas de subestructuración.
- . En los problemas de tres dimensiones con lados de grieta curvos hay que tener cuidado al utilizar los elementos isoparamétricos degenerados debido a que aparecen en el cálculo del jacobiano condiciones adicionales que deben cumplirse.

3. MODELIZACION MEDIANTE ELEMENTOS CON FUNCIONES DE BASE MODIFICADAS.

La expresión (2) constituye tan sólo la parte principal del desarrollo de la solución de desplazamientos en puntos próximos a la línea singular. — Una escritura más completa de dicha solución revelaría la presencia de términos como los siguientes:

$$\sum_{j=1}^{\infty} k_j(\theta, \alpha, z) r^{j\pi/\alpha}$$

Con ello la tensión en cada punto próximo a la línea singular presentará un desarrollo en serie del tipo:

$$k'(\theta, \alpha, z) r^{-\pi/\alpha} + \sum_{j=1}^{\infty} k'_j(\theta, \alpha, z) r^{j\pi/\alpha}$$

Una de las formas de tener en cuenta más sumandos de la expresión anterior, además del principal, es debida a Akin [1], [2] y en resumen consiste en utilizar como funciones de base del elemento polinomios racionales en lugar de los clásicos. Con su método se logra, además, poder tratar singularidades del tipo $r^{-\lambda}$ y no sólo $r^{-1/2}$ como ocurría con el empleo de elementos isoparamétricos degenerados que se describió anteriormente.

En efecto, situándonos en R^2 por mayor simplicidad, y considerando una singularidad del tipo $r^{-\lambda}$ (esto es, suponiendo que el ángulo formado por las líneas limítrofes de la singularidad es tal que $\pi/\alpha=1-\lambda$) y designando al punto singular como nodo 1 de los elementos que en él concurren, el método de Akin consiste en tomar las funciones de base sobre el elemento de referencia en la forma:

$$\begin{aligned} \psi_1(\xi, \eta) &= 1 - \frac{W(\xi, \eta)}{R(\xi, \eta)} \\ \psi_j(\xi, \eta) &= \frac{\psi_j(\xi, \eta)}{R(\xi, \eta)} \quad (2 \leq j \leq n) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{con } W(\xi, \eta) &= 1 - \psi_1(\xi, \eta) \\ R(\xi, \eta) &= (W(\xi, \eta))^\lambda \end{aligned}$$

siendo ψ_j las funciones de base habitualmente utilizadas en los elementos isoparamétricos correspondientes, ξ, η coordenadas genéricas de un punto cualquiera del elemento de referencia y N_n el número de nodos del elemento empleado.

Puede comprobarse [17][11] que las funciones así definidas verifican - -

$$\sum_{j=1}^{N_n} \psi_j(\xi, \eta) = 1$$
y son compatibles con elementos isoparamétricos conformes, es-

to es, su restricción a los lados que no tienen el punto singular como vértice es la misma que los de las funciones de base de los elementos conformes. Con ello su uso puede realizarse sin ningún problema combinándolos con elementos finitos clásicos para las zonas regulares del dominio.

Como se recoge en [11], para el caso particular de $\lambda = \frac{1}{2}$, el elemento triangular de tres nodos presenta un comportamiento radial que recoge el término en $r^{1/2}$, el de cuatro nodos (figura 14) $C_1 r^{1/2} + C_2 r^{3/2}$, el de seis nodos recoge, además de la parte regular de la solución los términos $C_1 r^{1/2} + C_2 r^{3/2} + C_3 r^{5/2} + \dots$. En la citada referencia se encontrará asimismo el estudio de los cuadriláteros de cuatro, seis y ocho nodos. Dichos elementos presentan comportamientos similares si bien introducen además un término de distorsión. Análogos resultados podrían obtenerse en dimensión tres.

Todo lo anterior hace pensar que los elementos de Akin pueden resultar ser un método apropiado para el tratamiento numérico de las singularidades en problemas de contorno especialmente cuando estos son del tipo $r^{-\lambda}$ con $\lambda \neq 1/2$, es decir, siempre que el ángulo entre dos lados adyacentes del contorno medido por el interior del dominio sea tal que $\pi < \alpha < 2\pi$, en cuyo caso tendremos singularidades cuyo término principal es del tipo (ver figura 15) $r^{\pi/\alpha}$ y cuya derivada sería $\frac{r}{(1-\pi/\alpha)}$ y tiende a ∞ siempre que $(1-\pi/\alpha) > 0$, es decir siempre que $\alpha > \pi$. Evidentemente el valor máximo de α es 2π . Por tanto tendremos que $1 > \pi/\alpha > \frac{1}{2}$. Si representamos los valores de $d(r^{\pi/\alpha})/dr$ para distintos valores de α en π y 2π tendremos la figura 16. Como vemos la singularidad más fuerte se produce para $\alpha = \pi/2$ y la más suave para $\alpha = \pi + \epsilon$. Todo lo anterior origina la extensión de este método siempre que estudiemos dominios no convexos en dos o tres dimensiones. Por tanto diremos que una condición necesaria y suficiente para que en un dominio elástico dado no existan singularidades (siempre que la condición de contorno no varíe) es que dicho dominio sea convexo y esté sometido a un campo de cargas uniforme.

REFERENCIAS

- /1/ Akin, J.E. The generation of elements with singularities, Int. J. Num. Meth., Vol. 10 10, pp.1249-1259, (1976).
- /2/ Akin, J.E. Elements for the analysis of line singularities, MAFELAP-1978, Ed. Academic Press, pp.65-75, (1979).
- /3/ Barsoum, R.S., On the use of isoparametric finite elements in linear-fracture mechanics, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 10, pp.25-37, (1976).
- /4/ Ciarlet, Ph.G., Raviart, P.A. General Lagrange and Hermite Interpolation in R^n with applications to finite elements, Arch. Rat. Mech. Anal. Vol. 46, pp. 177-199(1972).
- /5/ Conde, C. Mecánica de fractura de materiales metálicos, Universidad de Verano de Gijón, 1984. (A aparecer).

- /6/ Fix. G., Higher-Order Rayleigh-Ritz approximations, J. Math. Mech., Vol. 18, pp. 645-657, (1969).
- /7/ Hellen, T.K., On the method of virtual crack extensions, Int. J. Num. Meth. Eng., Vol. 9, pp 187-207 (1975).
- /8/ Hensell, R.D., Shaw, K.G., Crack tip finite element are unnecessary, Int. - J. Num. Meth. Eng., Vol. 9, pp 495-507, (1975).
- /9/ Lyn, P.P., Ingraffea, A.R., Transition elements to be used with quarter-tip element, Int.J. Num. Meth. Eng., Vol.6, pp 1031-1036, (1978).
- /10/ Manu, C., Pure opening mode for stress intensity factor computation for elliptical crack fronts, Int. J. Num. Meth. Eng., pp. 387-390, (1984).
- /11/ Michavila, F. Sobre diferentes métodos numéricos de resolución de problemas de contorno singulares, Seminarios de Análisis Numérico 1984-85. Publicaciones de la Cátedra de Cálculo Numérico e Informática de la E.T.S. I. de Minas de Madrid, (a aparecer).
- /12/ Michavila, F. ; Gavete, L., Aproximación de un problema elíptico singular mediante elementos finitos isoparamétricos degenerados, Rev. Real Academia de las Ciencias (1985).
- /13/ Michavila, F., Gavete, L., On the use of quadratic transition elements, Proceedings of the 3rd Int. Conf. on Num. Meth. in Fracture Mech., Ed. Pineridge Press, pp 95-111, (1984).
- /14/ Michavila, F., Gavete, L., Sobre el tratamiento numérico de singularidades tridimensionales. Rev. Real Ac. de las Ciencias, sesión científica - del 6 de Febrero de 1985, (a aparecer).
- /15/ Michavila, F., Gavete, L., Conde, C., Una aplicación de elementos finitos isoparamétricos en la modelización de ciertas singularidades que aparecen en problemas de grietas, Anales de Ingeniería Mecánica, Num. 1, pp.104-113 (1982).
- /16/ Miyazaki, N., Watanabe, T., Yagawa, G., Calculation of stress intensity factors of surface cracks in complex structures: Application of efficient computer program EPAS-J1, Num. Eng. and Design. Vol, 68, pp.71-85 (1981).
- /17/ Oden, J.T., Carey, G.F., Finite elements: A second course, Ed. Prentice Hall, 1983.
- /18/ Peano, A., Pasini, A., A warning against misuse of quarter point elements, Int. J. Num. Meth. Eng., pp.314-319, (1982).
- /19/ Stephan, E., Whiteman, J.R., Singularities of the Laplacian at corners and edges of three-dimensional domains and they treatment with finite elements methods, Tech. Rep, Bicom 81/1, Int. of Compt. Math. Brunel V (1981).
- /20/ Yagawa, G., Ichimiya, M., Ando, Y., Two and three-dimensional analysis of stress intensity factors based on discretization error in finite elements, Num. Meth in Fracture Mech., Ed. Pineridge Press, pp. 249-267, (1978).

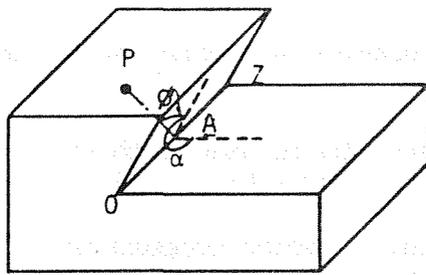


Fig.1 -

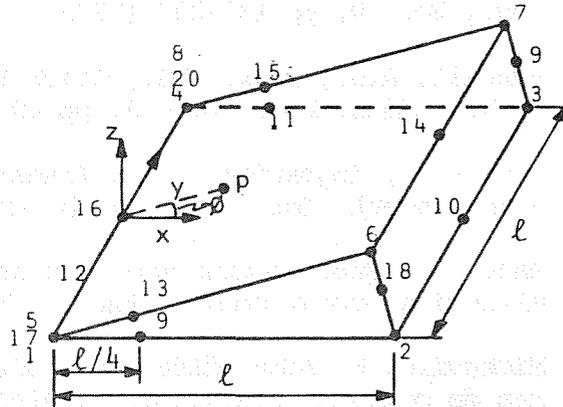


Fig.2 - Elemento singular de 20 nodos

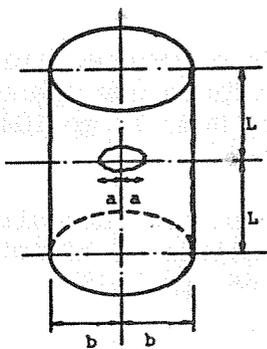


Fig.3 - Barra cilíndrica con fisura central

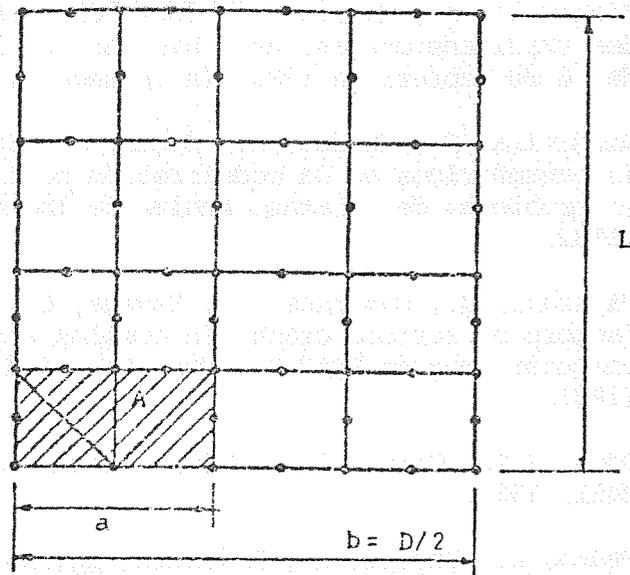


Fig.4 - Modelo axialmente simétrico de la barra cilíndrica.

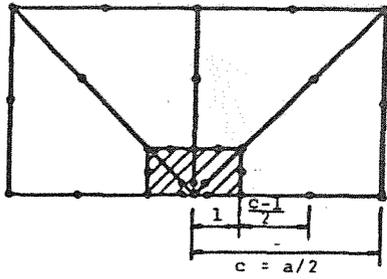


Fig.5 - Detalle del modelo con elemento singular.

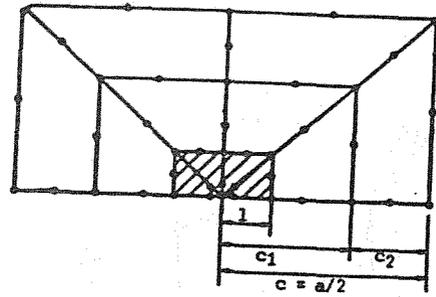


Fig.6 - Detalle del modelo con elemento singular y dos elementos de transición.

Valor de a/b	F(a/b) propuesta en [4]	Valores de F(a/b) hallados y error cometido respecto a [7]							
		Sin elementos de transición		Con 1 elemento de transición		Con 2 elementos de transición		Con 2 elem. de transición sin desplazar todos cent. 7	
		F(a/b)	Error %	F(a/b)	Error %	F(a/b)	Error %	F(a/b)	Error %
0.1	1.01	1.082	6'93	1.016	0'59	1.008	-0'20	1.008	-0'20
0.2	1.01	1.091	7'92	1.024	1'38	1.017	0'69	1.016	0'60
0.3	1.03	1.099	6'80	1.032	0'19	1.022	-0'78	1.023	-0'68
0.4	1.07	1.140	6'54	1.070	0'0	1.064	-0'56	1.064	-0'56
0.5	1.12	1.191	6'25	1.117	-0'27	1.117	-0'27	1.117	-0'27

Fig.7 -

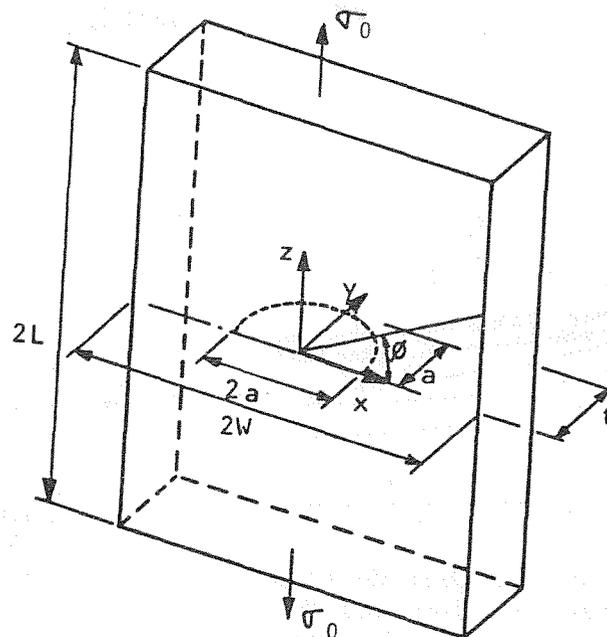


Fig.8 - Placa sometida a tensión uniforme con grieta circular en su centro.
 $a/t = 0.4$, $\frac{L}{t} = 2.5$, $\frac{a}{W} = 0.2$

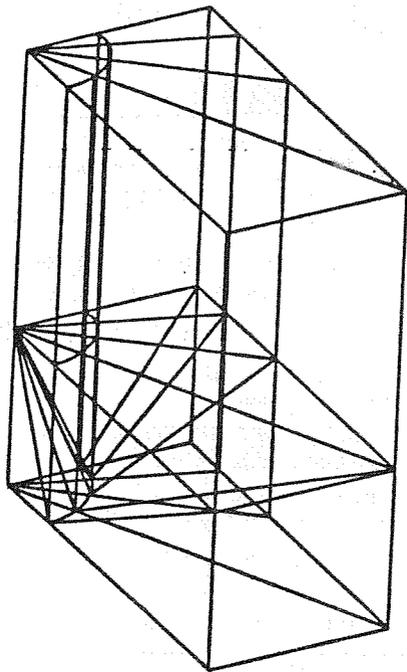


Fig.9 - Modelo de placa tridimensional.

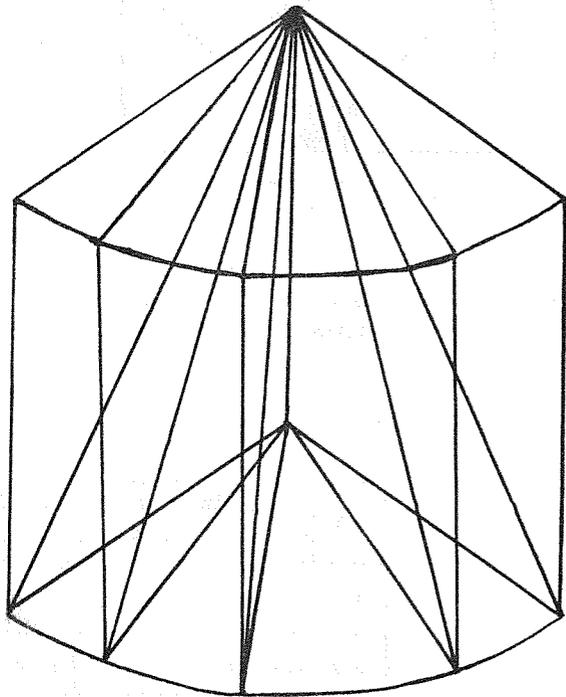


Fig.10 - Detalle de la zona sobre la fisura en el modelo de placa tridimensional.

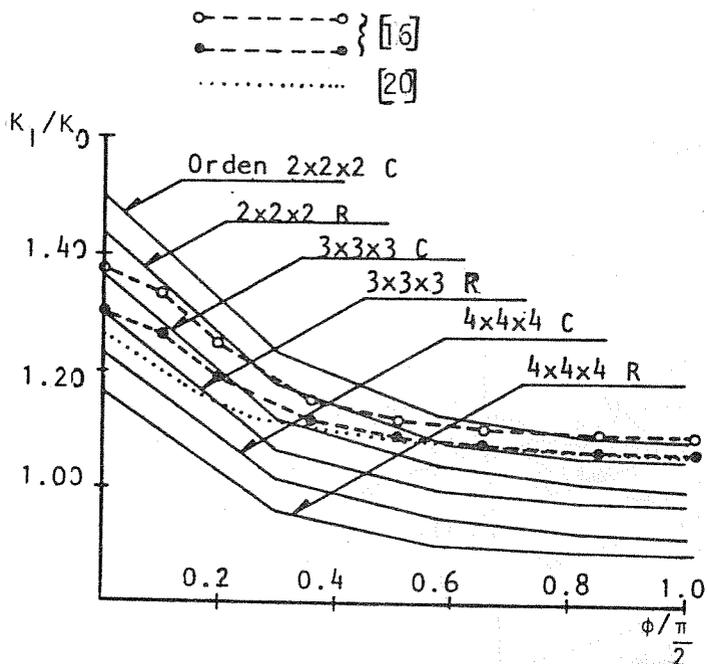


Fig. 11 - Resultados con el modelo de figuras anteriores con elementos de lados curvos (c) y de lados rectos (R) para diferentes órdenes de integración.

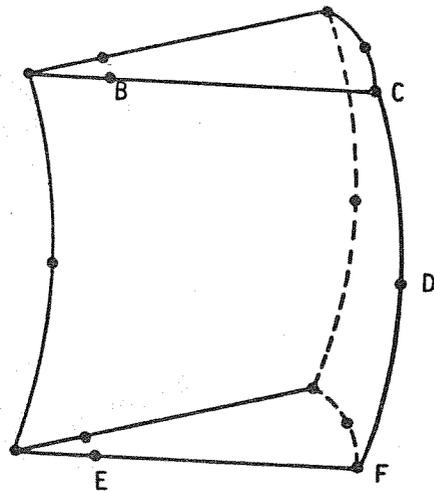


Fig.12 - Elemento isoparamétrico degenerado de lados curvos.

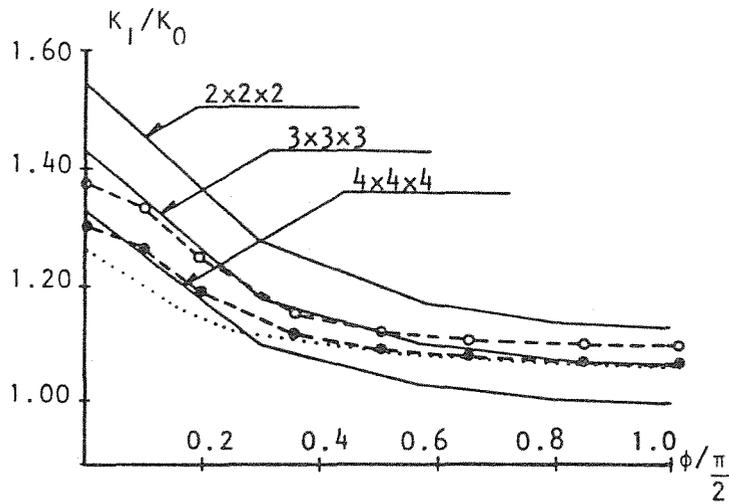


Fig. 13 - Modelo con elementos de lados curvos con nodos desplazados a 0.26 l.

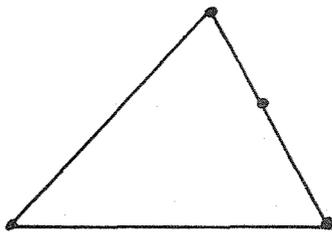


Fig.14 - Elemento triangular de 4 nodos
 $\frac{d(r^{-\pi/\alpha})}{dr}$

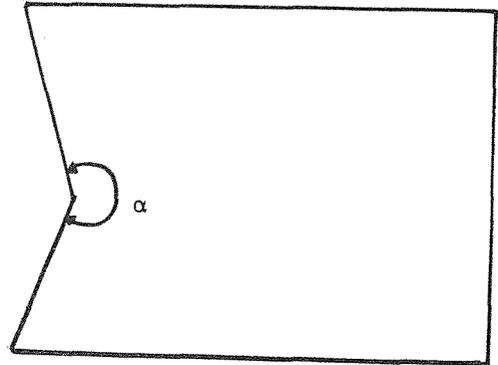


Fig.15 -

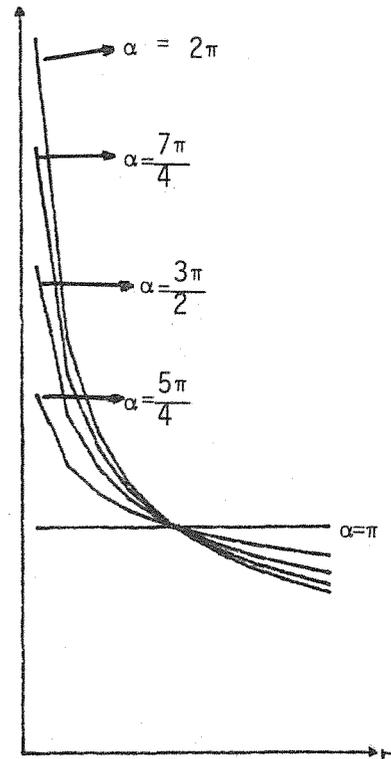


Fig. 16

ESTUDIO DE LA DIFUSION DE HIDROGENO EN MATERIALES METALICOS

M.A. Astiz

Departamento de Física de Materiales.
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid
Ciudad Universitaria

28040 - Madrid

RESUMEN

Se aplican las leyes de Fick para describir el proceso de difusión de hidrógeno en una matriz metálica. La ecuación diferencial que gobierna el fenómeno acopla las concentraciones de hidrógeno y el estado tensional. La resolución de dicha ecuación se realiza por el método de los residuos ponderados y mediante una discretización por elementos finitos. El método se aplica al análisis de una barra cilíndrica entallada ensayada a tracción en atmósfera de hidrógeno.

SUMMARY

Fick's laws are applied to describe hydrogen diffusion in a metallic material. The differential equation which governs the process couples hydrogen concentration to the state of stress. Weighted residuals method along with a finite element discretization are used to solve this equation. the present method is applied to the analysis of a cylindrical notched bar which is tested in hydrogen atmosphere.

1.- INTRODUCCION

La fragilización por hidrógeno es un fenómeno sobradamente conocido /1, 2/. El hidrógeno puede penetrar en el material por dos caminos. El primero consiste en un proceso electrolítico que se puede simular mediante polarización catódica. El segundo resulta de sumergir al material en una atmósfera de hidrógeno gaseoso; este proceso se acelera a altas presiones y temperaturas.

La presencia de hidrógeno en un material metálico cambia algunas de sus propiedades mecánicas mientras que no afecta a otras. A grandes rasgos, las características deformacionales (módulo de elasticidad, límite elástico, curva tensión-deformación, dureza) permanecen constantes; sólo se ven afectadas las propiedades relacionadas con la fractura (ductilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga) /3/.

El transporte de hidrógeno a las áreas críticas donde se inicia la fractura incluye procesos de adsorción, absorción y transporte interno (difusión y movimiento de dislocaciones). El objeto de esta comunicación consiste en proponer un modelo numérico que permita analizar la fase de difusión a través de la matriz metálica.

2.- DESCRIPCION DEL MODELO

El transporte del hidrógeno en el interior del material metálico se realiza mediante dos mecanismos. Uno de ellos es el de difusión a través de la matriz metálica /4/ y el otro consiste en el movimiento de dislocaciones y con ellas de los átomos de hidrógeno que se concentran en las zonas de gran densidad de dislocaciones /5/. El primer mecanismo prevalece cuando las deformaciones plásticas son pequeñas mientras que el segundo es el mecanismo dominante en caso contrario.

En lo que sigue consideraremos que el mecanismo de difusión es el que gobierna el transporte de hidrógeno y que se produce a temperatura constante. Además se supondrá que las trampas están saturadas de hidrógeno y que su existencia se puede tener en cuenta definiendo una difusividad efectiva que se supondrá también constante. En estas condiciones el flujo de hidrógeno, q , se puede expresar en función del gradiente de la concentración de hidrógeno, c , y del gradiente de la tensión hidrostática, s , mediante la primera ley de Fick modificada /4/:

$$q = -D \left(\nabla c - \frac{V^*}{RT} c \nabla s \right) \quad (1)$$

donde D es el coeficiente de difusión, V^* el volumen molar parcial de hidrógeno, R la constante universal de los gases y T la temperatura absoluta.

Aplicando la segunda ley de Fick se obtiene la ecuación diferencial que gobierna el fenómeno:

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

en la cual el último término se puede suprimir para materiales elásticos y en ausencia de tensiones residuales de acuerdo con las ecuaciones de Beltrami.

El problema matemático a resolver supone que el dominio de validez de la ecuación (2) es el interior Ω del material y que las condiciones de contorno son,

$$c = \bar{c} \quad \text{en} \quad \Gamma_c \quad (3)$$

$$\mathbf{q} \cdot \mathbf{n} = -D \left(\nabla c - \frac{V^*}{RT} c \nabla s \right) \cdot \mathbf{n} = \bar{q} \text{ en } \Gamma_q \quad (4)$$

donde se supone que el contorno Γ se descompone en Γ_c y Γ_q y \mathbf{n} es el vector normal exterior a Γ .

Se discretiza el material usando elementos finitos y se aproxima la concentración de hidrógeno, c , mediante un conjunto de valores nodales, c_j , y sus correspondientes funciones de forma N_j de tal forma que,

$$c = N_j c_j \quad (5)$$

donde se supone que los subíndices repetidos representan una sumatoria implícita. Si se aplica el método de los residuos ponderados (tipo Galerkin) se puede deducir una versión discretizada de la ecuación diferencial (2) de la forma /6, 7/:

$$\mathbf{M} \mathbf{c} + \mathbf{H} \mathbf{c} = \mathbf{K} \mathbf{c} + \mathbf{p} \quad (6)$$

donde,

$$M_{ij} = \int_{\Omega} N_i N_j d\Omega \quad (7)$$

$$H_{ij} = \int_{\Omega} D \nabla N_i \cdot \nabla N_j d\Omega \quad (8)$$

$$K_{ij} = \int_{\Omega} \frac{DV^*}{RT} \nabla N_i \cdot \nabla s N_j d\Omega \quad (9)$$

$$p_j = - \int_{\Gamma_q} N_j \bar{q} d\Gamma \quad (10)$$

La integración temporal de la ecuación (6) se realiza mediante un esquema de recurrencia de dos puntos tipo diferencia hacia atrás que es incondicionalmente estable /7/. Esto se puede hacer así porque el acoplamiento entre el problema de tensiones y el de difusión sólo se produce en una dirección: el estado de tensiones incide sobre la distribución de concentraciones pero, en el presente estado del modelo, la distribución de concentraciones no influye sobre el estado tensional. En una etapa más avanzada se puede pensar en hacer un modelo del proceso de rotura del material en función del contenido de hidrógeno y del estado de tensiones.

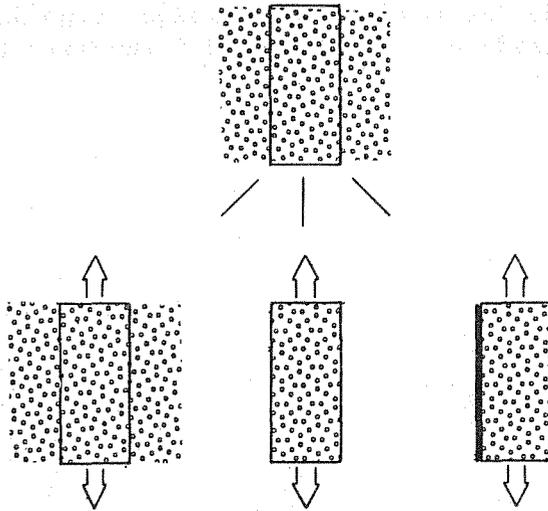
3.- APLICACIONES

Este método permite estudiar una gran variedad de situaciones experimentales y reales sin más que variar las condiciones de contorno y la historia de cargas. Algunas de estas situaciones se han representado en la figura 1. El tipo de ensayos descrito en la figura 1.a consiste en cargar de hidrógeno la probeta y posteriormente ensayarla ya sea en ambiente de hidrógeno, en la atmósfera o aplicando un recubrimiento que impida que el hidrógeno se escape. Otra posibilidad (Fig. 1.b) consiste en que el ensayo mecánico y el proceso de carga sean simultáneos pudiendo incluso favorecer la entrada de hidrógeno en puntos determinados (entallas, soldaduras, fisuras, etc.).

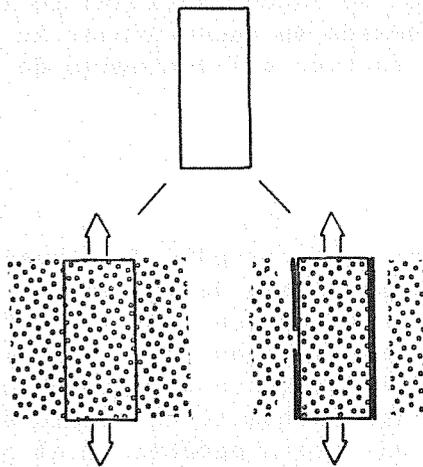
Como ejemplo de aplicación práctica se presenta el caso de una probeta cilíndrica entallada sometida a tracción hasta un alargamiento total de 0,1 mm., en un tiempo de 25000 s y manteniéndose posteriormente este alargamiento constante. Las condiciones iniciales son de concentración constante, c_0 , y las condiciones de contorno suponen una impermeabilización absoluta frente al paso de hidrógeno. Para este estudio se ha tomado $D = 5 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ y $V^*/RT = 0,0008 \text{ m}^2/\text{MN}$. Los resultados a largo plazo (100.000 s.), están descritos en la figura 2.

REFERENCIAS

- /1/ Kazinczy, F., J. of the Iron and Steel Institute, 177, pp. 85, (1954).
- /2/ Troiano, A.R., Trans. ASM, 52, pp. 54, (1960).
- /3/ Gutiérrez-Solana, F., Tesis, U.P.M., (1981).
- /4/ Van Leeuwen, Engineering Fracture Mechanics, 6, pp. 141, (1974).
- /5/ Ochiai, S., Yoshinaga, S., Kikuta, Y., Trans. ISIJ, 15, pp. 503, (1975).
- /6/ Astiz, M.A., en "Numerical Methods for Non Linear Problems", 2, Pineridge - Press, (1984).
- /7/ Astiz, M.A., en "Computational Methods for Non Linear Problems", Pineridge Press, (1985).

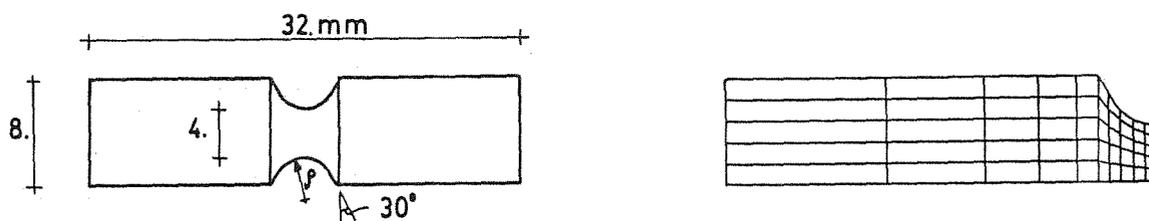


a. Carga de hidrógeno previa.

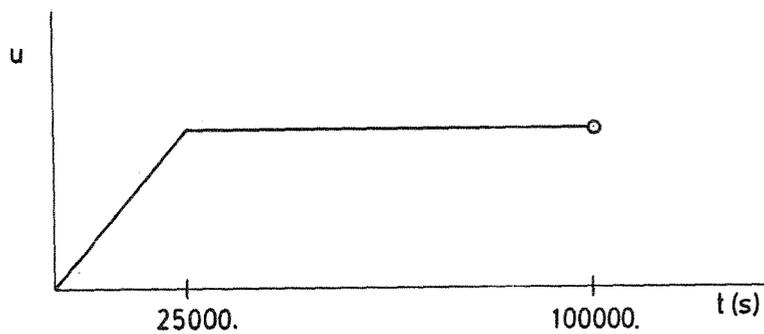


b. Carga de hidrógeno y sollicitación mecánica simultánea.

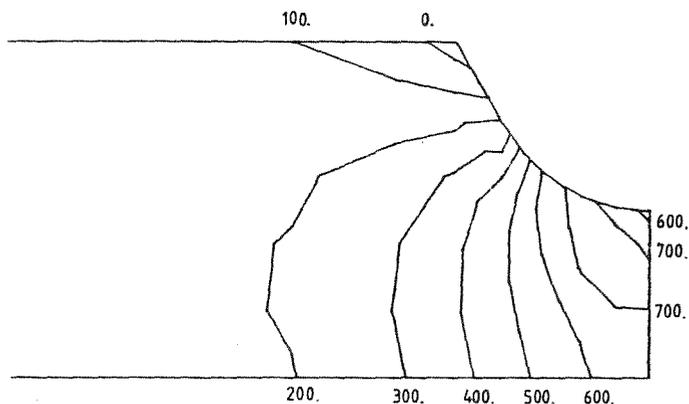
Fig. 1. Ejemplos de situaciones experimentales.



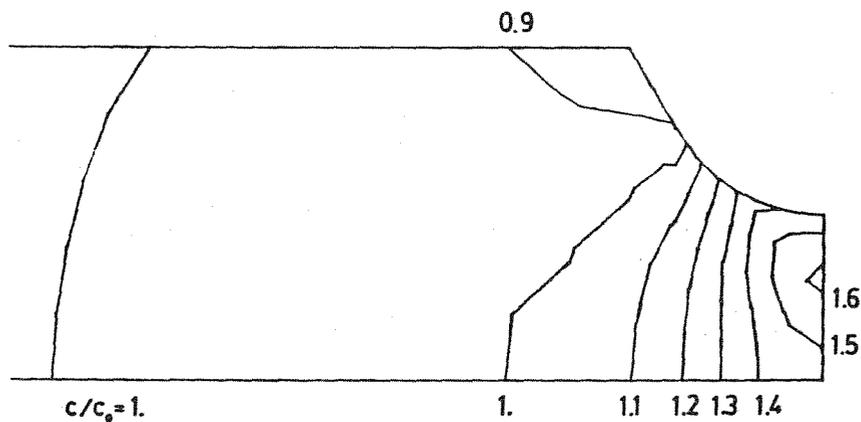
a. Definición geométrica.



b. Historia de cargas.



c. Contornos de igual tensión hidrostática. (MPa)



d. Contornos de igual concentración de hidrógeno.

Fig. 2. Ejemplo de aplicación práctica.

CONSIDERACION DEL CIERRE EN LA PREDICCIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS BAJO CARGA IRREGULAR

Gil Martínez J.J., Domínguez Abascal J.

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Sevilla

Av. Reina Mercedes, s/n 41012-SEVILLA

Resumen: En este trabajo se pone de manifiesto la influencia de las condiciones consideradas cuando se aplica el concepto del cierre de grieta a la predicción del periodo de propagación en el caso de registros de cargas de amplitud variable.

Summary: The influence of the different stress states considered in the application of the crack closure concept to the predictions about the propagation period in fatigue under variable amplitude loads is shown in this work.

1.- INTRODUCCION

El estudio de la evolución de una grieta, cuando sobre ésta se aplican cargas de amplitud variable, resulta en principio complejo, debido a la necesidad de tener en cuenta el efecto de secuencia que se produce.

Las técnicas que normalmente se utilizan, se basan principalmente en establecer una correlación entre las características del problema particular y los datos de amplitud constante que se obtienen a partir de los ensayos.

De forma general, éstas pueden clasificarse en dos tipos:

* Aproximación estadística propuesta por Barson /1/.

* Aproximación ciclo a ciclo.

Tanto una como otra aplican las características particulares del registro de cargas, geometría, material, etc. a un determinado modelo analítico para describir el comportamiento de la grieta.

En el presente trabajo, se analiza la influencia de las condiciones consideradas, Tensión, Deformación plana o intermedias, al incluir el concepto del Cierre de grieta propuesto por Elber /2/, con objeto de describir de forma más aproximada el crecimiento de la grieta.

La simulación del mismo emplea la aproximación ciclo a ciclo, incluyendo un modelo de retardo.

El problema básico en la aplicación de este concepto es la determinación de la tensión de apertura (S_{ap}), o tensión a la cual la grieta se considera que está completamente abierta. Newman /3/ propone una aproximación analítica para su determinación, basada en la modificación del modelo de Dugdale /4/, en función de α , factor de constricción plástica, para tener en cuenta las condiciones consideradas.

Los resultados de Newman pueden ser ajustados de acuerdo con Bell y Wolfman /5/ por una expresión del tipo:

$$C_f = C_{f-1} + (C_{f0} - C_{f-1}) * (1 + R)^P \quad (1)$$

Donde C_f es la relación entre la tensión de apertura y la máxima aplicada, indicando los subíndices los valores particulares de la misma para $R = -1$ y $R = 0$, siendo R el coeficiente de asimetría del ciclo.

La relación C_f depende del parámetro α , variando éste entre $\alpha=1$ para tensión plana y $\alpha=3$ en el caso de deformación plana de acuerdo con Broeck /6/.

2.- BASE EXPERIMENTAL

Como base de datos experimentales se seleccionaron los resultados del programa de ASTM "Round-Robin Crack Growth Prediction on Center-Crack Tension Specimens Under Spectrum Loading" /7/.

El material empleado en el mismo es la aleación de aluminio 2219-T851 siendo sus características:

Factor crítico de intensidad de tensiones (K_{Ic}) : 70.8 MPa \sqrt{m}

Límite elástico (σ_e) : 358.3 MPa

La probeta empleada corresponde al tipo "Center-Crack", cuyas dimensiones se recogen en la figura 1.

Para esta geometría, el incremento del factor de intensidad de tensiones - tiene la expresión /8/:

$$\Delta K = \Delta P/B \sqrt{\pi\theta/2W \sec (\pi\theta/2)} \quad (2)$$

Donde:

$$\theta = 2a/W \quad \Delta P = M_{\max} - P_{\min}$$

Siendo P la carga aplicada sobre la probeta,

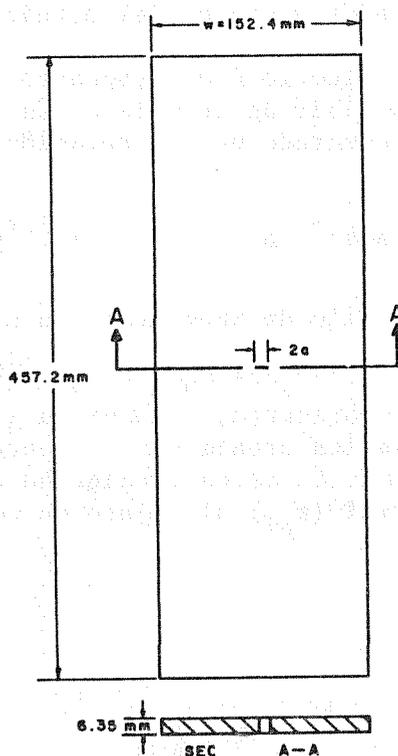


Fig. 1 Probeta "Center-Crack"

Los resultados experimentales que servirán de base de comparación pueden encontrarse en el programa de ASTM /7/.

3.- PREDICCIÓN DEL CRECIMIENTO BAJO CARGA IRREGULAR

El primer problema que se plantea al realizar una estimación del comportamiento de una grieta, es la selección de un modelo analítico que lo describa -- con la suficiente aproximación.

Debido a que no existe un criterio objetivo que permita la elección de un determinado modelo, ésta normalmente se basa en estudios comparativos entre los distintos modelos. Así, partiendo de la experiencia anterior /9, 10/ se propone para el caso particular en estudio una modificación del propuesto por Forman et al. /11/, cuya expresión es:

$$da/dN = C (\Delta K_{ef} - \Delta K_0)^n / (1 - (K_{max}/K_c)^2) \quad (3)$$

Donde ΔK_{ef} es el incremento efectivo del factor de intensidad de tensiones basado en el cierre de grieta, ΔK_0 representa las condiciones de no-propagación /3/, y C, n son constantes del modelo.

Estas constantes fueron determinadas a partir de los datos del programa de ASTM E24.04.04 /8/, mediante un ajuste inicial por mínimos cuadrados seguido de un proceso para minimizar el error entre los valores experimentales y los ajustados considerando una función objetivo del tipo:

$$F.O. = \sum |\log(da/dN)_{exp} - \log(da/dN)_{aju}| \quad (4)$$

Los valores de C y n ajustados dependen del estado que se considere.

Como modelo de retardo se seleccionó el propuesto por Bell y Wolfman /5/ - modificado ligeramente para describir de un modelo más aproximado el efecto de secuencia. Así, éste viene representado por la relación:

$$S_{api}^* = S_{aps} - (S_{aps} - S_{api})(\Delta a + r_{pi})/r_{ps} \quad (5)$$

Donde S_{aps} y r_{ps} son la tensión de apertura y la zona plástica correspondientes a una sobrecarga respectivamente, S_{api} y r_{pi} las correspondientes a cualquier ciclo posterior a la sobrecarga, y Δa es la longitud de grieta que se encuentra dentro de la zona plástica creada por la sobrecarga, según se representa en la figura 2. La modificación antes aludida ha consistido en la introducción de la zona plástica normal (r_{pi}) al objeto de considerar el final del retardo.

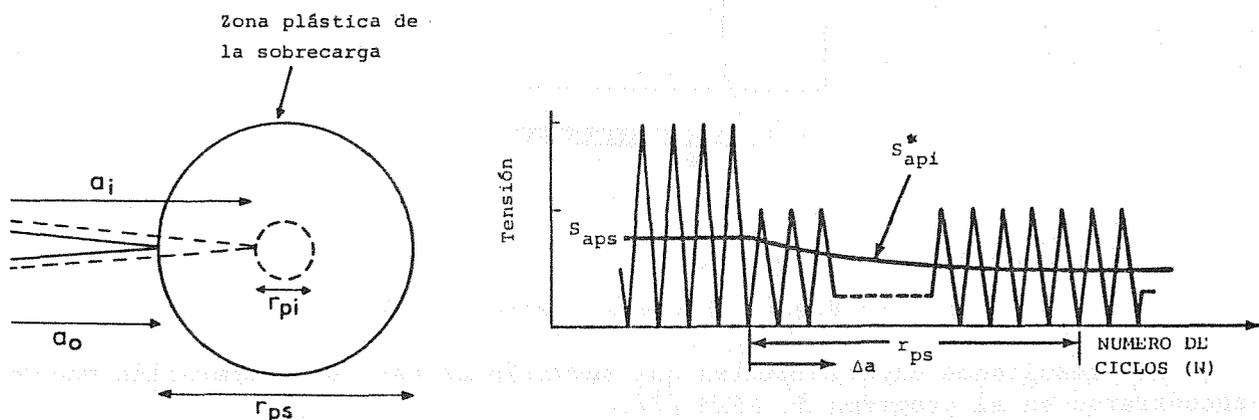


Fig. 2 Representación esquemática del modelo de retardo empleado.

4.- ESTIMACION DEL COMPORTAMIENTO DE LA GRIETA

Definidos los diversos aspectos, el proceso de simulación del crecimiento de la grieta consiste básicamente en la integración ciclo a ciclo del modelo -- analítico propuesto.

Con el fin de analizar la influencia de las condiciones consideradas, ten-

si3n, deformaci3n plana o intermedias, en el resultado de la simulaci3n, 3sta - se realiz3 para cada una de ellas seg3n el proceso siguiente:

1. Evaluaci3n de los coeficientes de la expresi3n (1) mediante ajuste de - los resultados de Newman /3/.
2. Determinaci3n, a partir de los datos experimentales de amplitud constan - te /12/, de los coeficientes C y n del modelo anal3tico de crecimiento, considerando en cada caso la expresi3n para la tensi3n de apertura an - tes ajustada.
3. Integraci3n ciclo a ciclo, de la expresi3n (3), considerando la tensi3n de apertura dada por la ecuaci3n (5).

En las tablas 1 y 2 se recogen los valores obtenidos en los pasos interme - dios del proceso indicado.

TABLA 1 - Coeficientes para el c3lculo de la tensi3n de apertura

	C_{f-1}	$C_{f0} - C_{f-1}$	P
T.P. ($\alpha = 1$)	.358	.105	2.612
$\alpha = 1,7$.296	.089	2.983
$\alpha = 2,3$.236	.085	3.168
$\alpha = 2,6$.206	.076	3.385
D.P. ($\alpha = 3$)	.177	.067	3.618

TABLA 2 - Coeficientes C y n del modelo

	$C(x10^7)$	n
T.P. ($\alpha = 1$)	2.453	2.44
$\alpha = 1,7$	1.499	2.50
$\alpha = 2,3$	1.074	2.53
$\alpha = 2,6$.886	2.55
D.P. ($\alpha = 3$)	.747	2.55

Los resultados obtenidos de la simulaci3n, expresados mediante la relaci3n entre el n3mero de ciclos predicho y el correspondiente al ensayo /7/ se presen - ta en la tabla 3 como funci3n del par3metro.

TABLA 3 - Resultados obtenidos en la simulación

Denominación ⁽¹⁾	1	1.7	2.3	2.6	3.
M-81(20.)	1.29	1.10	1.05	.98	.93
M-82(30.)	.97	.81	.77	.71	.68
M-83(40.)	1.10	.92	.85	.81	.77
M-84(20.)	1.05	.99	.91	.87	.85
M-85(30.)	.81	.75	.68	.65	.64
M-86(40.)	.75	.68	.62	.59	.58
M-88(30.)	.94	.84	.72	.59	.56
M-89(40.)	.80	.70	.59	.48	.46
M-90(20.)	1.59	1.36	1.31	1.10	1.02
M-91(30.)	1.32	1.11	1.06	.90	.84
M-92(40.)	1.34	1.12	1.07	.95	.88
MEDIA	1.08	.94	.87	.78	.74
DES.MED.	.21	.17	.18	.16	.14

(1): El valor entre paréntesis representa la tensión máxima aplicada en el ensayo (K_{si}).

5.- ANÁLISIS DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Los resultados presentados en la tabla 3 reflejan que la predicción varía significativamente dependiendo de las condiciones que se consideren para calcular la tensión de apertura correspondiente.

Aparte de las discrepancias propias motivadas por la dispersión de los parámetros que se emplean (K_c , ΔK_o , r_p , etc.), varias pueden ser las causas de -- las diferencias mostradas en los resultados. Entre éstas pueden destacarse, la aproximación del modelo de retardo empleado junto con la variación de las condiciones a considerar para determinar la tensión de apertura.

Las hipótesis establecidas en el modelo de retardo, no permiten su aplicación de forma directa cuando los registros de cargas son de variación irregular como los empleados en este trabajo. La formulación del mismo se basaba en suponer un coeficiente de asimetría constante, como se desprende del esquema representado en la figura 2. Si se analiza la correspondiente expresión (1) de la -- tensión de apertura, se comprueba la influencia que el coeficiente de asimetría R tiene sobre éste, lo que dificulta, sin una profundización en el estudio del fenómeno de secuencia en estos casos, la aplicación del modelo de retardo.

Otro aspecto a destacar, es el relativo a la influencia de los niveles de tensión entre la sobrecarga y los ciclos aplicados con posterioridad a ésta. -- Así, la magnitud de la sobrecarga puede ser tal que desarrolle condiciones de -- tensión plana en todo el espesor, mientras que los ciclos posteriores pueden tener una magnitud tal que sólo desarrollen condiciones de deformación plana en -- el interior de la zona afectada por la sobrecarga. De modo que las condiciones a aplicar en cada caso para calcular la tensión de apertura serían diferentes.

Aparte de estos aspectos se comprueba a partir de los resultados, que és-- tos tienden a hacerse más conservativos conforme las condiciones consideradas --

se aproximan a deformación plana. Hecho lógico, ya que ΔK_{ef} es mayor en deformación plana y por tanto el número de ciclos predicho menor.

Como conclusión final cabe apuntar, que si bien los resultados obtenidos - están en un margen aceptable, es necesario profundizar en los aspectos anteriormente señalados, con objeto de poder simular más correctamente el crecimiento - de una grieta en condiciones de carga irregular mediante la técnica utilizada.

6.- REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- /1/ J.M. Barsom, "Fatigue Crack Growth Under Variable-Amplitude Loading in Various Bridge Steels", Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads, ASTM STP 595, American Society for Testing and Materials, 1976.
- /2/ W. Elber, "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension", Eng. Frac. Mech. 2, 37, 1970; "The Significance of Fatigue Crack Closure", Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486 American Society for Testing and Materials, 1971.
- /3/ J.C. Newman, "A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Aircraft Spectrum Loading", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, ASTM STP 748, American Society for Testing and Materials, 1981.
- /4/ D.S. Dugdale, "Yielding of Steel Sheets Containing Slits", J. Mech. Phys. Sol., 8, 1960.
- /5/ P.D. Bell, A. Wolfman, "Mathematical Modelling of Crack Growth Interaction Effects", Fatigue Crack Under Spectrum Loads ASTM STP 595. American Society for Testing and Materials, 1976.
- /6/ D. Broeck, "Prediction of Fatigue Crack Growth", Elementary Engineering Fracture Mechanics, Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- /7/ J.B. Chang, C.M. Hudson, "Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading", ASTM STP 748, American Society for Testing and Materials, 1981.
- /8/ S.J. Hudack, R.J. Bucci, "Fatigue Crack Growth Measurements and Data Analysis", ASTM STP 738, American Society for Testing and Materials, 1981.
- /9/ J.J. Gil, J. Domínguez, "Diversos Aspectos de la Propagación de Grietas por Fatiga", Anales de Ingeniería Mecánica, No. 1, Sevilla, 1983.
- /10/ J.J. Gil, J. Domínguez, "Propagación de Grietas por Fatiga. Método de Predicción de su Duración", Proyecto Fin de Carrera, ETSII Sevilla, 1985.
- /11/ R.G. Forman, V.E., Kearney, R.M. Engle, "Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures", J. Basic Eng., Trans. ASME D89, 1967.

TECNICAS NUMERICAS PARA LA FRACTURA DINAMICA

I. Miranda, J.M. Bastero, J.M. Mtnez. Esnaola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa.

Bo. Ibaeta s/n. 20009 SAN SEBASTIAN

En este artículo, se presentan varias técnicas numéricas para el estudio de la propagación inestable de grietas en problemas bidimensionales con materiales elástico-lineales. Por una parte, se describe un elemento especial que permite la modelización numérica de los campos singulares en la vecindad del borde de grieta. La utilización de funciones globales-locales del tipo "blended" permite el cálculo directo del Factor de Intensidad de Tensión dinámico. Por otra parte, se presentan dos nuevas integrales invariantes para la Fractura dinámica. Con ellas el análisis de fractura puede realizarse en base a los desplazamientos y tensiones en la lejanía del extremo de la grieta.

In this paper, several numerical methods are presented for bidimensional dynamic crack propagation problems in linear elastic materials. First, a special element with global-local interpolation functions of blended type is used to numerically simulate the singular stress field at the crack tip zone. Two new invariant integral expressions are presented, too. Using such integrals, the Fracture analysis is carried out with the displacements and stresses far away from the crack tip.

1.- INTRODUCCION

En una estructura dañada con una grieta, el crecimiento inestable de la misma se produce cuando el Factor de Intensidad de Tensión, K_I , que caracteriza el estado de tensiones y deformaciones críticas a que está sometido el material en su vecindad supera un valor K_{IC} característico del material.

El proceso de la propagación inestable de una grieta es un fenómeno caracterizado por una gran velocidad de crecimiento. Su estudio, de gran complejidad, es sin embargo necesario para el análisis de piezas dañadas con grietas frente a accidentes o fallos imprevistos. Esta necesidad de aproximación al fenómeno físico real requiere el empleo de técnicas numéricas que permitan una simulación dinámica del proceso de propagación.

En el presente artículo se presenta el análisis a Fractura dinámica mediante dos técnicas diferentes. Por una parte, se evalúan de forma precisa los campos de tensiones y desplazamientos en las proximidades del borde de grieta, mediante la utilización de un elemento finito singular con formulación especial en dicha zona. Por otra parte, el análisis de Fractura se lleva a cabo con expresiones integrales basadas en los campos de tensiones y desplazamientos en la lejanía del borde de grieta, sin que resulte necesaria formulación especial alguna en la vecindad del extremo de grieta.

2.- UN NUEVO ELEMENTO ESPECIAL EN FRACTURA DINAMICA

El cálculo numérico de los campos de tensiones y desplazamientos en la zona próxima al borde de grieta requiere, para realizarse con precisión, la consideración de la existencia de una singularidad en los mismos.

La formulación que se presenta está basada en el concepto de funciones globales-locales, desarrollado por Mote /1/ y aplicado por Benzley en Fractura estática /2/ mediante la incorporación de la solución teórica del campo de tensiones y desplazamientos en el borde de grieta y el Factor de Intensidad de Tensión dinámico como un grado de libertad adicional, conjuntamente con las funciones de interpolación isoparamétricas locales.

La interpolación adoptada para el desplazamiento horizontal es de la forma:

$$u = N_{1j} d_j + K_I [F_1(x,y) - N_{1j} F_1(x_j, y_j)] = N_{1j} d_j + N_{1N}^A K_I \quad (1)$$

siendo N_{1j} las funciones de interpolación isoparamétricas, d_j los desplazamientos nodales, F_1 el campo de desplazamientos teórico en la vecindad del borde de grieta en Fractura dinámica /3/ y K_I el Factor de Intensidad de Tensión dinámico.

Las funciones globales empleadas tienen su validez teórica restringida a la zona vecina del borde de grieta. La compatibilidad de esta función global-local con la isoparamétrica puede obtenerse mediante una formulación de transición en los elementos circundantes, definiendo en ellos la función S , que corrige la interpolación en la forma siguiente:

$$u = N_{1j} d_j + K_I S [F_1(x,y) - N_{1j} F_1(x_j, y_j)] = N_{1j} d_j + N_{1N}^B K_I \quad (2)$$

donde S es una función que varía entre 1 en el contorno común con los elementos mixtos y 0 con los isoparamétricos. (Vid Figura 1).

A los elementos en los que se utilizan las funciones de interpolación de la ecuación (1) se les denominará tipo A, y a los interpolados con (2), tipo B. Los restantes elementos se denominarán tipo C y siguen la interpolación standard.

Resultados análogos pueden obtenerse para el desplazamiento vertical v.

De esta forma, el campo de desplazamientos interpolado es de continuidad C_0 , y se satisface el patch test. Esto evita los inconvenientes que surgen en otras formulaciones en las que se utilizan únicamente funciones globales de Fractura dinámica en el borde de grieta, y en las que se hace necesaria la imposición aproximada de la continuidad C_0 de desplazamientos, /4-5/.

Además, la utilización de los grados de libertad nodales en la formulación global-local permite la consideración de fuerzas de volumen, cargas térmicas, etc. /6/

La posición de la punta de la grieta se ha situado en el nudo intermedio del elemento, utilizando para los elementos tipo A, el elemento de ocho nudos con una formulación del tipo "blended" /7/ en lugar de las tradicionales. El empleo de esta formulación permite el establecimiento correcto de las condiciones de contorno de desplazamiento en el frente y labio de grieta.

El crecimiento de la grieta se ha simulado mediante el desplazamiento de un único elemento tipo A, distorsionando el mallado de los elementos tipo B circundantes, y regenerando la discretización cuando éstos queden excesivamente deformados.

Las ecuaciones de equilibrio dinámico, en cada instante, pueden obtenerse de la aplicación del Principio de la Mínima Energía Potencial incluyendo las fuerzas de inercia, en la forma:

$$\int_V \sigma_{ij} \delta \epsilon_{ij} dV + \int_V \rho \ddot{u}_i \delta u_i dv + \int_{\partial V} T_i \delta u_i ds = 0 \quad (3)$$

Las aceleraciones de los puntos materiales \ddot{u}_i son interpoladas de forma distinta según el tipo de elemento A, B, o C a que se refiera. En la Figura 2 se indica la evolución del mallado con el crecimiento de grieta entre dos instantes $t-\Delta t$ y t , de forma que en este intervalo de tiempo el extremo de la grieta se desplaza una distancia $a\Delta t$.

Se observa que el elemento tipo A, junto con sus nudos y funciones globales, se desplaza con el extremo de grieta, mientras que los elementos tipo B sufren una distorsión en su geometría.

El desplazamiento del mallado utilizado en la simulación del crecimiento de la grieta, introduce algunos errores numéricos, que son minimizados utilizando de forma simultánea las expresiones del Principio de Mínima Energía Potencial de los instantes t y $t-\Delta t$, referidos ambos a la disposición del mallado en el tiempo t /4/. La ecuación matricial del equilibrio dinámico resultante es:

$$M_{ij}^t \ddot{d}_j^t + C_{ij}^t \dot{d}_j^t + K_{ij}^t d_j^t - F_i^t + M_{ij}^{t-\Delta t} \ddot{d}_j^{t-\Delta t} + C_{ij}^{t-\Delta t} \dot{d}_j^{t-\Delta t} + K_{ij}^{t-\Delta t} d_j^{t-\Delta t} - F_i^{t-\Delta t} = 0 \quad (4)$$

La matriz C_{ij} no aparece por la presencia de un amortiguamiento viscoso en la estructura, sino por la dependencia de

las aceleraciones de los puntos materiales con respecto a las velocidades.

La aplicación del método de integración de Newmark conduce a una matriz de rigidez equivalente no simétrica.

La inclusión del Factor de Intensidad de Tensión como un grado de libertad adicional de la estructura, en la interpolación del campo de desplazamientos, permite su obtención directa de la resolución del sistema de ecuaciones resultante.

Por otra parte, las características de compatibilidad del campo de desplazamiento interpolado, y la simulación del crecimiento de grieta con un único elemento permiten un considerable ahorro tanto de programación como de computación respecto de otras técnicas numéricas.

3.- DOS NUEVAS INTEGRALES INVARIANTES

Las dificultades numéricas que se presentan para simular de forma adecuada la singularidad de tensiones existente en el borde de grieta, ha motivado la aparición de expresiones integrales invariantes con las que el análisis de Fractura puede realizarse en base a los desplazamientos y tensiones en la lejanía del borde de grieta /8-9/.

A partir de la ecuación de equilibrio dinámico de un medio continuo expresada en un sistema de ejes que se desplaza con el borde de grieta, con velocidad \dot{a} .

$$\sigma_{ij} = \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} + \dot{a}^2 \frac{\partial^2 u_i}{\partial x^2} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (5)$$

puede plantearse la siguiente integral de superficie:

$$I_1 = \int_{\partial V} (\sigma_{ij} \hat{u}_i - \rho \dot{a}^2 \frac{\partial u_i}{\partial x} \delta_{lj} \hat{u}_i - \hat{\sigma}_{ij} u_i + \rho \dot{a}^2 \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial x} \delta_{lj} u_i) n_j ds \quad (6)$$

siendo

- V un dominio circundado por una superficie ∂V simplemente conexa.
- \hat{u}_i $\hat{\sigma}_{ij}$ unos campos auxiliares arbitrarios de desplazamientos y tensiones.
- n_j el vector unitario normal a ds
- δ_{ij}^j el delta de Kronecker

Aplicando a esta integral el teorema de Gauss generalizado, restringiendo el análisis a un caso de deformación plana (vid. Figura 3) y seleccionando como campos auxiliares los siguientes:

$$\hat{u}_1 = \hat{u} = -r_d^{-1/2} \cos \frac{\theta_d}{2} + \frac{2\alpha_s \alpha_d}{1+\alpha_s^2} r_s^{-1/2} \cos \frac{\theta_s}{2} \quad (7)$$

$$\hat{u}_2 = \hat{v} = -\alpha_d r_d^{-1/2} \sen \frac{\theta_d}{2} + \frac{2\alpha_d}{1+\alpha_s^2} r_s^{-1/2} \sen \frac{\theta_s}{2} \quad (8)$$

donde

$$\alpha_d^2 = 1 - (\dot{a}/C_d)^2 \quad \alpha_s^2 = 1 - (\dot{a}/C_s)^2 \quad r_d e^{i\theta_d} = x + i\alpha_d y \quad r_s e^{i\theta_s} = x + i\alpha_s y \quad (9)$$

C_d y C_s son las velocidades de las ondas de tensiones.

puede obtenerse una nueva expresión integral para la Fractura dinámica, que responde a la expresión:

$$\begin{aligned} A &= \int_{\Gamma_2} [(T_i \hat{u}_i - \hat{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \hat{u}_i - \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial x} u_i \right) dy] = \\ &= \int_{\Gamma_1} [(T_i \hat{u}_i - \hat{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \hat{u}_i - \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial x} u_i \right) dy] - \\ &- \int_{\Sigma} \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \hat{u}_i ds \end{aligned} \quad (10)$$

donde Γ_1 , Γ_2 , Σ tienen el sentido representado en la Figura 4.

Con estos requisitos, la integral denominada A está acotada, y su relación con el Factor de Intensidad de Tensión dinámico se determina mediante su evaluación sobre el contorno Γ_2 próximo al borde de grieta, en la forma,

$$A = CK_I \quad (11)$$

donde C es una constante dependiente de las propiedades del material y de la velocidad de propagación de la grieta.

Puede demostrarse la independencia de la integral A respecto del contorno de integración Γ_2 por lo que su relación con el Factor de Intensidad de Tensión es única.

En el análisis de Fractura, la expresión A se evalúa mediante una integral a lo largo de un contorno alejado del borde de grieta, Γ_1 , más una integral de área, Σ .

Otra integral invariante puede obtenerse nuevamente a partir de la ecuación de equilibrio (5), planteando la expresión integral siguiente:

$$I_2 = \int_{\partial V} [\sigma_{ij} u_{i,1} - (1/2 \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + U) \delta_{lj}] n_j ds \quad (12)$$

Siendo U la energía elástica.

La aplicación a esta integral del teorema de Gauss generalizado, y la reducción para casos bidimensionales, análogamente a lo realizado con la integral A, conducen a la igualdad, (vid Figura 4).

$$\begin{aligned} B &= \int_{\Gamma_2} [(1/2 \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + U) dy - T_i u_{i,1} dl] = \\ &= \int_{\Gamma_1} [(1/2 \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + U) dy - T_i u_{i,1} dl] + \\ &+ \int_{\Sigma} \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) u_{i,1} ds \end{aligned} \quad (13)$$

Esta es la expresión de una nueva integral invariante en Fractura dinámica, denominada B que puede evaluarse mediante una integral de línea, Γ_1 , en la lejanía de la grieta más una integral de área, Σ .

En el caso particular de un medio elástico lineal, puede demostrarse que la integral B admite en el sistema de ejes móviles la expresión alternativa:

$$B = \frac{1}{\dot{a}} \int_{\Gamma} \sigma_{ij} u_i n_j dl + \int_{\Gamma} \frac{1}{2} (\sigma_{ij} u_{i,j} + \rho \dot{u}_i \dot{u}_i) dy \quad (14)$$

que coincide con la establecida por Freund para el flujo de energía en el extremo de grieta /10/. La integral B puede entonces relacionarse directamente con el Factor de Intensidad de Tensión dinámico en la forma

$$B = \frac{1}{2\mu} A_I (\dot{a}) K_I^2 \quad (15)$$

Siendo

$$A_I (\dot{a}) = \frac{\alpha_d (1 - \alpha_s^2)}{4\alpha_d \alpha_s - (1 + \alpha_s^2)^2} \quad (16)$$

A partir de las ecuaciones (13) y (15) se puede establecer la relación:

$$\begin{aligned} \frac{1}{2\mu} A_I (\dot{a}) K_I^2 &= \int_{\Gamma_1} [(1/2 \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + U) dy - T_i u_{i,1} dl] + \\ &+ \int_{\Sigma} \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) u_{i,1} ds \quad (17) \end{aligned}$$

El empleo de las integrales A y B, basadas en los campos de tensiones y desplazamientos en la lejanía del borde de grieta, permite calcular el Factor de Intensidad de tensión dinámico sin necesidad de analizar de forma precisa la zona singular de fractura. En consecuencia, la modelización del borde de grieta puede realizarse mediante técnicas numéricas standard, y la simulación del crecimiento de la misma utilizando la técnica de la relajación nodal.

4.-RESULTADOS

Las técnicas numéricas descritas se han aplicado al caso de Broberg: un panel cuadrado de lado $2L=2W=80\text{mm}$ dañado con una grieta central de longitud inicial $a/W=0.2$ y sometido a una tensión uniforme en la lejanía, bajo un estado de deformación plana, en el que la grieta se propaga a velocidad constante. Por simetría, sólo se ha analizado el cuarto superior derecho de dicha estructura, cuya discretización puede observarse en la Figura 5.

Las propiedades del material que se han considerado son:

$$\begin{aligned} E &= 7.561 \cdot 10^{10} \text{ N/m}^2 \\ \nu &= 0.285 \\ \rho &= 2.45 \cdot 10^3 \text{ Kg/m}^3 \end{aligned}$$

Los resultados obtenidos con el elemento especial y con

las integrales A y B para una velocidad $\dot{a}/C_s=0,2$ se presentan en la Figura - 6.

REFERENCIAS

- /1/ Mote, C.D., Int. J. Num. Meth. Engng., 3, 565-574, (1971).
- /2/ Benzley, S.E., Int. J. Num. Meth. Engng., 8, 537-547, (1974).
- /3/ Rice, J.R., Fracture, Ed. Liebowitz H., Academic Press, II, 67-190, (1968).
- /4/ Nishioka, T., Atluri, S.N., J. Appl. Mech., 47, 570-576, (1980).
- /5/ Aoki, S., Kishimoto, K., Hondo, H., Sakata, M., Int. J. Fract, 14, 59-68, (1978).
- /6/ Donida, G., Computers & Structures, 18, 465-469, (1984).
- /7/ Zienkiewicz, O.C., Morgan, K., "Finite Elements and Approximations", Ed. John Wiley and Sons, (1983).
- /8/ Atluri, S.N., Engng. Fract. Mech., 16, 341-364, (1982).
- /9/ Nishioka, T., Atluri, S.N., Engng. Fract. Mech., 18, 1-22, (1983).
- /10/ Freund, L.B., Journ. of Elast., 2, 341-349 (1972).

C	C	C	C	C	C
C	B	B	B	B	C
C	B	A	A	B	C

Fig.1 - Aplicación de la formulación global-local

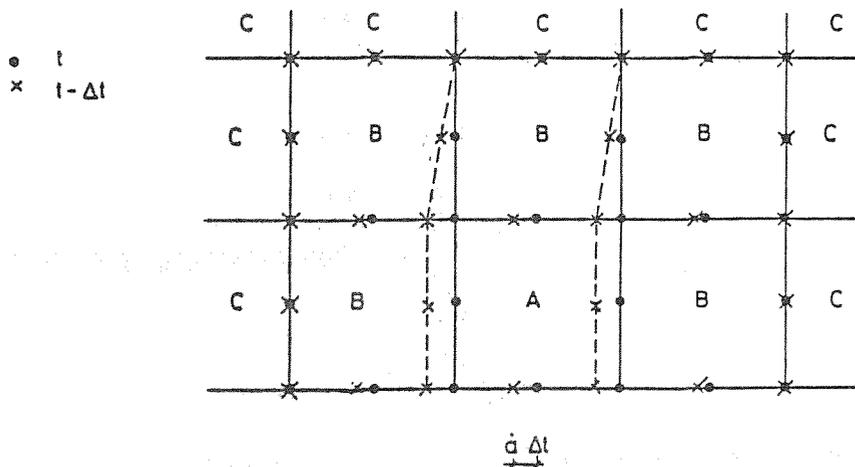


Fig.2 - Modificación de mallado por crecimiento de grieta

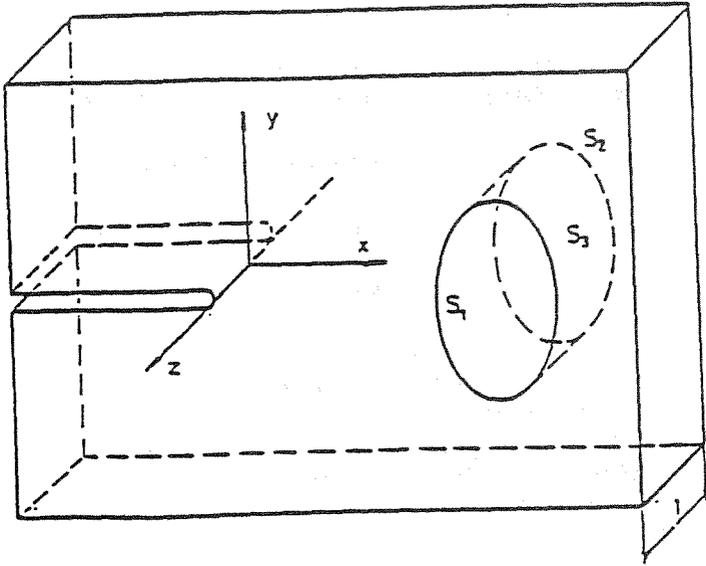


Fig.3 - Selección del volumen prismático

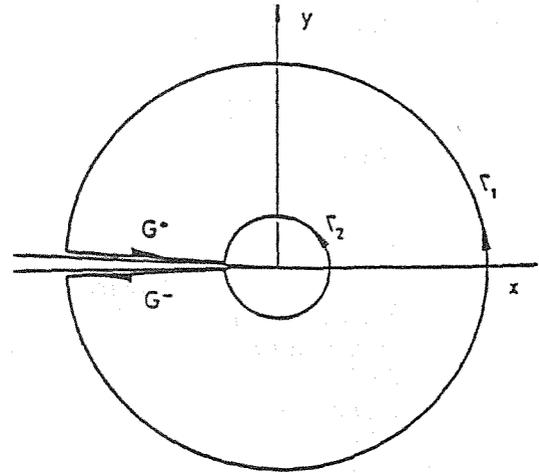


Fig.4 - Selección de los contornos de integración

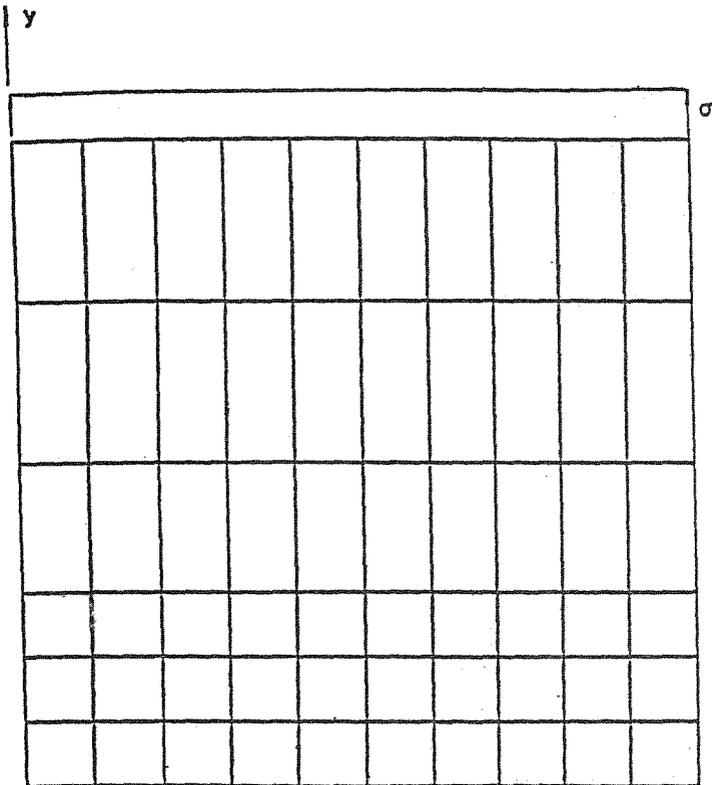


Fig.5 - Mallado utilizado en el problema de Broberg

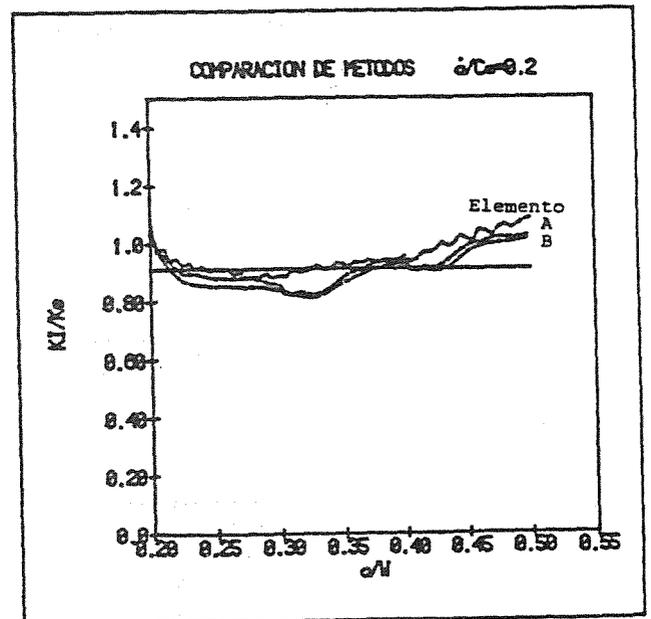


Fig.6 - Resultados obtenidos con las técnicas numéricas propuestas

FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE GRIETAS CERCANAS A UNA SUPERFICIE LIBRE. CALCULO Y APLICACION AL DESGASTE POR DESCAMACION.

Francisco Javier Gómez Jiménez y Javier Gil Sevillano

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

Se describe un método de cálculo de los SIF en modo I y II para grietas paralelas y cercanas a una superficie libre. Este cálculo es necesario para la aplicación de la teoría de la descamación en el desgaste por rodadura y deslizamiento, ya que, como se observa en los resultados, la influencia de la superficie libre próxima es muy elevada.

A continuación se muestran los cálculos de la longitud de grieta mínima necesaria para que exista propagación estable por fatiga en un típico caso de desgaste: la interacción rueda-carril en el ferrocarril.

A calculation method for mode I and II stress intensity factors for cracks parallel to a free surface is described. This calculation is needed for the application of the Delamination Theory of Wear by rolling and rolling-sliding. The results show that the influence of a near free boundary is highly important.

As an application, the calculation of the minimal length of propagating subsurface cracks is presented for a typical rolling-sliding wear problem: the wheel-rail contact.

1. INTRODUCCION

Se están realizando una serie de ensayos para dar un apoyo experimental a un tratamiento teórico del desgaste. Los productos de desgaste por rodadura - forma de las escamas, estriado de una de sus caras y la presencia de grietas internas que corren paralelas y cercanas a la superficie - son motivos que apoyan la validez de la Teoría de la Descamación (DTW)/1/ y actualmente se están haciendo serios esfuerzos para alcanzar una aplicación cuantitativa del modelo de Suh a este problema específico de desgaste.

2. EFEECTO DE SUPERFICIE

Las fórmulas desarrolladas para el cálculo de los SIF /2-4/ se basan en la mayoría de los casos, en las hipótesis de que la grieta está lo suficiente alejada de los contornos libres del cuerpo como para que estos no influyan sobre la distribución de tensiones existente en la grieta. Es decir, que matemáticamente, los contornos se encuentran a una distancia infinita de la posición de la grieta. El efecto de un contorno de superficie libre es aumentar las tensiones en la grieta respecto a la situación en un medio infinito. Análogamente, se puede decir que las tensiones en la grieta serán menores si el contorno próximo es un cuerpo rígido.

En la bibliografía sólo aparecen SIF para grietas del tipo de la fig. 1, que por su simetría se pueden resolver para valores de $a/h < 1$ y, como caso particular, el de la fig. 2, grieta semi-infinita cercana y perpendicular a una superficie libre. Aquí se presenta la solución de un caso general como el de la fig. 3 mediante el método alternante, viable con bastante esfuerzo de ordenador, sobre todo cuando la grieta esté muy próxima a la superficie libre.

Aplicando el método de superposición, se puede decir que el SIF de una grieta sometida a una distribución de carga cualquiera F_1 y cercana a una superficie libre será igual a la suma de:

1. Los SIF calculados para la grieta con distribución de tensiones F_1 pero considerada en sólido infinito.
2. Los SIF calculados para la misma grieta y en sólido infinito, para una distribución de cargas F_2 debida a la redistribución de tensiones de F_1 a causa del efecto de la superficie libre.

La distribución de tensiones F_2 se puede calcular aplicando el método alternante, es decir:

1. Calculando las tensiones que aparecen en la línea de superficie libre considerando sólido infinito.
2. Superponiendo en la superficie libre una distribución opuesta a la calculada en el caso anterior y calculando las tensiones en la línea de la grieta (suponiendo que ésta no existe).

Estos dos pasos se repetirán sucesivamente hasta que las tensiones de vuelta a la grieta sean lo suficientemente pequeñas para que el SIF que produzcan no sea significativo frente a la suma de los ya obtenidos en los pasos anteriores.

Veamos estos dos pasos con más detalle:

1. Para el cálculo de tensiones en la línea de la grieta (suponiendo ésta soldada), a partir de una distribución de tensiones en la superficie se pueden utilizar las fórmulas /5/ que se dan en el Apéndice A.
2. Para el cálculo de las tensiones en la superficie debidas a la distribución de tensiones internas en la grieta se utilizan las fórmulas dadas en el Apéndice B, obtenidas a partir de las fórmulas de las tensiones producidas en un sólido infinito por una distribución de tensiones internas en un agujero elíptico /6/.

La aplicación del método alternante no supone que los dos pasos anteriormente detallados deban realizarse en cada iteración. Para evitar ese proceso tan largo y costoso en tiempo de cálculo, basta realizarlo una sola vez para cargas puntuales unidad en la grieta. Con ello se calculan los coeficientes de influencia de unas posiciones respecto a otras, es decir:

$$p_i^{t+1} = a_{ij} p_j^t \quad \rightarrow \quad \{P\}^{t+1} = [A] \{P\}^t \quad (1)$$

La carga que aparece en la redistribución de tensiones por efecto de la superficie libre en el punto "i" de la grieta en la iteración "t+1", es igual a la suma de los coeficientes de influencia multiplicados por sus respectivas cargas puntuales. El coeficiente "a_{ij}" se define como la carga que aparece en el punto "i" debido a una carga unidad en el punto "j".

Existen para cada geometría 4 matrices diferentes:

1. Cálculo de tensiones normales a partir de tensiones normales [A].
2. Tensiones tangenciales a partir de tensiones normales [B].
3. Tensiones tangenciales a partir de tensiones tangenciales.
4. Tensiones normales a partir de tensiones tangenciales [D].

De esta forma, en una iteración "t" para una geometría general, se tendrá una distribución de tensiones puntuales en la grieta formada por tensiones normales {P_y} y tangenciales {T_{xy}}, que son las únicas que intervienen en los modos I y II, y:

$$\{P_y\}^{t+1} = [A] \{P_y\}^t + [D] \{T_{xy}\}^t \quad (2)$$

$$\{T_{xy}\}^{t+1} = [B] \{P_y\}^t + [C] \{T_{xy}\}^t \quad (3)$$

la carga resultante debido al efecto de superficie libre será:

$$P_y = \sum_{t=1}^{t=\infty} \{P_y\}^t$$

$$\{T_{xy}\} = \sum_{t=1}^{t=\infty} \{T_{xy}\}^t$$

con {P_y} y {T_{xy}} → 0, para t → ∞

De esta forma el problema inicial con superficie libre queda reducido a dos distribuciones (la original y la puntual de efecto de superficie) en sólido infinito.

Para el cálculo de los SIF de una grieta sometida a una distribución interna de cargas puntuales normales y tangenciales a los labios de la grieta se pueden utilizar las funciones de Green /7/ que son, para el esquema de la fig.4:

$$K1 = \frac{1}{\pi\sqrt{a}} \sum_{i=1}^{i=n} P_i \frac{\sqrt{(1+x_i)}}{\sqrt{(1-x_i)}}$$

y para el K2 se substituye P_i por Q_i .

Como para resolver esta integral por métodos numéricos con precisión aceptable se requiere una discretización muy fina, en muchos casos se pueden ajustar las discretizaciones puntuales por polinomios tal que:

$$P = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + a_4x^4 + \dots + a_mx^m$$

ya que la integral

$$K = \int_{-1}^1 (a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + a_4x^4 + \dots + a_mx^m) \frac{\sqrt{(1+x)}}{\sqrt{(1-x)}} dx$$

tiene solución analítica exacta.

3. APLICACION AL CASO DE GRIETAS PARALELAS A LA SUPERFICIE

En este caso (fig.5), las matrices [A], [B], [C] y [D] tienen la particularidad de ser simétricas o antisimétricas polarmente con respecto al elemento central, es decir:

$$[a_{ij}] \text{ con } a_{ij} = a_{pq} \quad \text{con } p = (n+1)-i \text{ y } q = (n+1)-j$$

para [A] y [B] y $a_{ij} = -a_{pq}$ para [C] y [D]

Con lo anteriormente expuesto se puede abordar el cálculo de los SIF para cualquier grieta paralela a una superficie libre en todo el semiespacio infinito.

Si se calculan los SIF para la configuración de la fig. 5 para un b/a determinado y diversos a/h se obtiene:

$$K_{b/a} = a_0 + a_1(a/h) + a_2(a/h)^2 + a_3(a/h)^3 + a_4(a/h)^4 + \dots$$

siendo a_0 el K proveniente de la fórmula de Green ($a/h=0$), de esta forma realizando el cálculo para n distintos valores b/a se obtiene:

$$\{K_{b/a}\} = [A] \{a/h\} \text{ con } \{a/h\} = (1, a/h, (a/h)^2, (a/h)^3, \dots, (a/h)^n)^T$$

y finalmente

$$K = \{K_{b/a}\}^T \{P_b\}$$

siendo P_i la carga real en la posición 'b'.

Una vez calculada la matriz $[A]$ para calcular el valor del K de una grieta a una profundidad "h" y sometida a una distribución de carga cualquiera "F", bastará con realizar el producto de $[A]$ por el vector a/h y la traspuesta del resultado multiplicarla por el vector definido por la distribución "F".

4. RESULTADOS DEL CALCULO DE LOS SIF

En las figuras 6 a 9 se representan los valores de K_1 y K_2 (valores adimensionales de K_I y K_{II}) para diferentes profundidades y diferentes tipos de cargas (polinomios hasta grado 2, tanto en tracciones como en cortaduras).

Como se preveía el efecto de superficie libre es muy fuerte en grietas cercanas a la superficie.

5. APLICACION AL DESGASTE. (TEORIA DE LA DESCAMACION)

La DTW considera que grietas de fatiga se propagan próximas a la superficie bajo la acción repetida de las cargas de contacto, siendo ésta la manera principal de separación del material en el desgaste, en vez del mecanismo de fractura estática supuesto en la teoría de la adhesión. Es evidente la naturaleza cíclica del proceso de desgaste y lo que hace atrayente a la DTW es que su desarrollo pueda realizarse utilizando los conceptos de la mecánica de la fractura. Tal desarrollo es no obstante muy complejo y la DTW no ha llegado todavía a ser una teoría que pueda predecir resultados cuantitativos. Sólo se tratarán aquí resultados relativos a un aspecto del progreso de desgaste, el primero de la secuencia de fenómenos que concluirá con la pérdida de una partícula.

La parte cercana a la pista de desgaste está fuertemente deformada; se supone que el daño estructural inducido por los altos niveles de deformación plástica produce un gran número de defectos a partir de los cuales se desarrollan grietas de fatiga, siempre que sea sobrepasado el umbral de fatiga (ΔK_{th}).

Los núcleos de fractura se suponen asociados a las inclusiones no metálicas. No parece probable la fractura transversal de las colonias de perlita, debido a que la deformación plástica es primordialmente a cortadura bajo un estado de tensiones fuertemente compresivo.

La distribución de tensiones bajo el contacto se calculó para el caso elástico lineal, sustituyendo el estado elipsoidal de tensiones superficiales normal y tangencial por una distribución de cargas puntuales. Para una presión normal máxima en el centro de 1183 MPa (que es la correspondiente a una rueda de 910 mm. de diámetro cargada con 12 Ton. sobre un carril de 14 in. de radio de cabeza), con un umbral de fatiga de 4 MPa $m^{-1/2}$ medido para este acero /8/ y con diferentes valores del coeficiente de fricción, se calculó un límite inferior para el mínimo tamaño de defecto propagable.

La amplitud del factor de intensidad de tensiones de una grieta interna, paralela y cercana a la superficie al paso de un contacto es una

mezcla de los modos I (apertura) y II (cortadura en el plano), siendo el modo II el dominante.

Para utilizar los datos disponibles de crecimiento de grietas por fatiga en modo I se ha calculado un valor efectivo de la amplitud del factor de intensidad de tensiones en base al criterio de la máxima tensión normal. El crecimiento de grietas según modos mixtos bajo un estado de tensiones de compresión se ha estudiado teniendo en cuenta la fricción en las caras de la grieta; es necesario suponer un valor para el coeficiente de "fricción interna", β , y existen varias razones que hacen suponer fundadamente que este valor debe ser muy alto (ausencia de oxidación de las superficies en la grieta, rugosidad de las mismas, etc...).

El máximo valor de ΔK_{ef} para un tamaño de contacto dado y la máxima velocidad de propagación de la grieta, o el mínimo tamaño de grieta propagable, es decir, la profundidad más probable de propagación y por lo tanto el espesor de las partículas, ocurre a profundidades de 0.1-0.2 a (siendo "a" la semianchura de la zona de contacto) dependiendo del coeficiente de fricción. Este nivel está condicionado por el nivel de tensiones tangenciales. Una consecuencia inmediata es que el campo de tensiones macroscópicas en la zona de contacto únicamente puede ser responsable de los fallos de fatiga de contacto y no del desgaste. Para ver esto con claridad, en la fig. 10 se presentan las isolíneas de tensión neta de cortadura bajo un contacto de Hertz y en la fig. 11 las isolíneas de mínimo tamaño de defecto propagable a que dan lugar y se aprecia que son del orden de mm.

El desgaste deberá ser desarrollado a partir del campo local de tensiones asociado a microcontactos distribuidos sobre la superficie del área de contacto aparente. El tamaño de las asperezas responsables de estos microcontactos debe estar relacionado con la rugosidad de las superficies, parcialmente determinada por el tamaño de las partículas de desgaste desprendidas y por la velocidad de desgaste, pero por el momento su valor no se puede predecir.

Las dos figuras siguientes (fig. 12 y 13) presentan el resultado del paso de microcontactos cargados con una presión uniforme igual a la dureza del material, lo cual puede considerarse como un límite superior para la presión del microcontacto. La primera muestra la influencia del coeficiente de fricción sobre el tamaño mínimo de nucleación de grietas y sobre la profundidad de nucleación para asperezas de 40 μm ; los valores absolutos de ambas, tamaño de nucleación y profundidad probable de crecimiento, son ahora muy lógicos si los núcleos se identifican con las inclusiones no metálicas del acero. Un coeficiente de fricción más alto (o más deslizamiento) implica nucleación de más partículas de desgaste y un ensanchamiento de la distribución de sus espesores. La última figura indica la influencia del tamaño de los microcontactos; la capacidad de nucleación de pequeños contactos es grande, pero limitada a pequeñas profundidades; grandes asperezas producirán partículas más gruesas pero menos frecuentes debido a la menor probabilidad de que existan grandes inclusiones.

APENDICE A: DISTRIBUCION DE TENSIONES SOBRE LA GRIETA

Siguiendo los pasos de otros investigadores /9-12/, se utiliza la solución de Flamant /13/ para una carga puntual f (en realidad, una línea de carga ya que se trata de deformación plana aplicada en la superficie de un semiespacio infinito, Fig. 15.

El punto P se considera que es un punto de la grieta. Sólomente interesa calcular las tensiones que no se puedan transmitir cuando aparezca la grieta, que si en este caso se considerará paralela a la superficie serán $s(y)$ y $t(xy)$ con:

$$s(y) = - \frac{2f}{\pi y} \cos^3 \theta \cos(\theta + \alpha)$$

$$t(xy) = - \frac{2f}{\pi y} \sin \theta \cos^2 \theta \cos(\theta + \alpha)$$

APENDICE B: DISTRIBUCION DE TENSIONES EN LA SUPERFICIE

Anteriormente ya se han hecho intentos en este sentido por medio de aproximaciones./9,10,11/.

En este caso se ha utilizado la solución exacta elástica de tensiones en un sólido infinito, en deformación plana, sometido a cargas en un trozo de un agujero elíptico de relación entre ejes $b/a = 0$ con lo que en realidad se trata de un corte recto pasante (grieta) dentro del sólido.

Los estados de deformación y tensión plana en régimen elástico lineal (en un sólido isotrópico, homogéneo, sin fuerzas de cuerpo ni tensiones térmicas, etc...) se pueden expresar a partir de la función de Airy por medio de dos funciones de variable compleja $z = x+iy$:

$$\phi(z) \quad \text{y} \quad \psi(z)$$

Para el caso de tensiones en un sólido infinito con un agujero elíptico se hace un cambio de variable:

$$z = \omega(\xi) = R \left(\frac{1}{\xi} + m\xi \right)$$

Para el caso de una grieta $m = 0$ y $R = a/2$, siendo a la semilongitud de la grieta, con lo que:

$$x = \frac{a}{2} \left(\rho + \frac{1}{\rho} \right) \cos(\theta) = a \sinh(u) \cos(\theta)$$

$$y = \frac{a}{2} \left(\rho - \frac{1}{\rho} \right) \sin(\theta) = a \cosh(u) \sin(\theta)$$

definiendo:

$$\Phi(\xi) = \frac{\phi'(\xi)}{\omega'(\xi)} \quad \text{y} \quad \Psi(\xi) = \frac{\psi'(\xi)}{\omega'(\xi)}$$

La tensión en un punto de coordenadas cartesianas (x,y) (o curvilíneas ρ y θ o de coordenadas cilíndricas-homofocales u y v es:

$$a(p) = \frac{C1 + \text{Real}(C2)}{2}$$

$$s(\theta) = \frac{C1 - \text{Real}(C2)}{2}$$

$$t(\rho\theta) = \frac{\text{Imag.}(C2)}{2}$$

(esto en coordenadas curvilíneas; para pasar a cartesianas hay que hacer un cambio de ejes), después,

$$C1 = 4 \text{ Real} (\Phi(\xi))$$

$$C2 = \frac{2\xi^2}{\rho^2 \bar{\omega}(\xi)} [\bar{\omega}(\xi) + \Phi'(\xi) \psi(\xi)]$$

y finalmente:

$$\phi(\xi) = \frac{P}{2\pi i} - \frac{R}{\xi} \log \frac{s2}{s1} + \left[R\left(\xi + \frac{1}{\xi}\right) - z2 \right] \log(s2 - \xi)$$

$$- \left[R\left(\xi + \frac{1}{\xi}\right) - zi \right] \log(si - \xi) \frac{X(z1 - z2)}{x+1} \log \xi \}$$

$$\Psi(\xi) = \frac{P}{2\pi i} - \frac{2R}{\xi^2 - 1} - \log \frac{s2}{s1} + R(s1 - s2) \frac{1 + \xi^2}{\xi^2 - 1}$$

$$- \bar{z}2 \log(z2 - \xi) - \bar{z}1 \log(z1 - \xi) - \frac{\bar{z}1 - \bar{z}2}{\xi^2 + 1} \log \pi -$$

$$- \frac{2(z1 - z2)}{\xi^2 - 1}$$

con $P = (p+iq)$ siendo p y q las cargas normales y tangenciales aplicadas uniformemente en el trozo de agujero $z2 - z1$ y con $s = e^i$ siendo el ángulo correspondiente a los puntos $z1$ y $z2$ respectivamente.

AGRADECIMIENTOS

Uno de los autores (F.J.G.J.) agradece al Gobierno Vasco la ayuda económica proporcionada para la realización del presente trabajo.

REFERENCIAS

- /1/ Suh, N.P., "The Delamination Theory of Wear", Wear, Vol.25, pp.111-124, 1973.
- /2/ Sih, G.C., "Handbook of stress intensity factors", Institute of Fracture and Solid Mechanics, Bethlehem, Penn., 1973.
- /3/ Lowengrub, M, Int.J.Engng. Sci., 4, 69, 1966.
- /4/ Rooke, D.P. y Cartwright, D.J., "Compendium of stress intensity factors", H.M.S.O., London, 1976.
- /5/ Saada, A.S., "Elasticity-Theory and Applications", Pergamon, 1974.
- /6/ Mushkelishvili, N.I., "Some basic problems of the mathematical theory of elasticity", Noordhoff Int. Publ., Netherlands, 1953.
- /7/ Green, A.E. y Sneddon, J.N., "The distribution of stress in the neighborhood of a slat elliptical crack in an elastic solid", Proc. Cambridge Philosophical Soc., Vol.146, 1950.
- /8/ Rodríguez Ibabe, J.M., "Propagación de grietas por fatiga en estructuras Ferrito-Perlíticas (0,5%C)", Tesis doctoral, E.S.I.I. de San Sebastián, Universidad de Navarra, 1984.
- /9/ Fleming, J.R. y Suh, N.P., "Mechanics of crack propagation in delamination wear", Wear, Vol.44, pp. 39-56, 1977.
- /10/ Rosenfield, A.R., "A fracture mechanics approach to wear", Wear, Vol.61, pp. 125-132, 1980.
- /11/ Hills, D.A. y Ashelby, D.W., "On the application of fracture mechanics to wear", Wear, Vol.54, pp. 321-330, 1979.
- /12/ Hills, D.A. y Ashelby, D.W., "The initiation of wear cracks", Wear, Vol.70, pp. 365-371, 1981.
- /13/ Saada, A.S., "Elasticity. Theory and Applications", Pergamon, Nueva York, 1974.

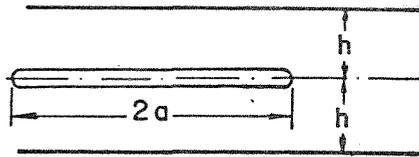


Fig. 1.- Grieta paralela a dos superficies libres.

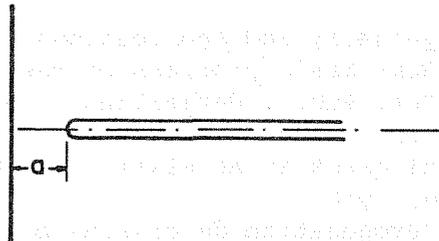


Fig. 2.- Grieta perpendicular a una superficie libre.

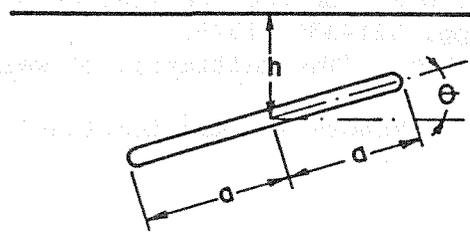


Fig. 3.- Grieta cercana a una superficie libre.

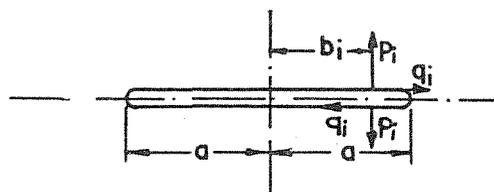


Fig. 4.- Grieta en sólido infinito.

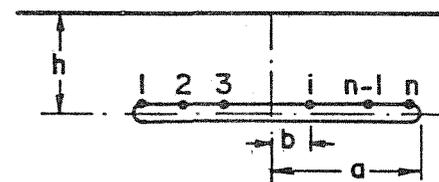


Fig. 5.- Grieta cercana y paralela a una superficie libre.

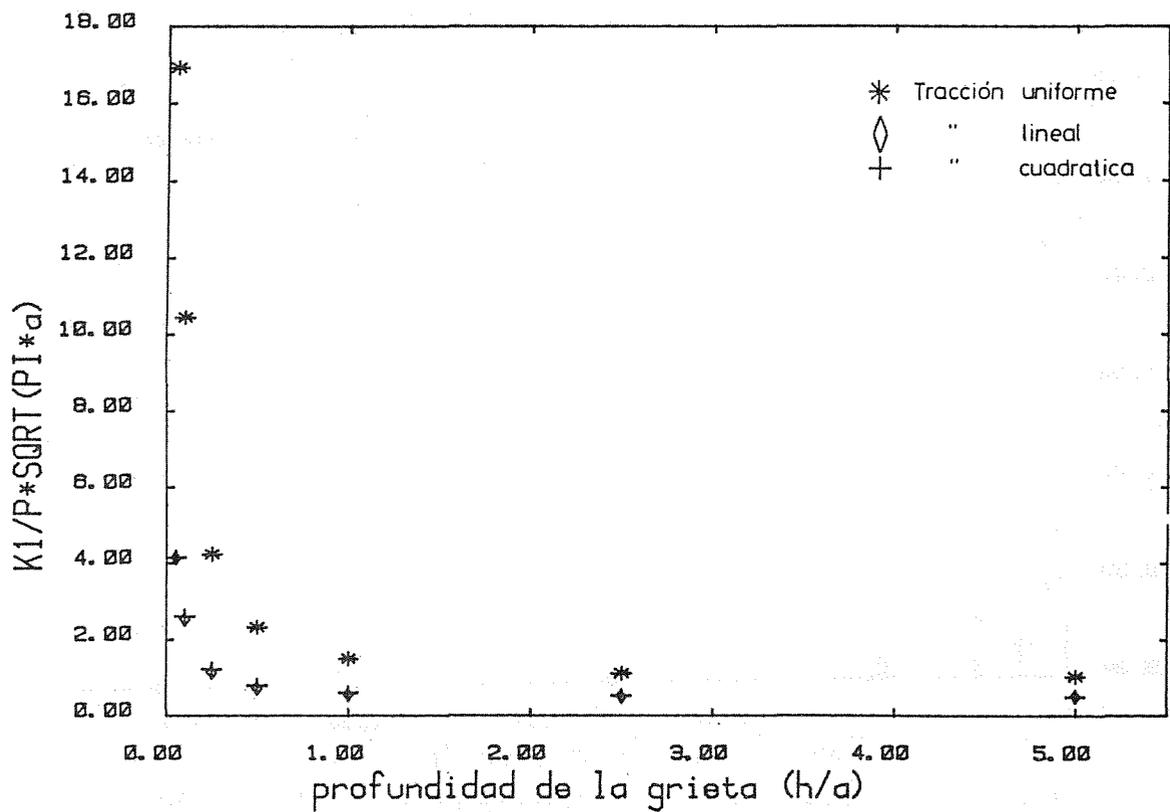


Fig. 6.- Valores de KI normalizado para diferentes tipos de carga en función de la profundidad.

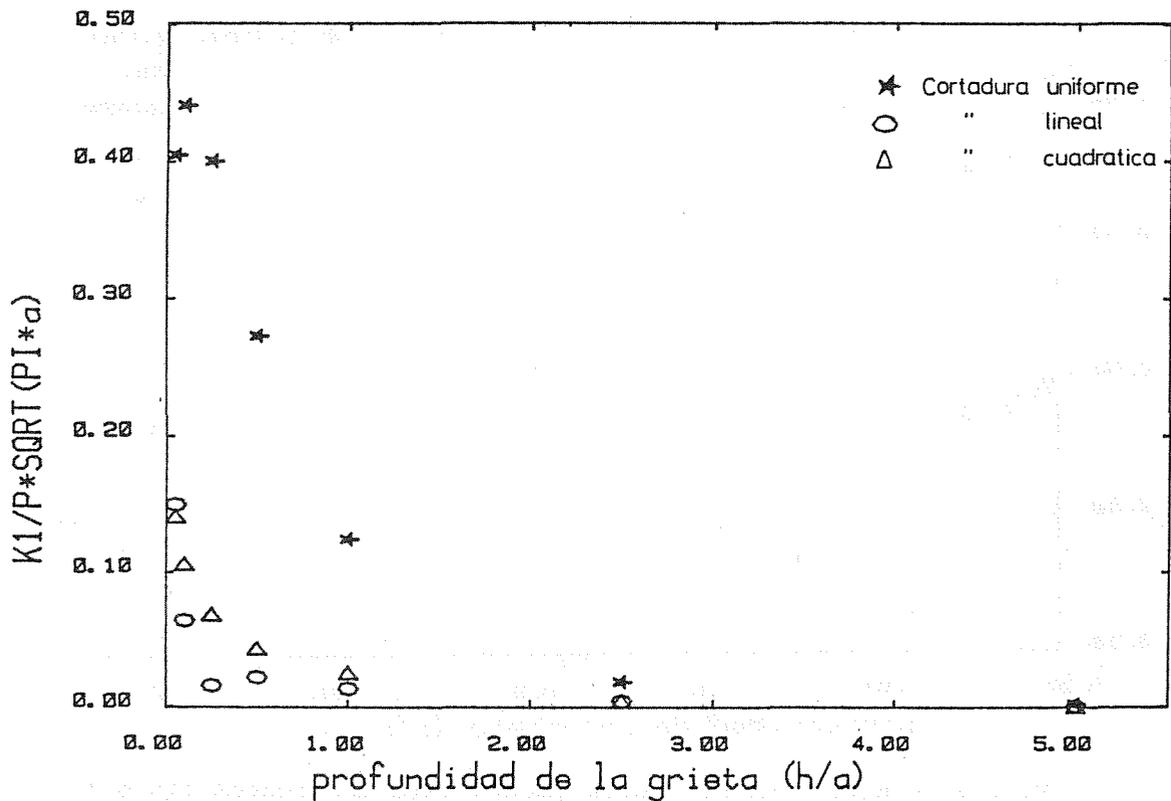


Fig. 7.- Valores de KI normalizado para diferentes tipo de carga en función de la profundidad.

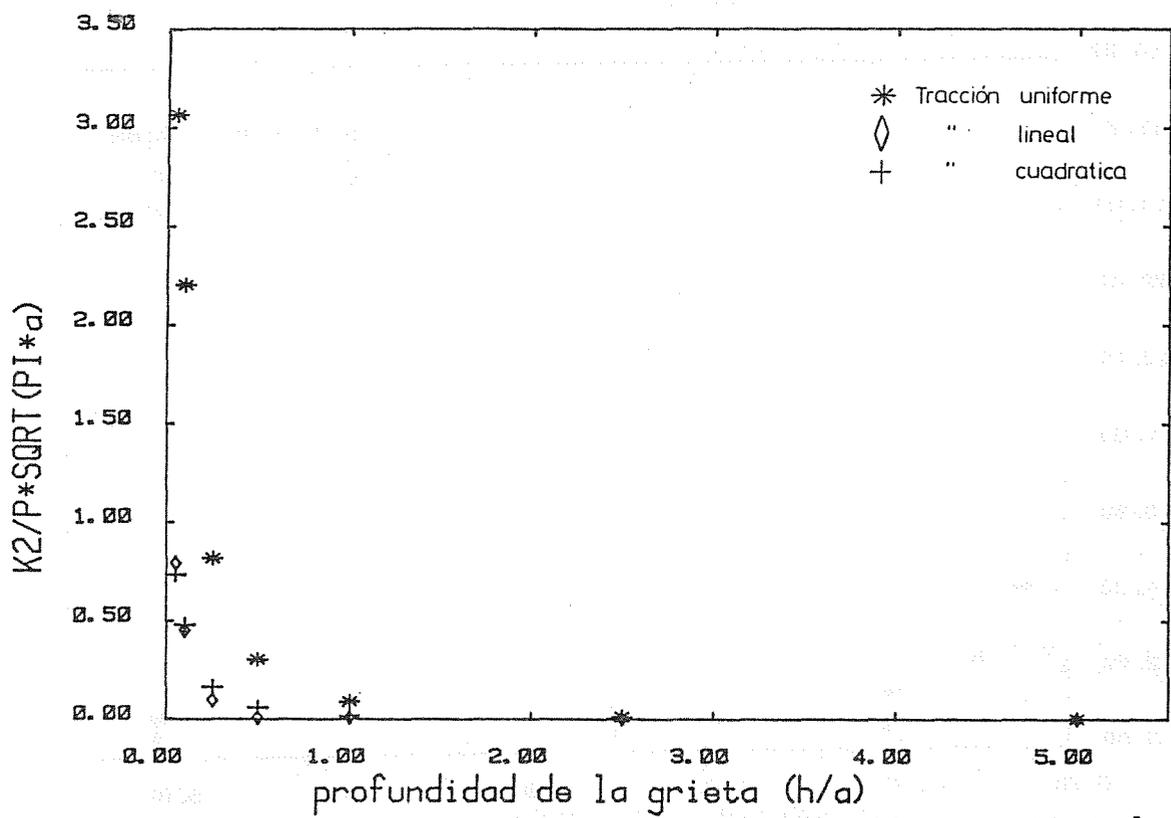


Fig. 8.- Valores de K_{II} normalizados para diferentes tipos de carga en función de la profundidad.

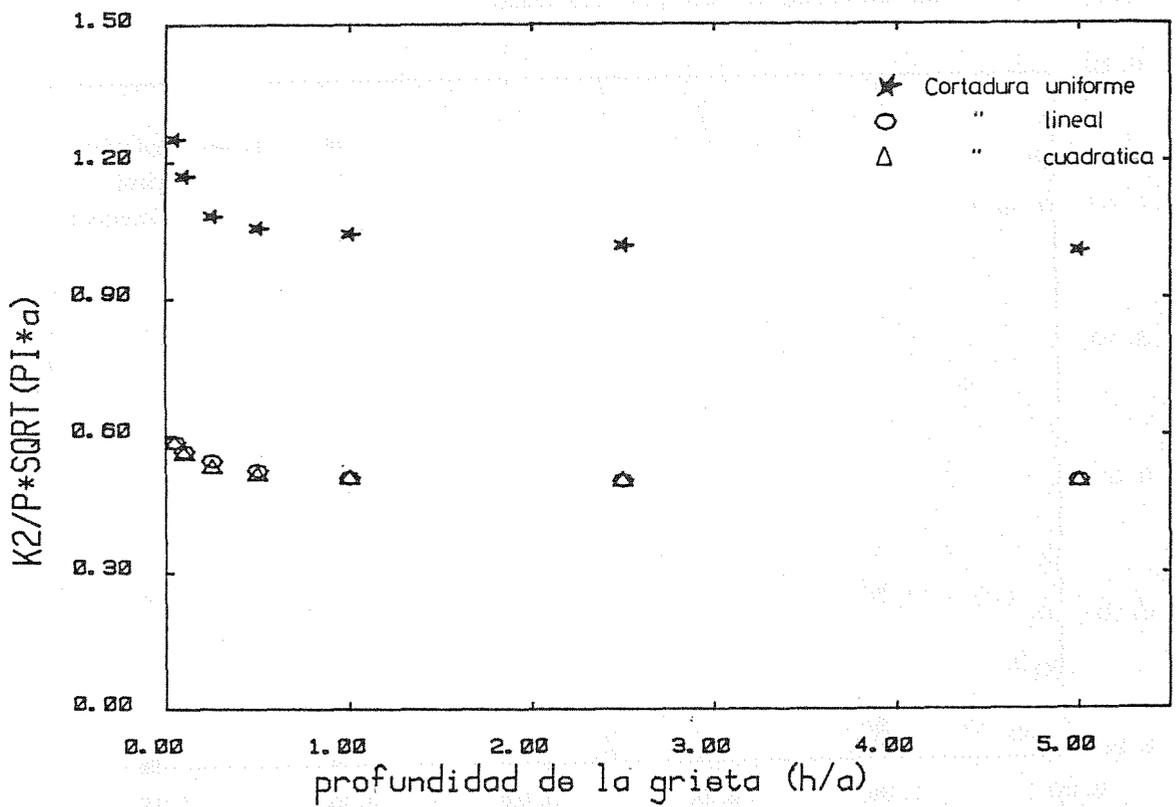


Fig. 9.- Valores de K_{II} normalizados para diferentes tipos de carga en función de la profundidad.

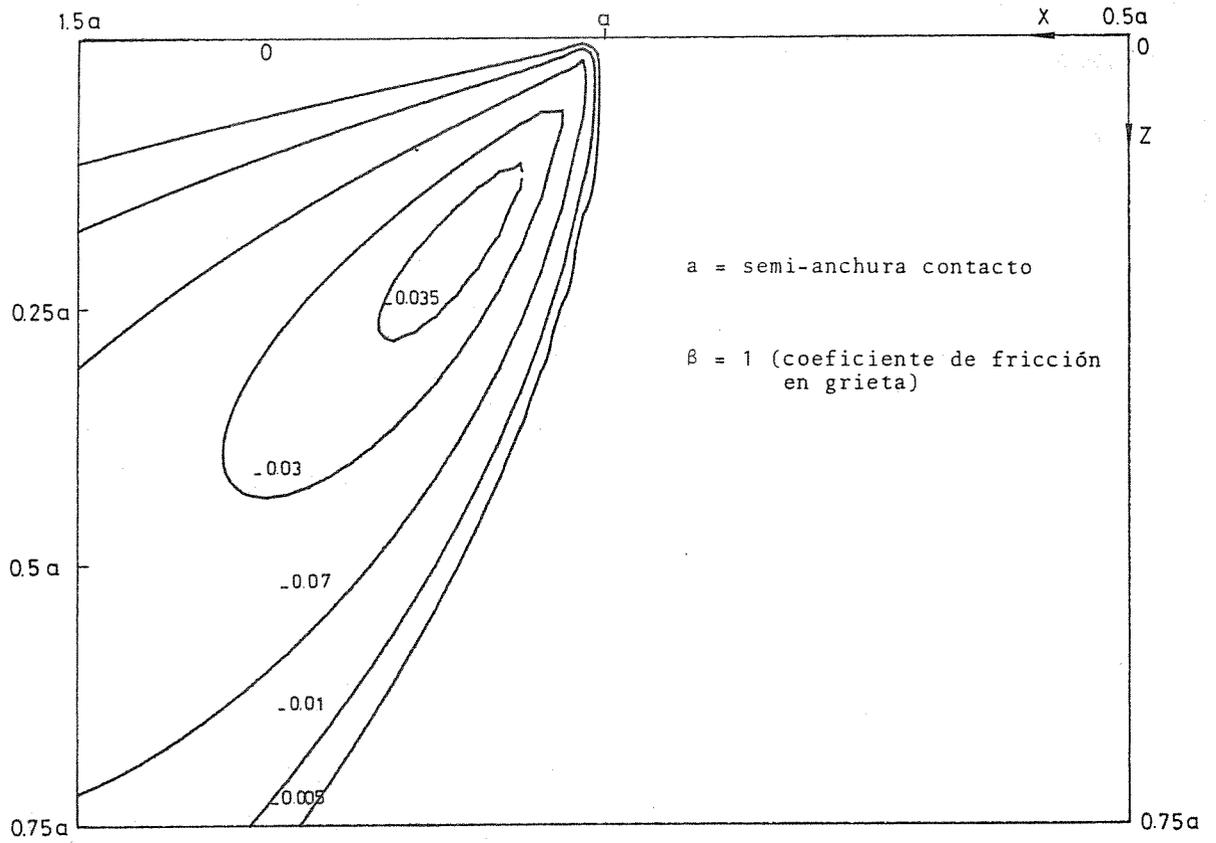


Fig. 10.- Contacto de Hertz isolíneas Zxz corregida y normalizada por la presión máxima de contacto.

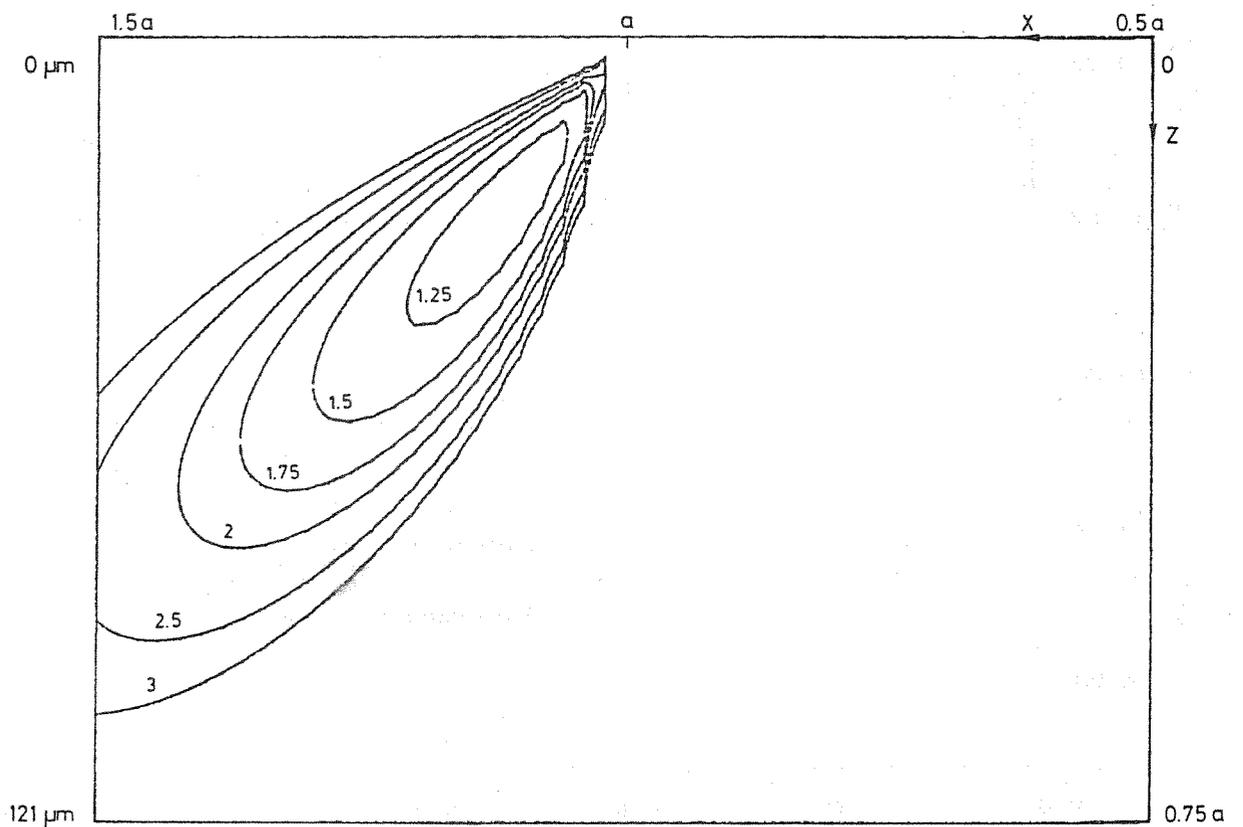


Fig. 11.- Isolíneas tamaño mínima de grieta en mm

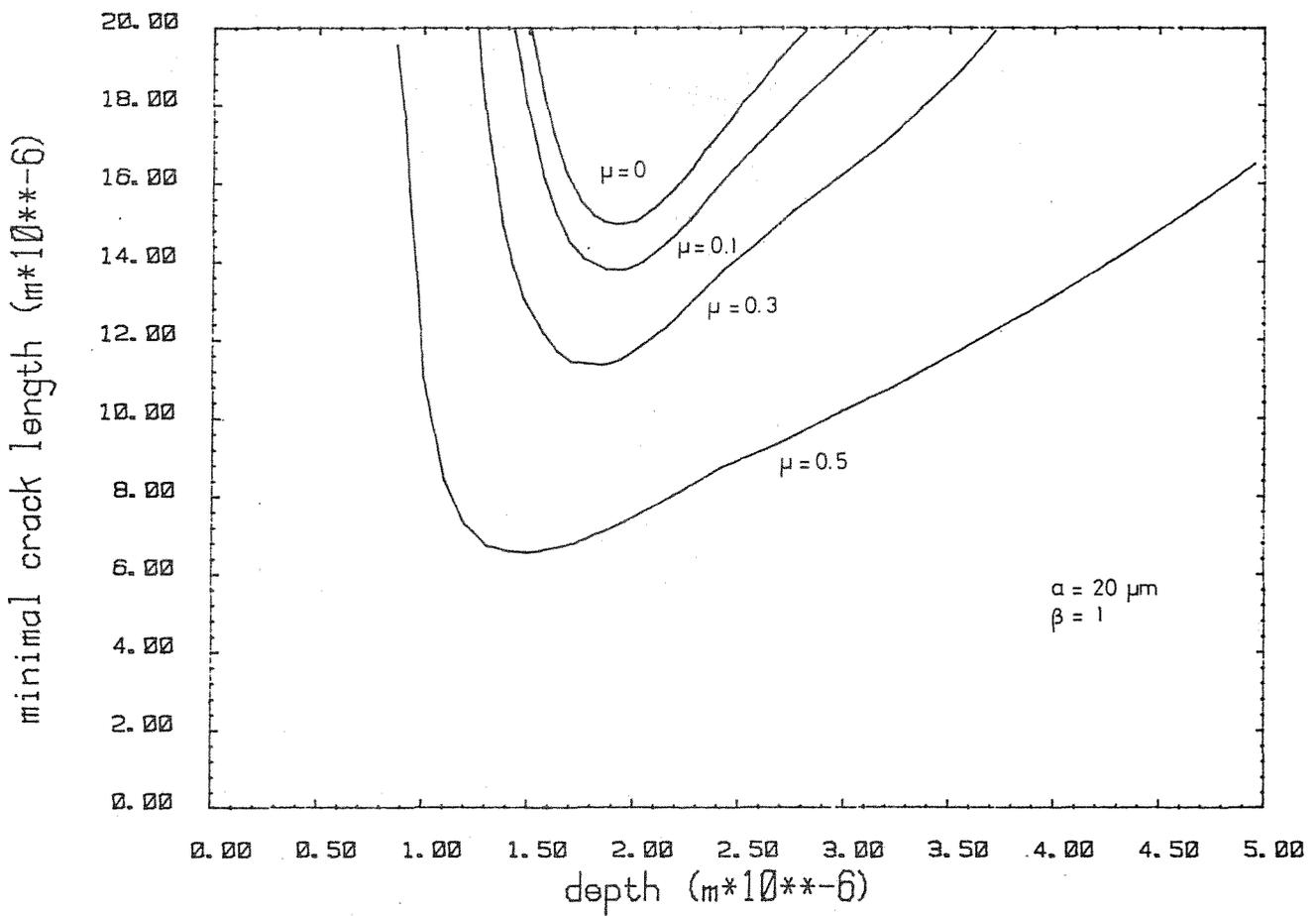


Fig. 12.- Longitud mínima de grieta para cada profundidad en función del coeficiente de fricción externo.

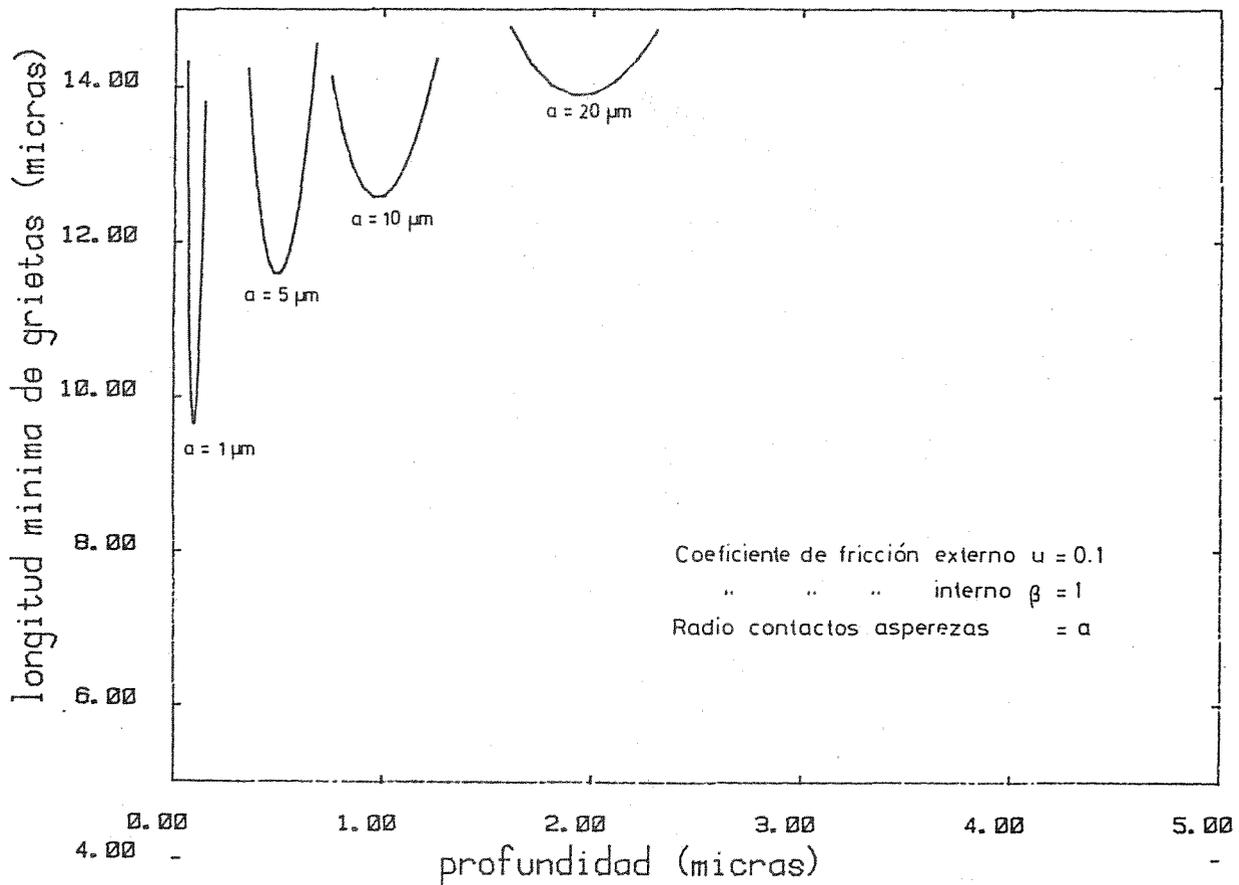


Fig. 13.- Longitud mínima de grietas para cada profundidad en función del tamaño de la aspereza.

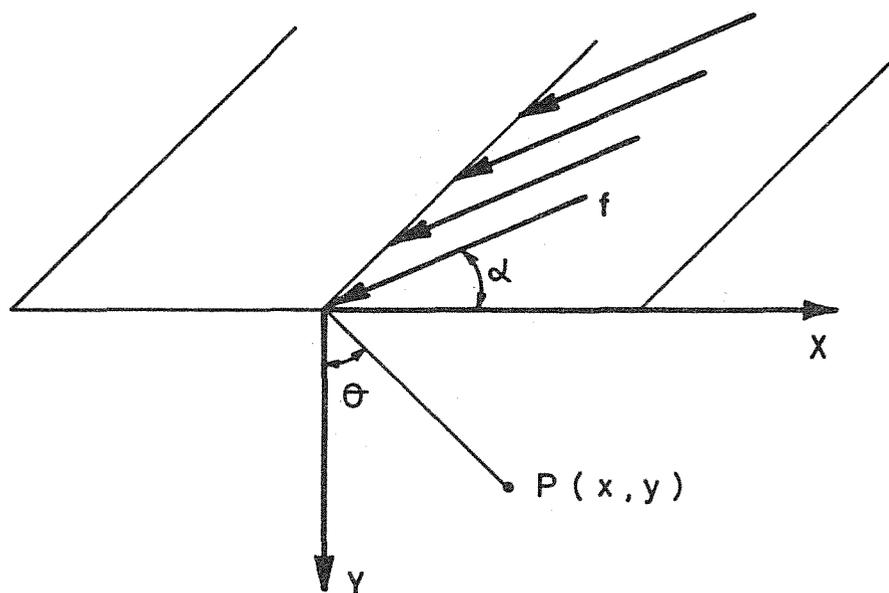


Fig. 14.- Esquema de carga superficial.

CURVAS DE INICIACION EN ALAMBRES DE PRETENSADO. INFLUENCIA DE LA PROBABILIDAD Y LONGITUD.

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

E.T.S.Ingenieros Industriales de Gijón. Ctra. de Castiello s/n. Gijón.

Se calcula la vida de iniciación en probetas de acero de pretensado como diferencia de la vida total a fatiga y de la vida de propagación estimada según la ley de Paris, considerando un defecto umbral para propagación de 250 μ m.

El análisis demuestra la dependencia de la vida de iniciación respecto de la probabilidad de rotura (probabilidad de contener un defecto mayor que uno dado), de la longitud de probeta y del rango de tensión.

The fatigue initiation life in steel prestressing wires is determined as the difference between the total fatigue life and the propagation life (which is calculated from Paris'law) for a threshold crack propagation depth of 250 μ m

The analysis shows the dependence of the initiation life on failure(probability of a crack bigger than a known crack appearing), specimen size and stress amplitude.

1.- INTRODUCCION

La vida a fatiga de un alambre de pretensado se compone de dos partes claramente diferenciadas: la vida de iniciación N_i o período de tiempo necesario para que los defectos existentes en su superficie se conviertan en fisuras de una cierta profundidad, y la vida de propagación, N_p , o período en el que las fisuras crecen de acuerdo con la ley de propagación (ley de Paris normalmente) obtenida experimentalmente según la Mecánica de la Fractura elástica lineal para estos aceros,

$$N = N_i + N_p$$

Esta diferenciación es clara desde el punto de vista de Mecánica de Fractura que analiza la respuesta mecánica del elemento en el transcurso del ensayo de fatiga bajo un amplitud de carga constante. Así el daño por fatiga se localizará desde un primer momento en un punto de la superficie de la probeta especialmente débil en virtud de la existencia de muescas, debidas al propio proceso de fabricación o a la manipulación posterior, tensiones residuales, ataque corrosivo, etc. A consecuencia de la concentración de tensiones inducida alrededor del defecto inicial se creará una zona plástica en la que se iniciará la fisura de fatiga.

En un principio y mientras no alcance un determinado valor umbral, su avance está controlado por el campo de tensiones y deformaciones asociado a la zona plástica generada alrededor del defecto superficial (ver figura 1). Este proceso corresponde a la fase de iniciación.

Sin embargo, cuando la fisura sobrepasa la región afectada por el defecto generador superficial, su avance queda controlado por el factor de intensidad de tensiones, dependiente de la propia fisura y de la carga impuesta: es la fase de propagación.

Según este criterio se interpreta que la fase de iniciación engloba la nucleación y el crecimiento lento de la fisura hasta un cierto valor umbral.

2.- PROBETAS CON DEFECTOS MENORES QUE EL UMBRAL

Hemos tomado un valor umbral de fisura de $250\mu\text{m}$. en base a las razones siguientes:

- a) Se considera que para esta profundidad los defectos superficiales perderán efecto (representan tamaños menores) y el avance de la fisura dependerá solamente del comportamiento mecánico del metal.
- b) Elices et al. /1,2/, han puesto en evidencia en aceros de pretensado la existencia de tensiones residuales importantes, que se extienden hasta una profundidad cercana a las $250\mu\text{m}$
- c) La ley de propagación de fisuras en alambres de pretensado ha sido obtenida para valores de ΔK superiores a $15\text{MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$. Por esta razón no conocemos actualmente el comportamiento de fisuras de tamaño inferior al umbral de $250\mu\text{m}$.

Una vez establecidos estos criterios básicos hemos tomado los resultados de la experimentación desarrollada en el Laboratorio Federal de Ensayos de Dübendorf, EMPA, Suiza /3/, con alambres de acero de pretensado de 7mm de diámetro, desde 1980 a 1983. Los ensayos se realizaron sobre 3 series de probetas con longitudes de 140, 1960 y 8540 mm a diferentes niveles de tensión que van desde 260 a 630 MPa, y bajo una tensión máxima constante de 1190 MPa ($0,7 R_m$).

Los resultados de los ensayos se trataron según el modelo estadístico de Castillo /4/ para obtener las correspondientes curvas de Wöhler para diferentes longitudes de probeta con inclusión de la probabilidad de rotura. La ecuación del campo de Wöhler para una probabilidad de rotura P determinada viene dada:

$$(\ln N - B) \cdot (\ln \Delta\sigma - C) = D \left[(-L_0/L) \cdot \ln(1 - P) \right]^{1/A} - E$$

Los parámetros A, B, C, D y E se estiman maximizando la función de verosimilitud.

Aplicando entonces el criterio comentado al principio de este trabajo, es posible obtener la vida de iniciación por diferencia entre la vida total N_c conocida y la vida de propagación N_p .

La obtención de la vida de propagación N_p o número de ciclos que consume la fisura en avanzar desde un tamaño de $250\mu\text{m}$ hasta su valor crítico a_c se ha realizado utilizando la velocidad de propagación de fisuras determinada por Sánchez Gálvez et al /5/ en estos aceros,

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

Valiente /2/ ha calculado, aplicando un método de elementos finitos, el factor de intensidad de tensión en alambres fisurados:

$$K = M \sigma (\pi a)^{1/2}$$

$$\text{con } M = 0,94 \text{ para } a/D > 0,15$$

$$\text{y } M = \left| 0,473 - 3,286(a/D) + 14,797(a/D)^2 \right|^{1/2} \cdot \left| (a/D) - (a/D)^2 \right|^{-1/4}$$

$$\text{para } a/D > 0,15$$

D es el diámetro del alambre

Integrando la expresión de la velocidad de propagación de fisuras desde el defecto inicial de $250\mu\text{m}$ hasta el defecto crítico a_c se obtiene la vida de propagación N_p .

El valor crítico de la fisura a_c se obtiene igualando la expresión del factor K para $\sigma = \sigma_{\text{máx}}$ (1190 MPa) con la tenacidad de fractura de estos aceros ($K_c = 90 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$).

Se obtienen de este modo las curvas de iniciación de fisuras $N_i - \Delta\sigma$, cuya forma característica aparece representada en la figura 2, que corresponde al número de ciclos necesarios para generar en el alambre una fisura de $250\mu\text{m}$ de profundidad.

3.- PROBETAS CON DEFECTOS MAYORES DE $250\mu\text{m}$

En el caso de las longitudes de probeta mayores (1960 y 8540 mm) y probabilidad de rotura más bajas, el tamaño de los defectos iniciales existentes en la superficie de los alambres pueden ser mayores que $250\mu\text{m}$. /6/.

Las curvas de iniciación obtenidas en estos casos ($a_0 > 250\mu\text{m}$) muestran la forma representada en la figura 3 en la que se observa que a partir de un determinado nivel de tensión ($\Delta\sigma$) la vida de iniciación N_i se anula y el alambre se encuentra en fase de propagación desde el primer ciclo de carga, es decir, en estos casos la vida de propagación correspondería al crecimiento de la fisura desde su valor inicial a_0 ($a_0 > 250\mu\text{m}$) hasta su tamaño crítico a_c . Sin em-

bargo para los niveles del rango de tensión inferiores ($\Delta\sigma < \Delta\sigma_p$), a pesar del tamaño de los defectos iniciales presentes, existe cierto período de iniciación tanto mayor cuanto menor es la magnitud de la tensión aplicada. Aquí, el intervalo del factor de intensidad de tensión que actúa al iniciar el ensayo es muy pequeño ($\Delta K < 13\text{MN.m}^{-3/2}$) y el período de iniciación N_i correspondería al número de ciclos necesarios para acumular un daño tal alrededor del defecto inicial como para hacer avanzar la fisura, es decir, el período necesario para hacer crecer lentamente el defecto inicial a hasta un tamaño a_p tal que el rango del factor de intensidad de tensión sea ΔK_p^0 , deducido a partir del valor de $\Delta\sigma_p$ para un defecto inicial conocido a_0 ,

$$\Delta K_p = 0,94.\Delta\sigma_p . (\pi a_0)^{1/2}$$

El rango del factor de intensidad de tensión ΔK para un $\Delta\sigma$ cualquiera y una fisura de tamaño a_p será:

$$\Delta K = 0,94.\Delta\sigma . (\pi a_p)^{1/2}$$

Igualando ambos factores, resulta:

$$a_p = (1/\pi) . (\Delta K_p / 0,94.\Delta\sigma)^2$$

La vida de iniciación N_i la calcularíamos en todos estos casos restando de la vida total N la correspondiente a la propagación de la fisura desde a_p hasta el valor crítico a_c .

Las curvas de iniciación de fisuras correspondientes a las 3 series de probetas ensayadas (140, 1960 y 8540mm) y para diferentes probabilidades se presentan en las figuras 4 a 6.

4.- CONCLUSIONES

Sobre las curvas de iniciación se pueden destacar las observaciones siguientes:

- 1) En las probetas más cortas (140mm, longitud habitual de ensayo) existe fase de iniciación incluso en los ensayos realizados con amplitudes de tensión más alta ($\Delta\sigma=630\text{MPa}$), salvo en el caso de probabilidades muy bajas $\ll 5\%$.
- 2) Por el contrario las probetas más largas (1960 y 8540mm) muestran fase de iniciación solamente para amplitudes de tensión menores o bien para amplitudes de tensión y probabilidades de rotura altos.
- 3) Para amplitudes de tensión próximas al límite de endurancia, en todos los casos (todos los tamaños y todas las probabilidades), el número de ciclos de la fase de propagación es despreciable frente al correspondiente a la iniciación, de modo que es esta última la fase determinante.

Por último se representan en la tabla 1 los valores ΔK obtenidos en el proceso de cálculo. Nótese que estos valores, que definen el intervalo del factor de intensidad de tensiones a partir del cual se inicia la fase de propagación, muestran una variación pequeña para las diferentes probetas y probabilidades, fluctuando entre los valores extremos de 8,8 y 12,8 $\text{MN.m}^{-3/2}$.

En cualquier caso se trata siempre de valores cercanos a 15 $\text{MN.m}^{-3/2}$, límite inferior experimental de la ley de propagación de fisuras en estos alambres, lo que a su vez justifica la suposición de que la fase de iniciación se extiende hasta alcanzar este valor.

REFERENCIAS

- /1/ Elices M., Sánchez Gálvez V. y Maeder V.
British Corrosion Journal, 18, nº 2, 1983.
- /2/ Valiente A.
Criterios de fractura para alambres.
Tesis Doctoral. U.P.Madrid. E.T.S.I.C.C.P. Madrid. 1980.
- /3/ Fdez Canteli A., Esslinger V. y Thürlimann B.
Ermüdungsfestigkeit von Bewehrungs- und Spannstählen.
Bericht Nr. 8002-1. Institut für Baustatik und Konstruktion.ETH,Zürich.
1984.
- /4/Castillo E., Fdez Canteli A., Esslinger V. y Thürlimann B.
Statistical model for fatigue analysis of wires, strands and cables.
IABSE Proceedings p-82/85, February 1985.
- /5/ Sánchez Gálvez V., Elices M. y Valiente A.
Fatigue crack propagation in prestressing steel wires.
IABSE Proceedings. Colloquium Lausanne p. 639-646. 1982.
- /6/ J.E. Fdez Rico.
Aplicación de la Mecánica de Fractura a la predicción de vida de elementos
simples en fatiga. Influencia de la longitud de probeta.
Tesis Doctoral.Univ. Oviedo E.T.S.I.I. Gijón. 1984.

TABLA 1- Valores de ΔK ($\text{MN.m}^{-3/2}$) al finalizar la fase de
iniciación, deducidos para los ensayos analizados

P	Long. 140	Long. 1960	Long. 8540
0,0	8,8	8,8	8,8
0,1		11,0	10,0
0,2		12,2	10,4
0,3			10,7
0,4			11,1
0,5			11,5
0,6			12,0
0,7			12,8

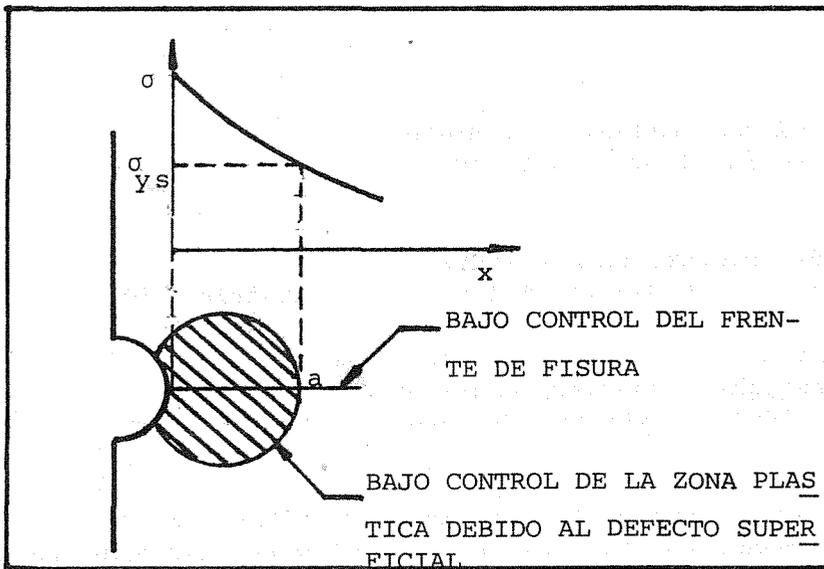


Fig.1 - Iniciación y propagación de fisuras por fatiga.

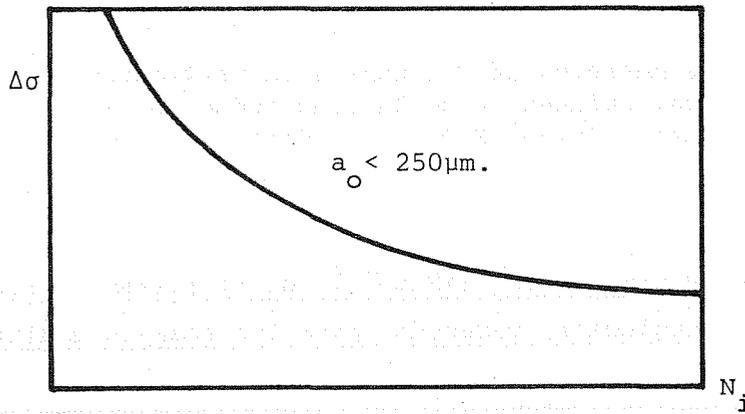


Fig.2 - Ciclos de iniciación de fisuras por fatiga. Probetas con defecto inicial menor de $250\mu\text{m}$.

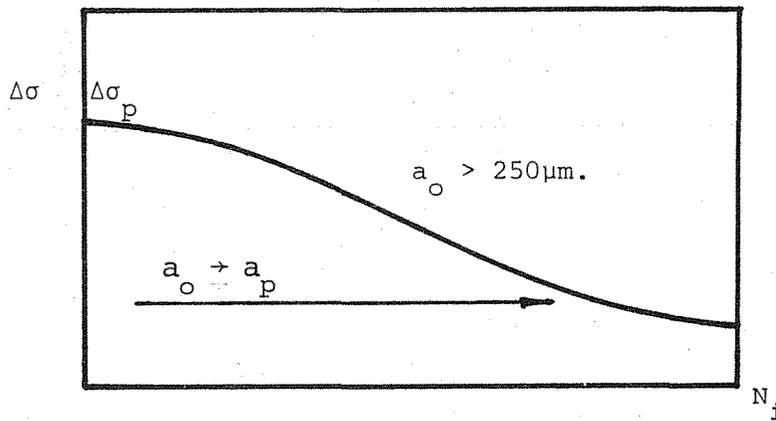


Fig.3 - Ciclos de iniciación de fisuras por fatiga. Probetas con defecto inicial mayor de $250\mu\text{m}$.

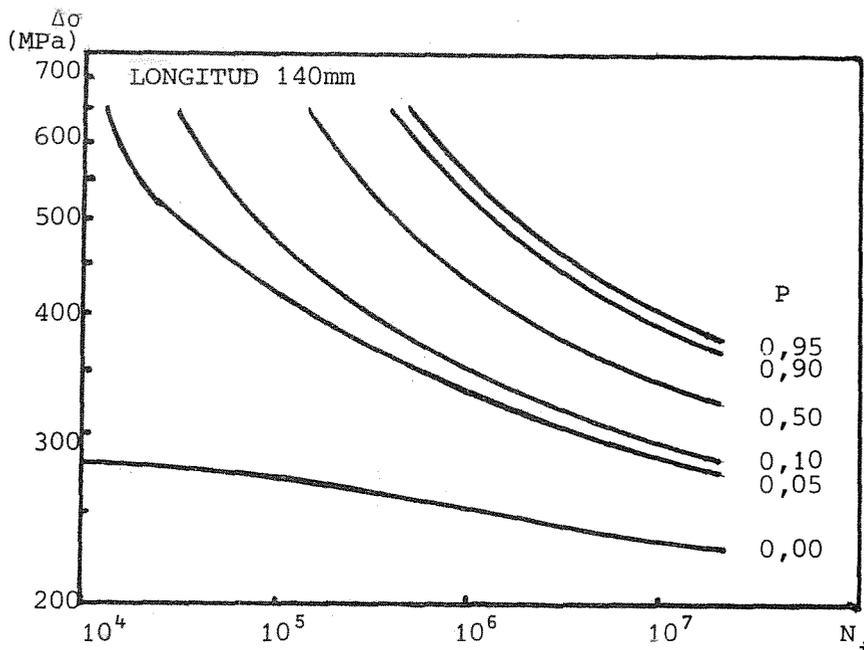


Fig.4- Curvas de iniciación. Probetas de 140mm.

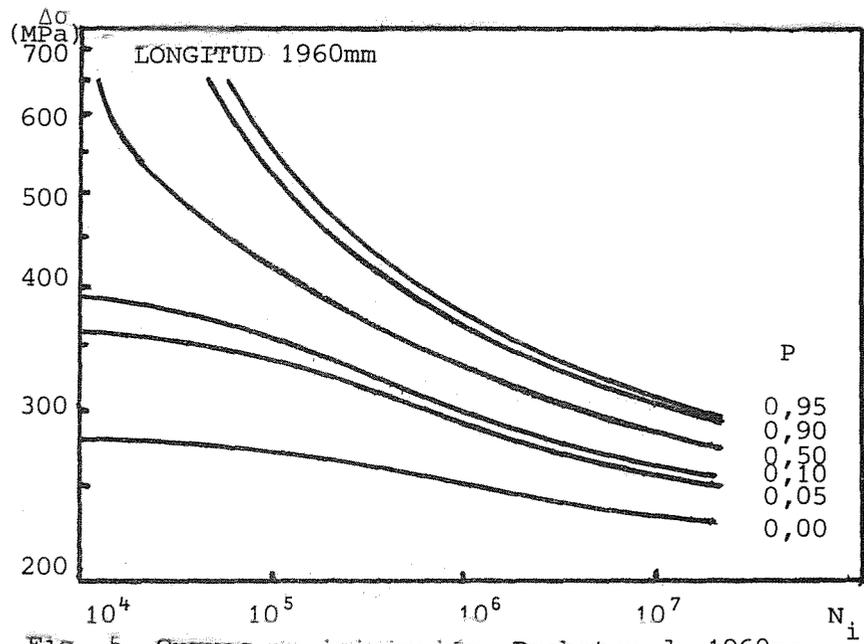


Fig. 5- Curvas de iniciación. Probetas de 1960mm.

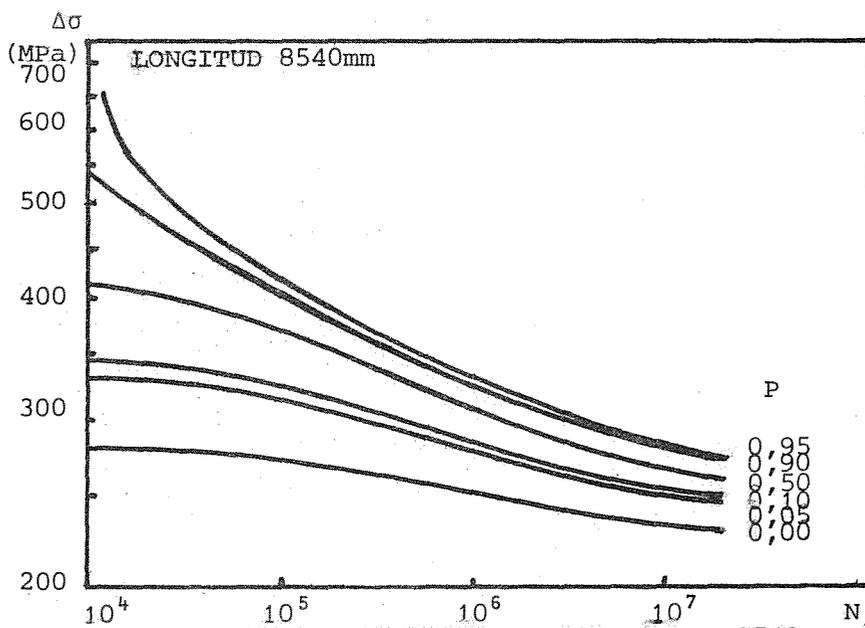


Fig. 6- Curvas de iniciación. Probetas de 8540mm.

CARACTERIZACION DEL COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE UN ACERO (ST 52/35)
PARA ESFERAS DE ALMACENAMIENTO FRAGILIZADO POR HIDROGENO

Federico Gutierrez-Solana Salcedo

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad de Cantabria
SANTANDER*

RESUMEN

Este trabajo presenta la caracterización de un acero ST 52/35 ante fenómenos de fatiga, aplicando las técnicas relacionadas con Mecánica de Fractura, en el aire y en presencia de hidrógeno, para su aplicación en el diseño estructural de sistemas de almacenamiento de gases combustibles que pueden ser enriquecidos con hidrógeno o sustituidos por él.

El desarrollo de los procesos de caracterización permite apuntar una serie de criterios a tener en cuenta en la metodología ante la ausencia de una normativa que cubra completamente la misma.

SUMMARY

This work presents the characterization to fatigue phenomena of a steel (ST 52/35), using Fracture Mechanics techniques, in air and in simulated hydrogen atmosphere, to be applied to the design of storage systems of gas that can be partially, or totally substituted by hydrogen.

After this work several metodological points are suggested due to the absence of a standard that cover all the characterization process.

1.- INTRODUCCION

El estudio de la seguridad de los recipientes empleados en el transporte y almacenamiento de gases combustibles es una cuestión de sumo interés que viene siendo abordada recientemente en base a los conocimientos de Mecánica de Fractura.

El enriquecimiento de estos gases con hidrógeno o la sustitución de los mismos por éste, muestra la necesidad de conocer el comportamiento de los materiales utilizados para la construcción de estos recipientes en presencia de hidrógeno pensando en su posible efecto fragilizante.

En este trabajo se aborda la caracterización del comportamiento en fatiga de un acero ferrítico-perlítico ST 52/35 (Tabla 1), utilizado en esferas de almacenamiento, como punto de partida para su empleo en posibles diseños estructurales. Esta caracterización se ha realizado en el aire, como referencia, y en presencia de hidrógeno.

2.- CARACTERIZACION EN EL AIRE

La caracterización en el aire se realizó sobre probetas tipo compacto, de 12,5 mm de espesor, cuya expresión del factor de intensidad de tensiones, K_I , es conocida /1/. Estas probetas se ensayaron a fatiga con una relación de cargas $R=0.1$, determinándose inicialmente el valor umbral, ΔK_{th} , y posteriormente la ley de propagación en estado II de tipo Paris.

Para la determinación del valor umbral se dieron distintos escalones de carga en forma decreciente, ΔK decrecientes, con unos saltos que variaron del 5 al 2% al aproximarse al valor buscado, para evitar problemas de paradas en la propagación debidas a efectos de cargas previas. Se estudió en cada escalón la velocidad de propagación, da/dN , alcanzada en relación con el tamaño de la zona plástica previa obtenida en el escalón de carga anterior, notándose una estabilización de la misma, $(da/dN)^*$, al dejar de ser influida por zonas plásticas anteriores. La Figura 1 muestra este análisis, sugiriéndose por tanto como valores válidos de velocidad de propagación aquellos alcanzados tras una propagación en un escalón i dado por el valor $\Delta a_i = 1/\pi \cdot (K_{max\ i-1}^2 - K_{max\ i}^2) / \sigma_y^2$ (1)

La Figura 2, muestra la relación logarítmica ΔK , da/dN en la zona próxima al umbral, estado I, obtenida de los ensayos de dos probetas, sobre las que se midió el umbral en tres posiciones de parada de la propagación. El valor medio alcanzado fué de $9.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, y la dispersión $\pm 7,5\%$, que no parece aleatoria sino, como se aprecie en la Figura 3, está influenciada por la longitud relativa de la fisura, a/w , en el instante de la parada, debido a efecto de los mecanismos de cierre.

Tras la obtención del valor umbral, se obtuvo la caracterización de la zona de propagación, estado II, mediante la expresión

$$da/dN = 2.1 \cdot 10^{-14} \cdot \Delta K^{4.8} \quad (2)$$

La Figura 4, muestra el comportamiento obtenido que fué comparable al previamente observado para aceros semejantes. /2/.

3.- CARACTERIZACION EN PRESENCIA DE HIDROGENO

Para caracterizar el material en presencia de hidrógeno se procedió previamente a polarizar catódicamente las probetas en una solución 1N de H_2SO_4 con una densidad de corriente de 1 mA/cm^2 . El hidrógeno que así entra en el material tiene un efecto fragilizante sobre este tipo de aceros, medido en términos de pérdida de reducción de área, equivalente al que origina un am-

biente de hidrógeno gaseoso con presión de 7 a 10 MPa. /3/.

Las probetas se recubrieron posteriormente con Cadmio en un proceso electro-lítico para evitar la difusión del hidrógeno interno al exterior. La caracterización en fatiga se realizó sobre las probetas así preparadas de forma análoga a la realizada en aire. La Figura 5 muestra los resultados obtenidos para el valor umbral, comparándolos con los obtenidos en el aire. Si bien, como puede apreciarse, los valores de ΔK_{th} son inferiores, la diferencia puede ser debida al efecto de la longitud de la grieta de parada exclusivamente, no apareciendo una influencia importante de la presencia de hidrógeno.

La Figura 6 muestra los resultados de la propagación en zona II, donde se observa una mayor velocidad de propagación con respecto a los ensayos realizados en el aire debido a la presencia de hidrógeno. Este efecto es dependiente de la frecuencia de ensayo, de modo que para cada frecuencia existe una velocidad de propagación límite por encima de la cual no se manifiesta el efecto del hidrógeno, debido a que no le da tiempo a alcanzar el de la grieta por difusión en el proceso de avance de la misma.

Finalmente se alcanzó un valor de K_{IC} para el material así fragilizado de $47 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, concordante con valores previamente determinados, aproximadamente 3 veces inferior al de materiales de este tipo sin fragilizar /3,4/.

4.- CONCLUSIONES SOBRE EL COMPORTAMIENTO DEL MATERIAL

Los resultados obtenidos destacan que para frecuencias por debajo de una dada la presencia de hidrógeno en las condiciones ensayadas aumenta la velocidad de propagación de 5 a 10 veces. En las aplicaciones de este material en esferas de almacenamiento, las frecuencias de los estados de carga previstos son suficientemente bajas para que la presencia de hidrógeno sea un factor muy importante a considerar a la hora del diseño. Dependiendo de su presión parcial, el hidrógeno existente puede reducir considerablemente la vida de una estructura debido a una propagación más rápida (x10) y a una disminución de la tenacidad a fractura del material (x3). Es decir, que los tiempos de vida útil previamente calculados en condiciones ambientales normales y en estado de fisuración inicial /5/, pueden verse reducidos a valores cuando menos preocupantes, caso de tener hidrógeno almacenado.

5.- RECOMENDACIONES SOBRE LA METODOLOGIA

La falta de normativa que cubra totalmente los procesos de caracterización seguidos en este trabajo, ha obligado a la realización de comprobaciones accesorias que permiten hacer algunas recomendaciones complementarias a la normativa existente sobre el tema /6/, como son:

- Los escalones de disminución de cargas para la localización del valor umbral deben variar del 5 al 2% en las proximidades de éste.
- Los datos de propagación obtenidos serán válidos una vez sobrepasado en cada escalón la zona influenciada por la plastificación debida al escalón anterior, siendo una expresión de esta zona la dada en la ecuación (1).
- Los valores de ΔK_{th} son dependientes de la longitud de fisura de parada, siendo necesario abordar este hecho considerando los micromecanismos de propagación y cierre.
- En el estudio de propagación por fatiga en medios agresivos se observa que las variaciones de frecuencia de menor a mayor originan retrasos en la velocidad de propagación (Figura 6) por lo que deben evitarse.

6.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se desarrolló en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales de Carnegie Mellon University, gracias al apoyo de sus profesores Bernstein y Thompson, y a la financiación de BUTANO, S.A. en un proyecto marco sobre fragilización por Hidrógeno dirigido por el Profesor Elices.

REFERENCIAS

- /1/ Brown, B.F. "Stress Corrosion Cracking in High Strength Steel and Titanium and Aluminum Alloys", Naval Research. Lab. 1972.
- /2/ Barsom, Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry, Series B, 93, n°4, 1971.
- /3/ Gutiérrez-Solana, F. "Fragilización por Hidrógeno en Tuberías de Acero". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid, 1981.
- /4/ Gutiérrez-Solana, F; Elices, M. "High Pressure Hydrogen Behaviour of a Pipeline Steel" in Corrent Solutions to Hydrogen Problems in Steel, Interrante and Pressouyre Ed. ASM, 1982.
- /5/ Valiente, A; Elices, M; Gutiérrez-Solana, F; Toribio, J. "La seguridad a fractura de los depósitos esféricos para gases licuados del petróleo". Anales de Ingeniería Mecánica, 1, p. 50-56, 1983.
- /6/ ASTM, Standards - E 647-83. Volume 03.01, Annual book, 1984.

TABLA 1 - Características del acero ST 52/35

Composición química (% Peso)					
C	S	P	Si	Mn	
0.16	0.04	0.02	0.27	1.45	
Límite elástico					365 MPa
Resistencia a tracción					530 Mpa
Deformación bajo carga máxima					22%

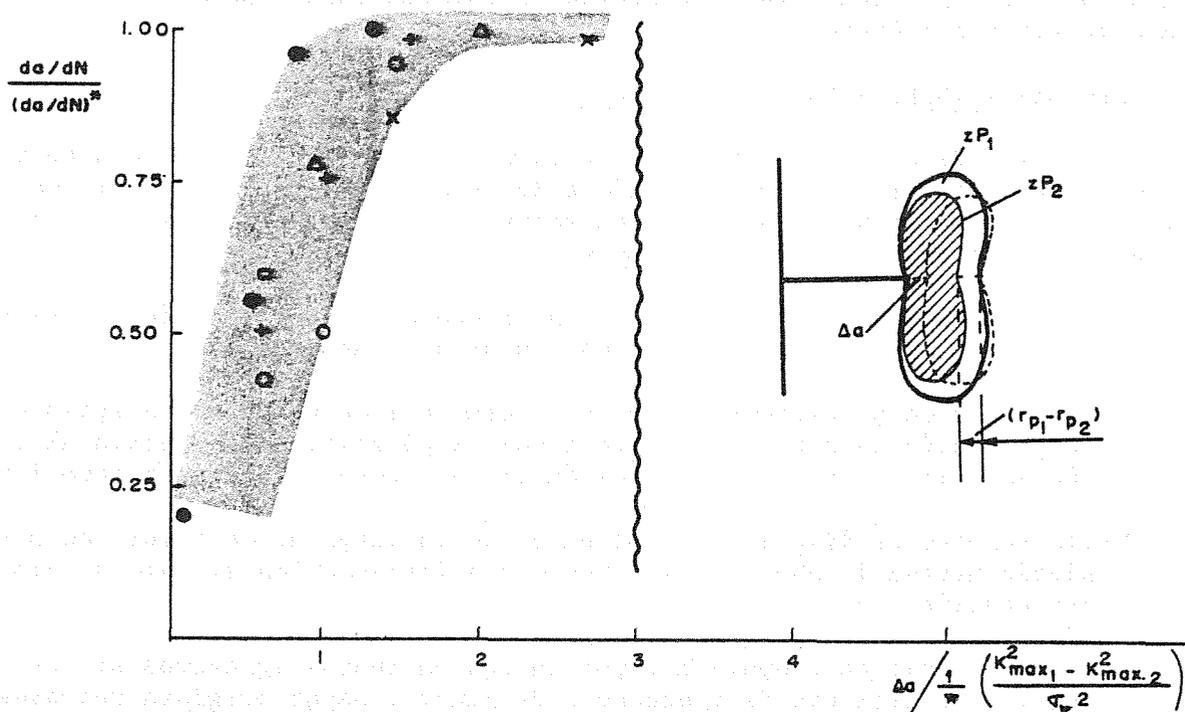


Figura 1.- Efecto del escalón de carga previo en la velocidad de propagación.

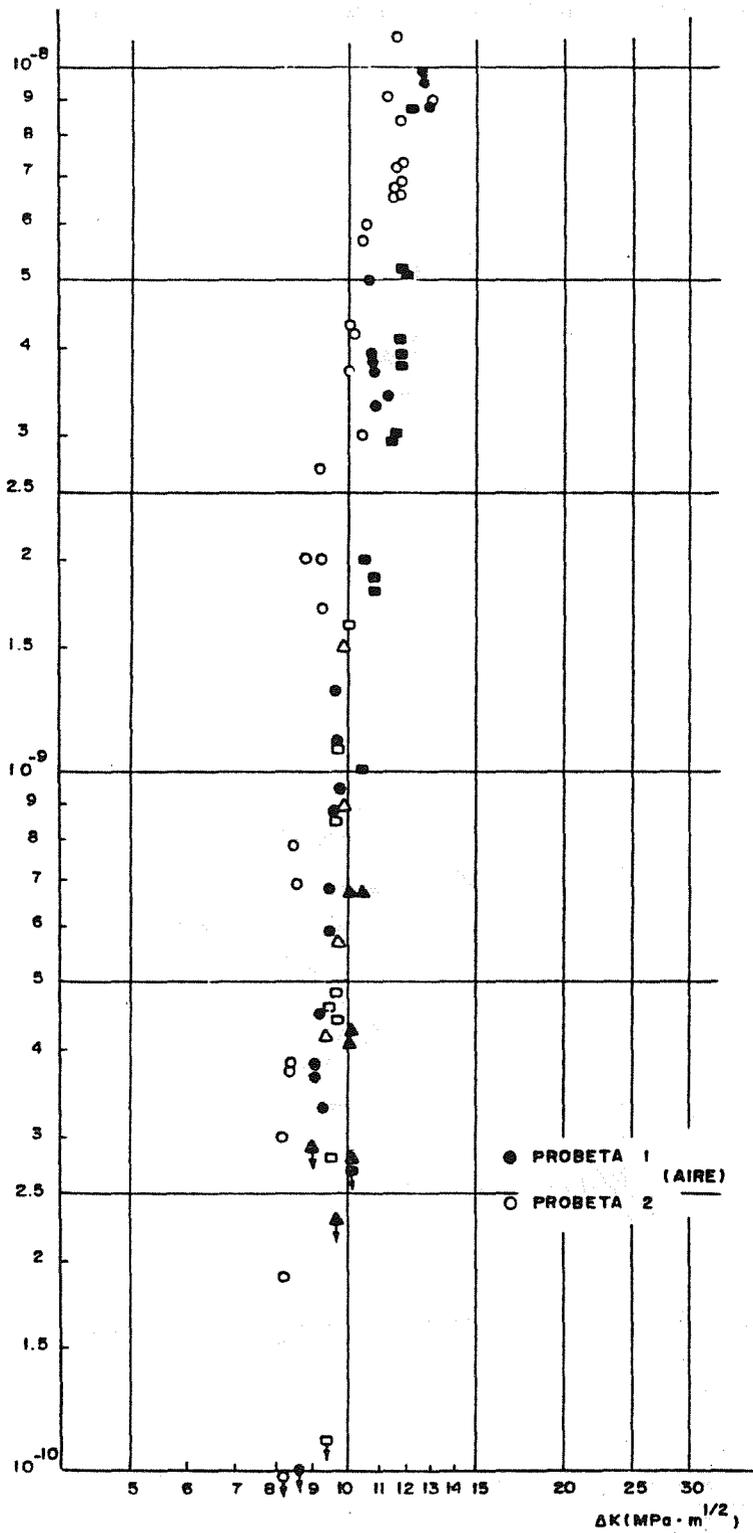


Figura 2.- Caracterización en el aire. Umbral (Estado I).

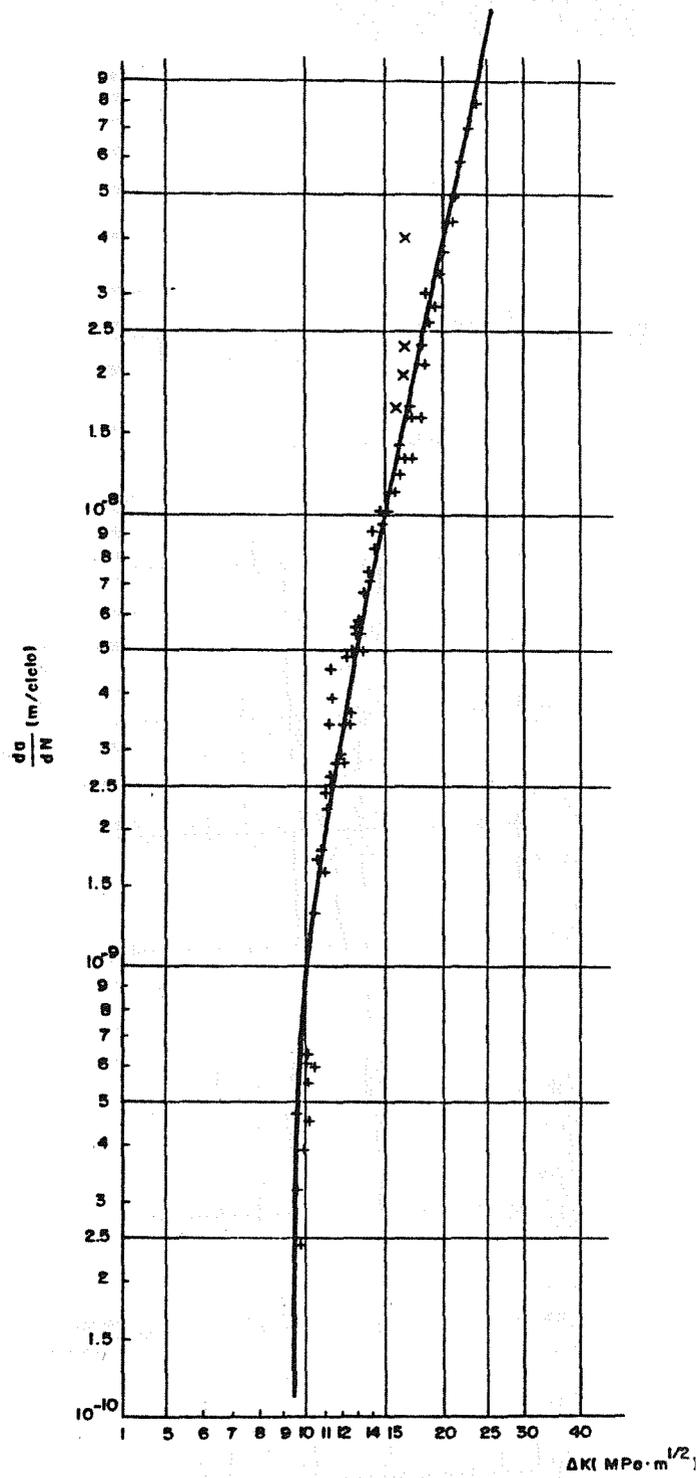


Figura 4.- Caracterización en el aire. Propagación (Estado II).

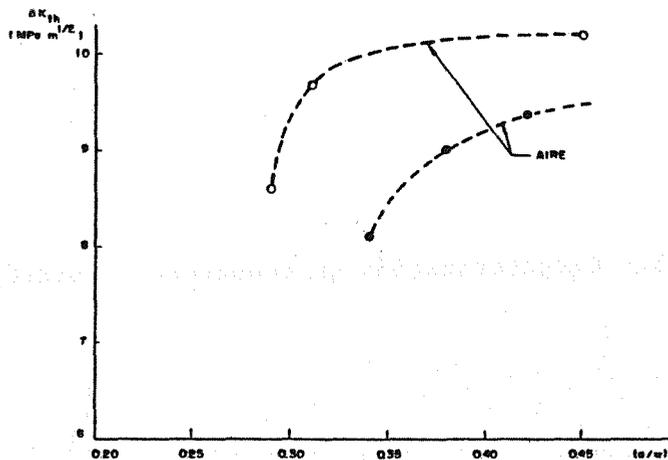


Figura 3.- Influencia de la longitud de fisura de parada en el valor umbral

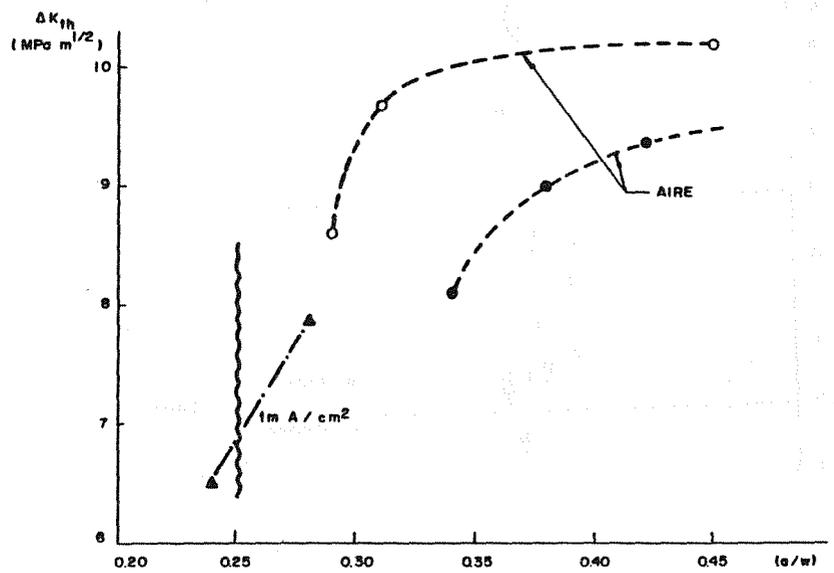
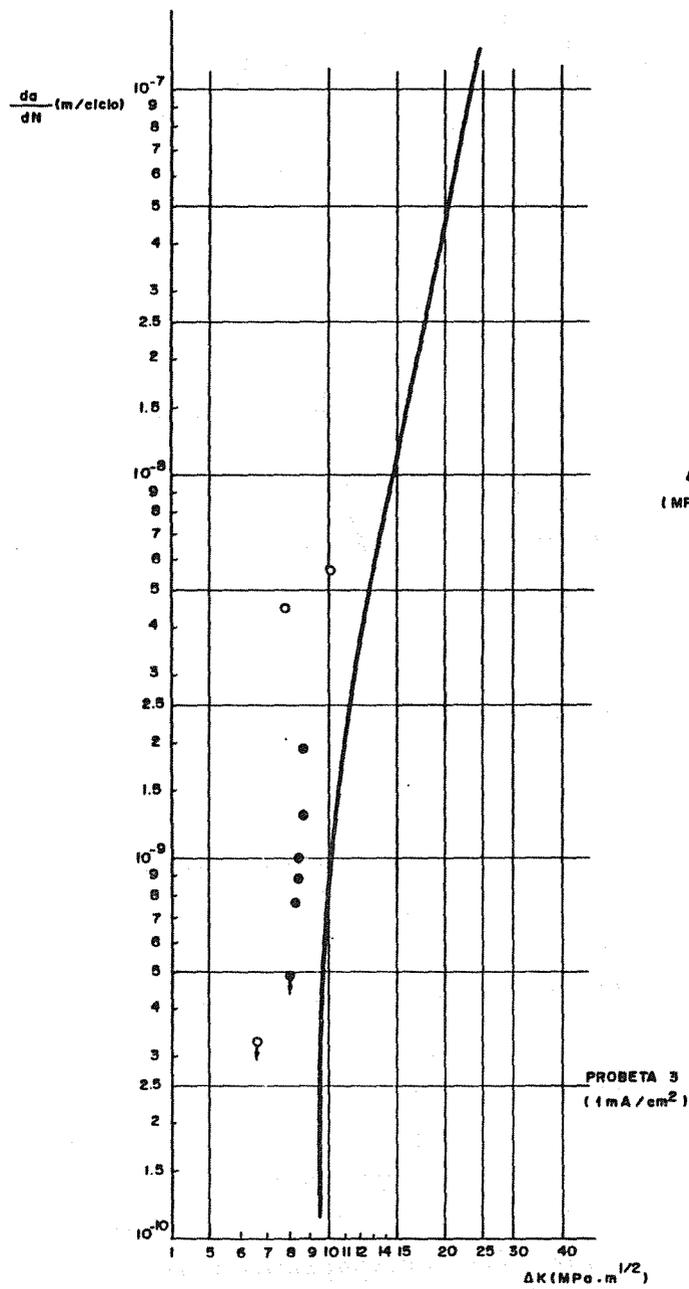


Figura 5.- Caracterización en presencia de hidrógeno. Umbral.

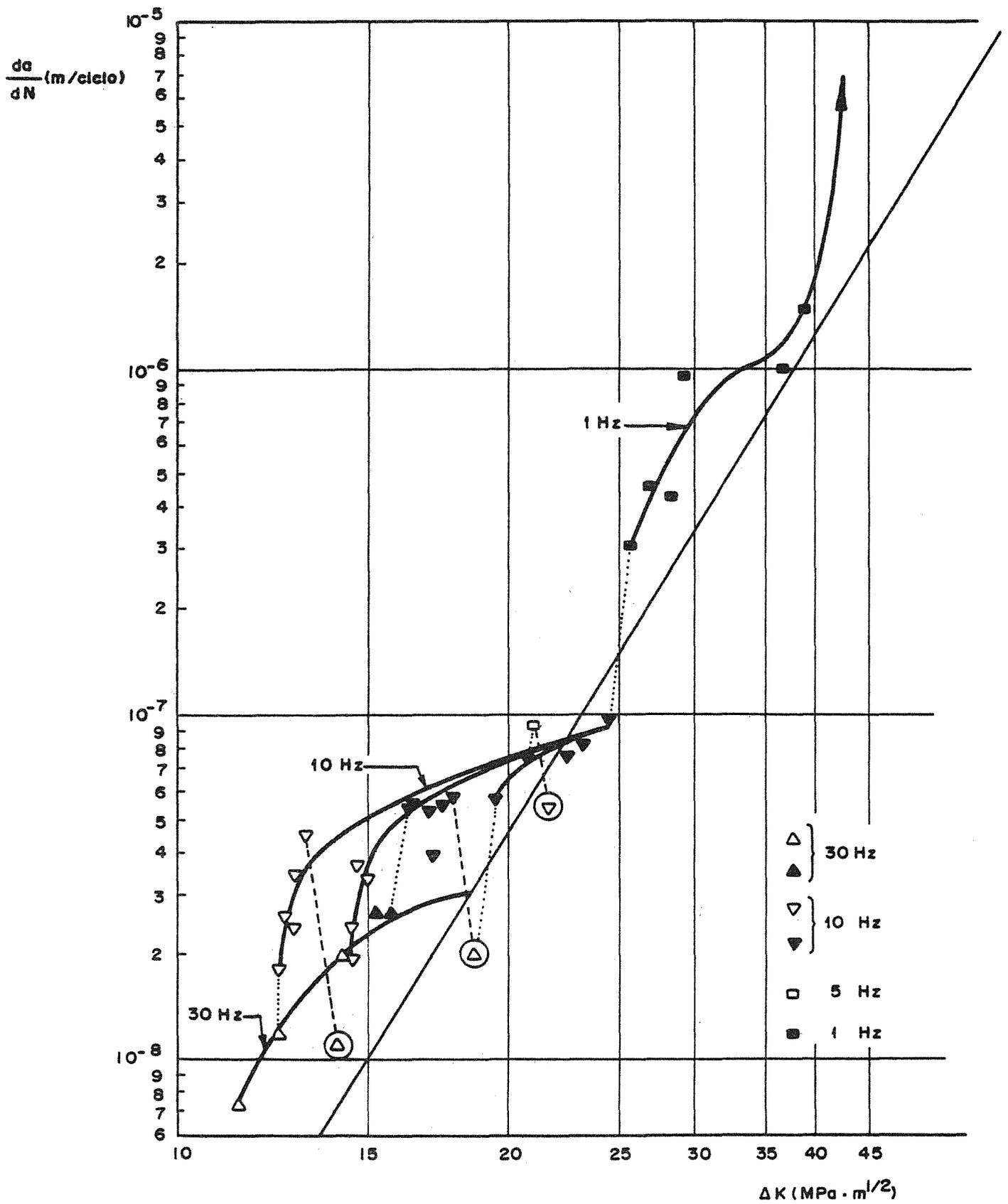


Figura 6.- Caracterización en presencia de hidrógeno. Propagación.

CONDICIONES PARA INICIACION Y CRECIMIENTO DE MICROFISURAS POR FATIGA EN ACEROS DE PRETENSADO.

F.J. Llorca Martinez y V. Sánchez-Galvez

Departamento de Física y Física de Materiales. E.T.S. de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid.

RESUMEN

Esta comunicación presenta los primeros resultados de una investigación que se lleva a cabo para determinar las condiciones para iniciación y propagación de microfisuras por fatiga en aceros de pretensado. Se ha determinado la curva tensión-deformación cíclica del material. Se supone que la iniciación de microfisuras tiene lugar por la creación de una zona plástica superficial al superarse el límite elástico por la acción conjunta de la tensión aplicada y de las tensiones residuales. La medida de la propagación de microfisuras se basa en la medida de la caída de tensión cuando se aplica una corriente alterna de alta frecuencia.

SUMMARY

This paper presents the first results of a research being carried out to determine the conditions for initiation and growth of fatigue microcracks in prestressing steels. The cyclic stress-strain curve of the material has been obtained. Microcrack initiation is assumed to happen by the nucleation of a plastic zone when the cyclic yield stress is reached by the applied stress acting together with the residual stresses. Microcrack growth measurements are performed by means of the potential drop when a high frequency alternate current is applied.

1. INTRODUCCION

Una de las cuestiones a las que se ha dedicado más interés dentro del campo de la fatiga de los materiales metálicos es el comportamiento de las microfisuras [1-3]. Este interés por la cuestión apareció a principios de la década de los ochenta, cuando surgen las primeras publicaciones con resultados experimentales que no estaban de acuerdo con las predicciones de la teoría clásica de propagación de fisuras por fatiga. La atención dedicada a este tema está justificada por la enorme influencia que tiene en algunas ocasiones el periodo de iniciación y de propagación de microfisuras en la vida total de una estructura sometida a cargas cíclicas. En efecto, las fases en el desarrollo de una fisura por fatiga son las siguientes:

- a) Daño inicial (endurecimiento o ablandamiento cíclico)
- b) Aparición de varias fisuras microscópicas
- c) Coalescencia y crecimiento de microfisuras
- d) Propagación de fisuras
- e) Rotura

En general, el número de ciclos necesarios para la propagación de una fisura (N) se suele representar por la suma de los ciclos necesarios para iniciarla (N_i) más los necesarios para propagarla (N_p).

$$N = N_i + N_p \quad (1)$$

En esta expresión N_i es igual a los ciclos empleados en las fases a), b) y c) y N_p a los empleados en d) y e). En fatiga de alto número de ciclos ($N > 10^6$ ciclos) se ha comprobado para todos los materiales metálicos que $N_i/N \approx 0,9$, mientras que $N_p/N \approx 0,1$. Es obvio el interés que tiene en estas situaciones el estudio de las condiciones de iniciación y propagación de microfisuras.

Este artículo presenta los primeros resultados de la investigación que se está realizando en el Departamento de Física y Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid en aceros de pretensado.

2. INICIACION DE MICROFISURAS

La condición para la iniciación de una microfisura en una superficie lisa es la aparición en dicha superficie de deformaciones plásticas cíclicas que originan discontinuidades en el material y producen su fisuración. Desde un punto de vista matemático la condición de iniciación puede expresarse de la siguiente forma:

$$\Delta\sigma_n > \Delta\sigma_{th,i} \quad \text{donde} \quad (2)$$

$\Delta\sigma_n$ es la amplitud nominal de las tensiones en cada ciclo y $\Delta\sigma_{th,i}$ es la mínima amplitud nominal de tensiones que produce la iniciación de fisuras y que es una característica del material, del tipo de sollicitación y de la geometría.

Sin embargo, existen algunos factores que pueden producir la iniciación de fisuras para $\Delta\sigma_n < \Delta\sigma_{th,i}$:

a) Concentraciones de tensiones

Las concentraciones de tensiones pueden aparecer por diversas causas; unas son de carácter microestructural (aparición de defectos superficiales por separación de las inclusiones de matriz) y otras debidas al proceso de fabricación (existencia de defectos superficiales importantes). En cualquiera de estos casos puede ocurrir que para $\Delta\sigma_n < \Delta\sigma_{th,i}$ se verifique:

$$\Delta\sigma = K_t \Delta\sigma_n > \Delta\sigma_{th,i} \quad \text{donde} \quad (3)$$

$\Delta\sigma$ es la oscilación de tensiones en la zona donde se va a generar la fisura y K_t es el factor de concentración de tensiones.

b) Tensiones residuales superficiales

Si existen tensiones residuales de tracción en la superficie puede ocurrir que

$$\sigma_R + \sigma_{max} > \sigma_{yc} \quad \text{donde} \quad (4)$$

σ_R son las tensiones residuales superficiales, σ_{max} la máxima tensión en un ciclo y σ_{yc} el límite elástico cíclico. En este caso, al superar el límite elástico cíclico se originan deformaciones plásticas que producen la iniciación de grietas.

c) Disminución del límite elástico del material

La disminución del límite elástico del material se produce por ablandamiento cíclico.

3 . DETERMINACION DEL UMBRAL DE INICIACION EN ACERO DE PRETENSADO

La composición química y características mecánicas del material se encuentran en la tabla 1. Es un acero perlítico, trefilado hasta obtener alambres de sección circular de 7 mm. de diámetro. Para poder obtener el valor de $\Delta\sigma_{th,i}$ se han estudiado los parámetros que pueden afectarlo.

Las concentraciones de tensiones de estos materiales son debidas a los importantes defectos superficiales que se observan en el material de partida /4/ que tienen con frecuencia profundidades superiores a 100 μm y en algunos casos llegan a 250 μm . Frente a estos defectos las características microestructurales son despreciables.

Para determinar el comportamiento cíclico del material se han realizado ensayos con control de deformación, imponiendo diversos valores de deformación máxima en cada ciclo (ϵ_{max}) y de amplitud de deformaciones ($\Delta\epsilon$). El ensayo se detenía cuando $\Delta\sigma$ y σ_{max} permanecían constantes. Cuando $\epsilon_{max} < 0.55\%$ para cualquier valor de $R_\epsilon = \epsilon_{min}/\epsilon_{max} > 0$, no se han encontrado diferencias entre el comportamiento cíclico y el estático (ver figura 1). Para valores de ϵ_{max} mayores se observa un ablandamiento cíclico del material que aumenta cuando lo hacen ϵ_{max} y $\Delta\epsilon$ (ver figura 2, resultados para $\epsilon_{max} \approx \Delta\epsilon$).

Las tensiones residuales en la superficie de las probetas se han calculado mediante la determinación de las deformaciones en los planos 2:1:1 de difracción de los cristales de ferrita con un equipo Rigaku de difracción por rayos X /5/. Los valores medidos varían mucho de unas probetas a otras y llegan a alcanzar hasta 400 MPa en tracción y 300 MPa en compresión. Las tensiones máximas y mínimas están orientadas a lo largo de las generatrices de las probetas, permaneciendo con valores similares dentro de cada generatriz y sufriendo bruscas variaciones de una generatriz a otra dentro de cada probeta. Para determinar el valor estable de estas tensiones residuales después de varios ciclos de carga y descarga se están realizando cálculos elastoplásticos mediante el método de los elementos finitos. Las características de la malla utilizada y de la distribución radial de las tensiones residuales pueden observarse en las figuras 3 y 4.

4. PROPAGACION DE MICROFISURAS

Los factores más importantes a tener en cuenta en la determinación de la velocidad y el umbral de propagación de microfisuras son los siguientes:

- a) La variación del valor de la integral J en cada ciclo (ΔJ) ya que el tamaño de la zona plástica en el borde de la fisura no es despreciable frente a la longitud de la fisura. Esto obliga a usar Mecánica de Fractura Elasto-Plástica.
- b) La determinación del valor de la tensión para cada profundidad de fisuras por debajo del cual la fisura permanece cerrada.
- c) La variación de la forma de la fisura cuando crece. Hay que tener en cuenta que la fisura se inicia en un defecto superficial, con una forma irregular, hasta adoptar la forma de lúnula semielíptica para profundidades de fisura mayores de 1 mm /6/.

El cálculo de estos parámetros exige conocer en cada momento cual es la profundidad de la fisura. Para lograr este objetivo se está utilizando un equipo basado en la variación de la resistencia de la probeta al aumentar la longitud de la fisura /7/.

El principal problema que tiene la medida de la variación de la resistencia eléctrica al crecer la fisura es la necesidad de utilizar intensidades de corriente muy elevadas (en algunos casos de 100 amperios) para conseguir detectar las variaciones de la caída de tensión producidas al crecer la fisura ya que, como es conocido, la conductividad eléctrica de los metales es muy alta. Para evitar este problema se usa corriente alterna de alta frecuencia (1 - 40 KHz). Cuando una corriente alterna de esta frecuencia atraviesa un conductor se concentra en la superficie pudiendo lograrse, para una frecuencia de 40 KHz que toda la intensidad circule en una zona superficial con una profundidad de 100 a 500 μm , variable de acuerdo con la geometría de la probeta. Con este sistema se puede conseguir detectar una microfisura superficial que tenga una longitud inferior a 100 μm , con frecuencias del orden de 40 KHz e intensidades de 1 amperio.

El equipo está constituido (ver figura 5) por un amplificador "lock-in" que controla una fuente de intensidad. La probeta está alimentada por sus extremos por la fuente de intensidad. En la zona de la varilla donde se va a generar la fisura se conectan a la probeta tres cuchillas que permiten calcular las caídas de tensión en dos zonas distintas, V_A y V_B . Estas caídas de tensión son preamplificadas y calculada su diferencia $V_A - V_B$ mediante un detector síncrono ajustado a la frecuencia de alimentación.

Antes de realizar el ensayo se generan tensiones residuales de compresión importantes en toda la probeta a excepción de los puntos en los que se va a medir la caída de tensión. De este modo se asegura que la fisura se iniciará en la zona deseada. Durante el ensayo la probeta debe estar aislada de la máquina mediante una capa de teflón y fibra de vidrio con el fin de que no haya ningún contacto eléctrico. El amplificador "lock-in" genera una señal de tensión a la frecuencia deseada y la respuesta de la fuente de intensidad es una señal de intensidad constante a la misma frecuencia, con la que se alimenta la probeta. Cuando empieza a propagarse una fisura aparece una variación entre V_A y V_B que es función del área de la fisura. Aunque estas diferencias son muy pequeñas (μV a mV), el detector síncrono permite filtrar el ruido existente a otras frecuencias y evaluar el valor de $V_A - V_B$. El método diferencial empleado permite obtener una mayor precisión pues elimina los efectos de la temperatura y de las variaciones de la carga que afectan a las medidas eléctricas por acción del efecto magnetomecánico.

REFERENCIAS

- /1/ Suresh, S., Ritchie, R.D., "Propagation of Short Fatigue Cracks", Int. Metals Rev., 29 n°6, pp. 445 (1984).
- /2/ Tanaka, K., Nakai, Y., Yamashita, M. "Fatigue Growth Threshold of Small Cracks". Int. J. of Fracture, 17, n°5 pp. 519.
- /3/ Pinau, A. "Short Fatigue Cracks and Crack Closure" 5th. ECF. Lisboa. pp. 3 (1984).
- /4/ Ceñal, F.J. "Caracterización metalográfica del estado superficial de tendones de acero eutectoide para hormigón pretensado". Tesis Master E.T.S. de Ingenieros Industriales. San Sebastián (1981).
- /5/ Sánchez Beitia, S., Elices, M., "Influencia de las tensiones residuales sobre la fragilización por hidrógeno en aceros eutectoides trefilados" Corrosión y Protección (1985).
- /6/ Sánchez-Gálvez, V., Elices, M., Valiente, A. "Fatigue Crack Propagation in steel Prestressing Wires". Fatigue of Steel and Concrete Structures IABSE Laussane (1982).
- /7/ Verpoest, I., Aernoudt, E., Devythere, A., Neyrinck, M. "An Improved A. C. Potential Drop Method for Detecting Surface Microcracks during Fatigue Tests of Unnotched Specimens" Fatigue of Eng. Mat. and Structures, 3, pp. 203 (1981)

Tabla 1. Composición química y propiedades mecánicas del acero

C(%)	Mn(%)	Si(%)	P(%)	S(%)	N(%)
0.82	0.60	0.18	0.010	0.024	0.007
Módulo de Elasticidad (MPa)	Límite Elástico 0.2% (MPa)	Tensión de rotura (MPa)	Alargamiento bajo carga máxima (%)	Estricción en rotura (%)	
197.000	1370	1720	5.06	29.6	

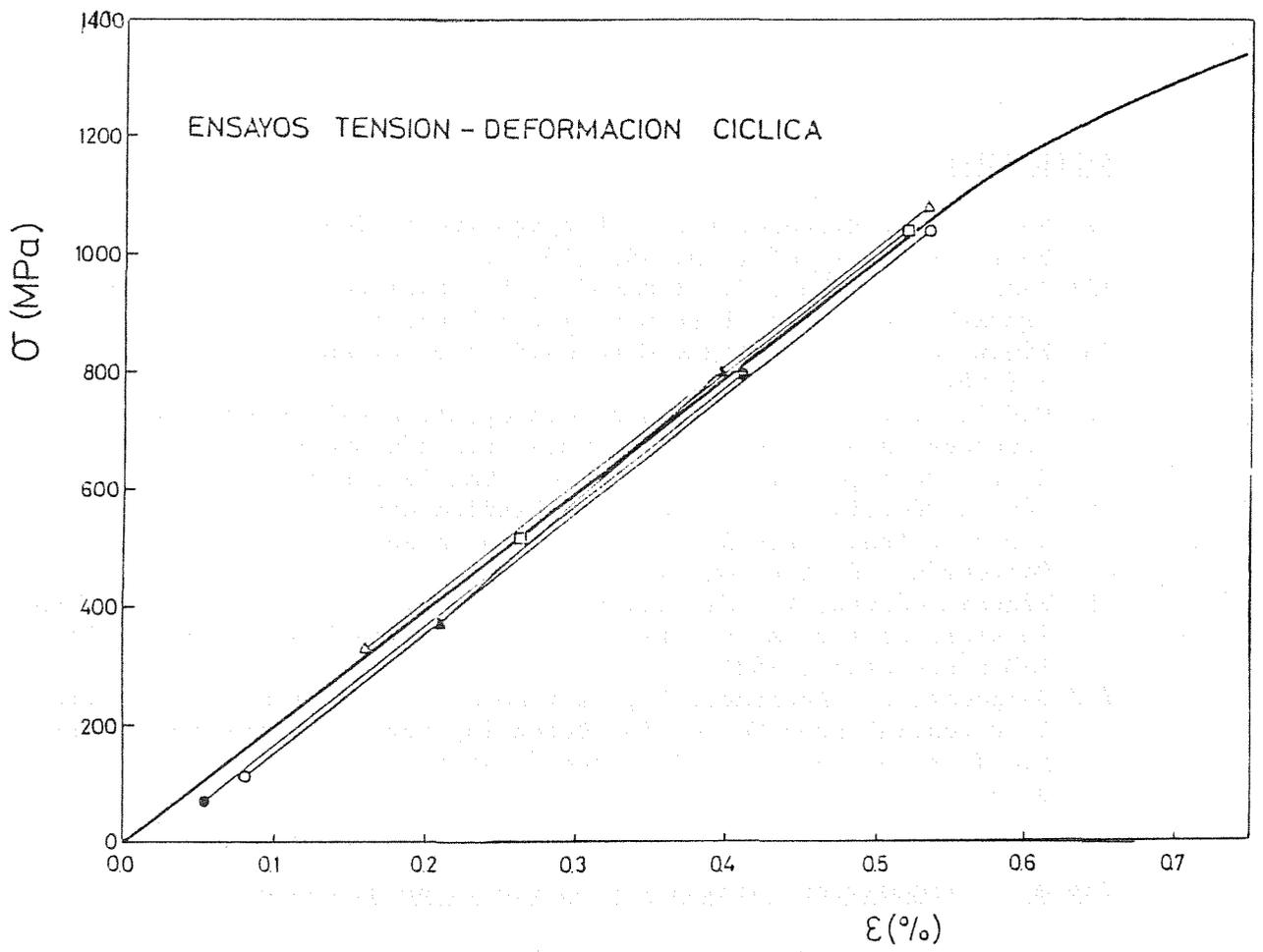


Figura 1.

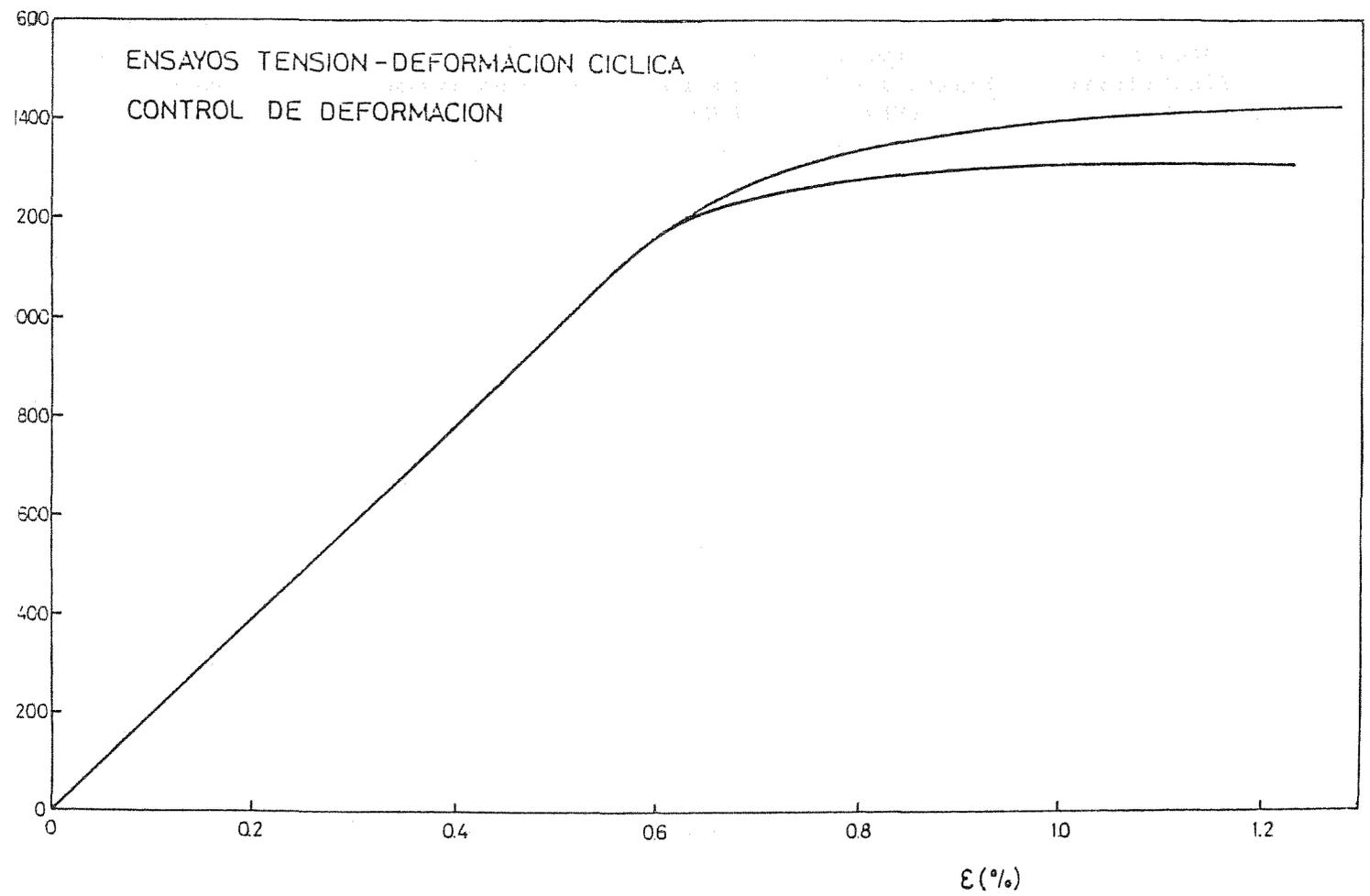


Figura 2.

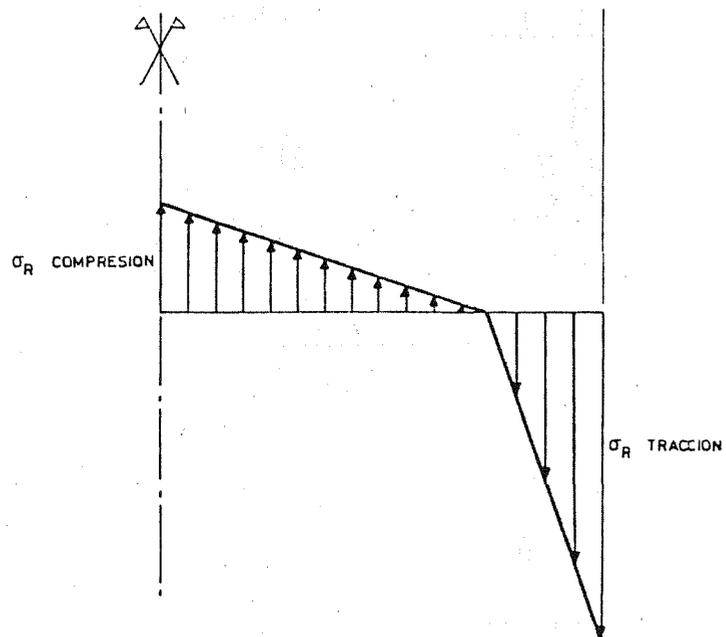
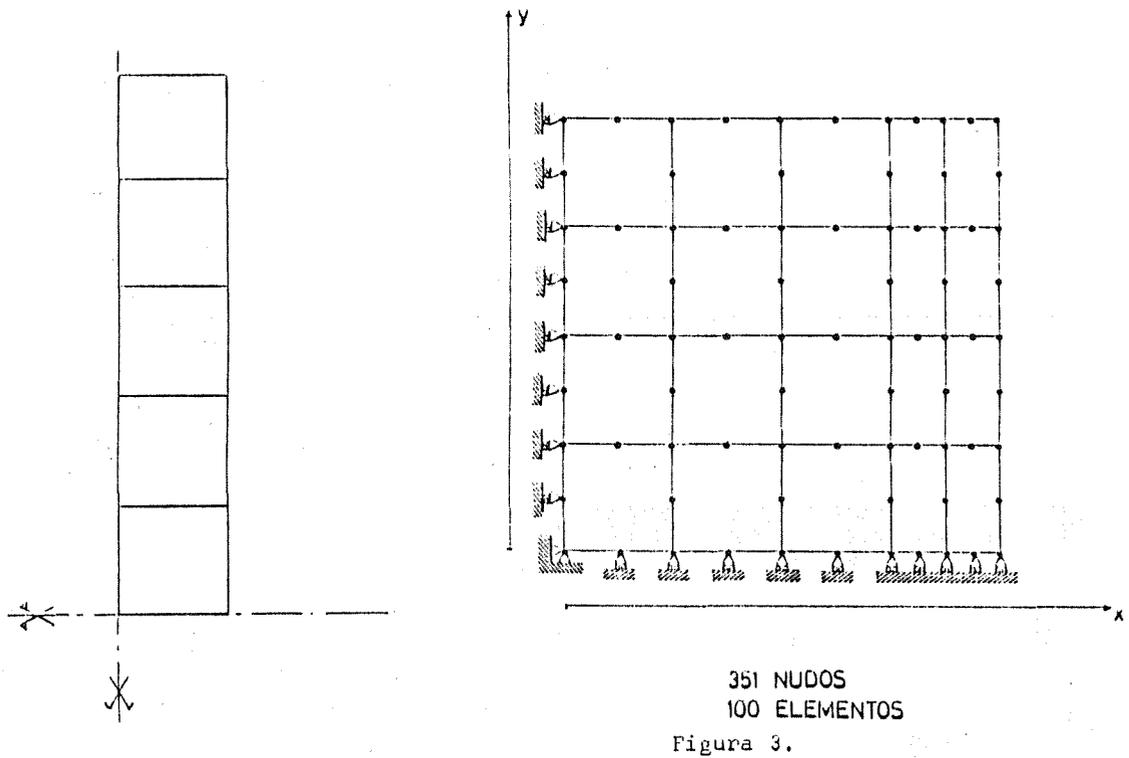


Figura 4.

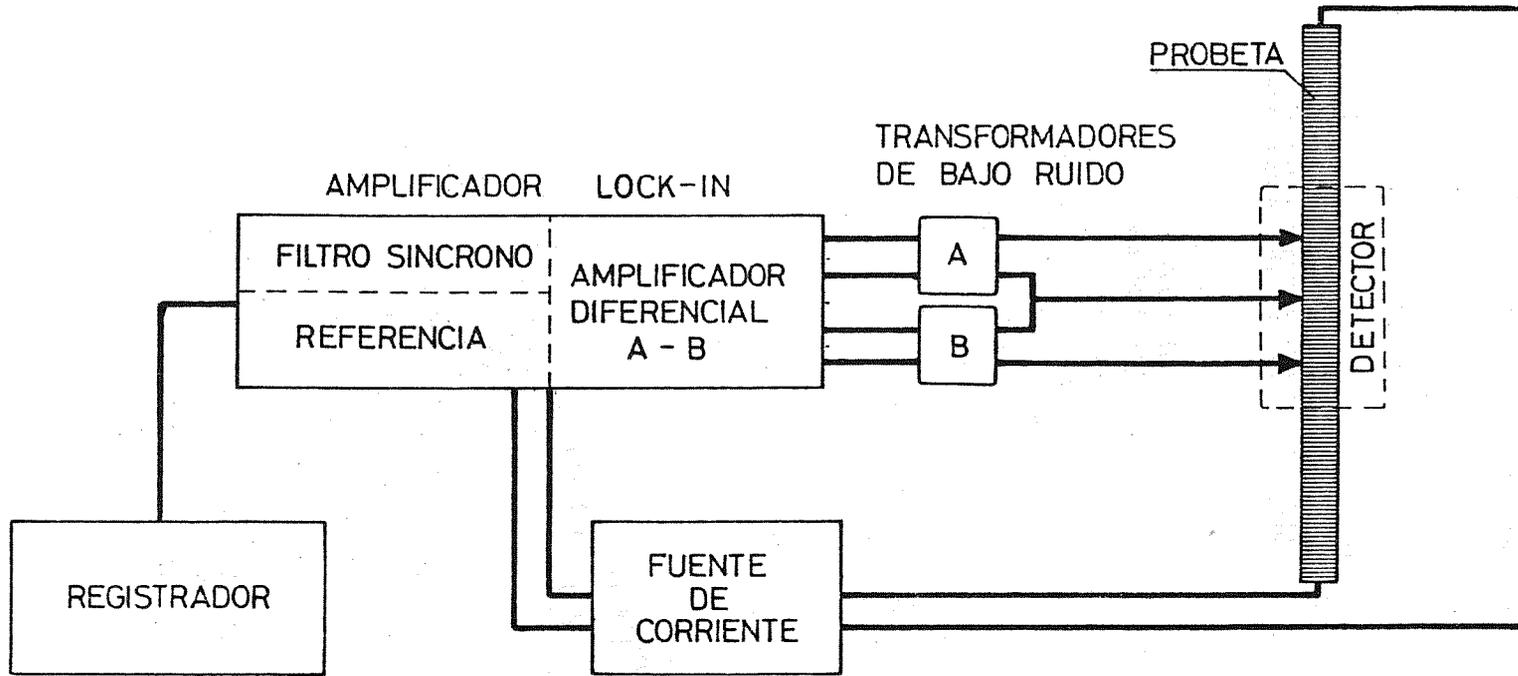


Figura 5.

LA TEMPERATURA DE REFERENCIA (RT_{NDT}) COMO CRITERIO DE PREVENCIÓN DE ROTURA FRÁGIL EN COMPONENTES FERRÍTICOS DE LA BARRERA DE PRESIÓN DEL REFRIGERANTE EN REACTORES NUCLEARES DE AGUA LIGERA

A. Tanarro Aparicio

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

En el presente trabajo se pretende realizar una somera descripción de la utilización actual de la Temperatura de Referencia de Ductilidad Nula (RT_{NDT}) como parámetro de seguridad para prevenir la rotura frágil en los componentes ferríticos de la barrera de presión del refrigerante en reactores nucleares de agua ligera.

Primero mencionamos la normativa que referencia a la RT_{NDT} y a continuación resumimos los criterios de definición del parámetro. Por último hacemos una breve referencia a su utilización en la normativa más reciente como criterio de seguridad ante el fenómeno de choque térmico en la vasija.

1.- CODIGOS ASME Y 10CFR50

Dentro de las actividades que el grupo de mecánica de fractura de TECNATOM viene desarrollando desde hace varios años están las derivadas de los requisitos establecidos por los Apéndices G y H de 10CFR50 /1,2/ para las distintas centrales nucleares españolas.

El punto IV del Apéndice G mencionado, establece que los requisitos de tenacidad que deben observar los componentes de la barrera de presión del refrigerante del reactor han de ser los del Código ASME /3/ con algunas observaciones complementarias.

Todos los requisitos anteriores se podrían dividir en dos grupos: uno, requisitos de operación y dos, requisitos de tenacidad de los materiales.

Los requisitos que hemos denominado de operación son límites de presión y temperatura para los distintos transitorios de la planta que se deben establecer siguiendo las directrices del Apéndice G de ASME III/4/ y por tanto los criterios de la mecánica de fractura lineal-elástica.

De acuerdo con estos criterios, el crecimiento inestable de grieta se produce cuando las tensiones aplicadas suponen una K_I superior al K_{IC} del material, siendo K_{IC} una propiedad dependiente de la temperatura y significativa de la tenacidad a la fractura de dicho material.

La K_{IC} mencionada se refiere a condiciones estáticas de carga, además se debe considerar K_{Id} relativa a condiciones dinámicas de carga y un K_{Ia} , que caracteriza las condiciones en que una grieta deja de crecer.

Habría pues que disponer de las curvas características del material y analizar las condiciones de carga para comprobar que se está en la zona de seguridad.

Dada la dificultad de los ensayos de tenacidad necesarios para determinar estas curvas, se decidió acudir a unas nuevas curvas generales en función de la RT_{NDT} de fácil determinación mediante ensayos Charpy y Drop-weight. Así se dispone de la curva $K_{IR}-T$, representada en la Figura 1, que se ha obtenido como se indica en la Figura 2 de la envolvente inferior de todos los datos de K_{IC} , K_{Id} y K_{Ia} disponibles, obtenidos del ensayo de diferentes probetas de SA-533 Grado B, Clase 1 y SA-508-1 y SA-508-2 /5/. De esta forma se consideran condiciones seguras de carga cuando la K_I calculada para un defecto postulado y un determinado estado de tensiones está situada debajo de la curva K_{IR} .

Dado que la curva $K_{IR}-T$ se establece para cada material en función de su RT_{NDT} podemos decir que los que hemos llamado requisitos de operación del Apéndice G de 10CFR50 /1/ se establecen en función de las propiedades mecánicas del material, concretamente en función de la RT_{NDT} del mismo. Y así llegamos a los que hemos llamado requisitos de tenacidad de los materiales y que significan una limitación inferior al nivel superior de energía Charpy (upper shelf energy) en 50 ft.lbs (68 J) y tope máximo de 200° F (93° C) a la RT_{NDT} para el final de la vida útil de la vasija.

Estos requisitos conllevan ensayos mecánicos de construcción, estimaciones de fragilización por irradiación y programa de vigilancia de acuerdo con el Apéndice H de 10CFR50 /2/, actividades en las que participa el grupo de Mecánica de Fractura de TECNATOM.

De lo expuesto hasta ahora se desprende la importancia de la RT_{NDT} , que como se ha visto, está en la base de los requisitos de seguridad establecidos

por los principales códigos y normas del área que nos ocupamos, por lo que pasamos a describirla en los próximos capítulos.

2.- RT_{NDT}

El punto II. D del Apéndice G de 10CFR50 /1/ para definir la temperatura de referencia remite al código ASME /3/ y en el punto NB-2330 de la Sección III de este código se define la RT_{NDT} como la mayor de las temperaturas T_{NDT} y (T_{CV}-60F) siendo T_{NDT} la temperatura de transición de ductilidad nula obtenida de ensayos dropweight y T_{CV} la temperatura de ensayo Charpy en la cual se obtiene al menos 68 J. de energía absorbida y 0,89 mm. de expansión lateral.

Para la realización de ensayos dropweight se establece la norma ASTM E 208 /6/ donde se define la temperatura de transición de ductilidad nula (T_{NDT}) como la máxima temperatura a la que rompe una probeta normalizada y ensayada de acuerdo con los procedimientos establecidos en dicha norma.

Para los ensayos Charpy se exige la observación de la norma ASTM E 23 /7/ y la determinación de la curva completa energía-temperatura y expansión lateral-temperatura a partir del ensayo de probetas con orientación transversal.

Dado que estos requisitos de los ensayos mecánicos precisos para determinar la RT_{NDT} no eran de aplicación en los permisos de construcción anteriores al 15 de Agosto de 1973, muchas de las centrales antiguas no cuentan con datos de estos ensayos. Para asegurar que en estas centrales se tienen los mismos márgenes de seguridad que en las nuevas la "U.S. Nuclear Regulatory Commission" incluyó en el "Standard Review Plan 5.3.2." /8/ los métodos de determinación de la RT_{NDT} que se deben aplicar cuando no se cuenta con resultados de ensayos dropweight o los ensayos Charpy realizados no cumplen los requisitos actuales.

Una vez establecida la RT_{NDT} inicial, es preciso garantizar que se mantiene a lo largo de toda la vida útil de la planta dentro de los márgenes establecidos especialmente para los materiales de la vasija, ya que la fragilización por irradiación de estos materiales se manifiesta en un incremento de esta temperatura de referencia. En el próximo capítulo nos referimos a este desplazamiento de la temperatura de referencia ΔRT_{NDT} .

3.- ΔRT_{NDT}

La curva obtenida de los resultados de ensayos Charpy tiene la forma de la figura 3 y en ella se aprecian las tres zonas características. Una frágil de baja resiliencia (lower shelf), una de transición y una dúctil de alta resiliencia (upper shelf).

La operación del reactor produce una fragilización de los materiales, debido a la irradiación neutrónica. Esta fragilización se manifiesta de dos formas principalmente. Por un lado un incremento de la temperatura de transición y por otro un descenso del U.S.E. (upper shelf energy) como se indica en la figura 4. El incremento de la temperatura de transición supone un descenso de K_{IC} a cada temperatura o lo que es igual, desplazamiento de la curva K_{IC}-T (Figura 1) hacia la derecha.

Esta fragilización puede provocar al variar las propiedades mecánicas del material que éstas lleguen a no cumplir con lo requerido por la normativa vigente ya referenciada.

El incremento de la temperatura de transición se mide como desplazamiento horizontal de la curva Charpy a un nivel de energía o expansión lateral

convencionalmente establecido, así en la primera publicación del Apéndice G de 10CFR50 /1/ se establecía como incremento de la temperatura de referencia, el mayor de los experimentados a los niveles de 50 ft. lbs (68 J) y 35 mils (0,89 mm.) de expansión lateral, pero en su última revisión de Mayo de 1983 ya se establece como desplazamiento o incremento de la temperatura de referencia el medido al nivel de 30 ft.lbs (41 J) de energía absorbida, resolviéndose así una contradicción arrastrada durante diez años entre el criterio mantenido por el Apéndice G de 10CFR50 /1/ y el mantenido por la norma ASTM E 185 /9/ que ya al publicarse el mencionado Apéndice recomendaba el nivel de 30 ft.lbs (41 J) para medir el ΔT_{NDT} .

De lo mencionado anteriormente se desprende que para garantizar la seguridad requerida hay, en primer lugar, que estimar esos desplazamientos previamente a que se produzcan y, posteriormente, realizar un seguimiento de los mismos para comprobar el comportamiento estimado.

Respecto a la estimación previa, se sabe que la magnitud de los cambios producidos por irradiación dependen fundamentalmente de la química del material y en este sentido ya en Julio de 1975 se publicó la "Regulatory Guide 1.99" /10/ que realiza una estimación en función de la fluencia recibida y el contenido en cobre y fósforo del material.

La ecuación de estimación se estableció en función de datos obtenidos experimentalmente y resulta muy conservativa en la casi totalidad de los casos. Posteriormente, a medida que los datos de programas de vigilancia y el conocimiento del mecanismo de fragilización han ido aumentando, han surgido nuevas ecuaciones modificando los elementos a considerar en la estimación. Así en la norma ASTM E900 /11/ publicada recientemente solo se considera el contenido de Cobre y otros investigadores como Guthrie y Odette han considerado cobre y níquel. Los trabajos de estos últimos /12/ y /13/ son los utilizados como base para una revisión 2 de la "Regulatory Guide" ya mencionada. Esta próxima revisión se ha hecho solo contando con datos de materiales irradiados en centrales comerciales dentro de sus programas de vigilancia y no, como se había hecho en las revisiones anteriores, con datos tanto de estas centrales como de reactores experimentales ya que se ha comprobado que el comportamiento es distinto en unos y otros reactores.

La existencia de gran número de ecuaciones propuestas para la estimación y un abundante banco de datos hace necesario y posible un estudio comparativo y evaluación de cada uno de estos procedimientos con objeto de aplicar los de resultados más ajustados.

Por otra parte, dado que estas ecuaciones de estimación se han obtenido por métodos estadísticos y que el conocimiento del mecanismo de fragilización aun no es completo, siguen siendo precisos los programas de vigilancia consistentes en irradiar de forma más rápida (más cerca del núcleo) probetas del mismo material y en las mismas condiciones de la vasija.

El Apéndice H de 10CFR50 /2/ establece los requisitos de estos programas de vigilancia y remite para su cumplimiento a la norma ASTM E 185 /9/. Esta norma hace necesario irradiar y posteriormente ensayar probetas de tracción y Charpy para obtener los datos de fragilización producida por irradiación. Se obtiene la ΔT_{NDT} según se ha comentado anteriormente y se estudia su coherencia con los datos resultantes de los ensayos de tracción.

4.- CHOQUE TERMICO

El choque térmico es el efecto de un enfriamiento importante de la vasija coincidiendo o seguido de una resurización de la misma.

En este caso el rápido enfriamiento de la superficie interior de la vasija produce tensiones térmicas que se añaden a las tensiones de presión si la vasija está presurizada.

Este fenómeno era conocido en la industria nuclear desde hace años pero fue el accidente de la Isla de las Tres Millas el que dió relevancia al tema y así en Marzo de 1981 la NRC (Nuclear Regulatory Commission) convocó una reunión de todas las partes implicadas (fabricantes y propietarios) para intercambiar información con vistas a desarrollar la normativa necesaria. Desde entonces ha habido continuas comunicaciones entre la industria y la NRC que culminaron tras múltiples revisiones y modificaciones en una reunión en Agosto de 1982 donde se adoptó el "Screening criteria" o criterio basado en valores umbrales de la RT_{NDT} de 270° F para soldaduras axiales y 300° F para las circunferenciales, de forma que centrales con RT_{NDT} inferiores a estos valores no requerirían medidas preventivas complementarias.

Este criterio se publicó en Noviembre de ese mismo año /14/ y en él se establecía también la forma en que debía calcularse la RT_{NDT} para que fuera comparable con los umbrales establecidos. En este sentido es significativo la mayor importancia y confianza dada a las curvas obtenidas para la estimación de ΔRT_{NDT} a partir de los numerosos datos disponibles a nivel general en contraposición a los resultados obtenidos para un material dado en el programa de vigilancia específico de la planta.

El procedimiento que se establecía para la determinación de la RT_{NDT} en el documento ya referenciado /14/, fue propuesto para su publicación en el 10CFR50 y de esta forma el 29 de Febrero de 1984 se publicó la "Proposed Rule Making 50.61 con el título "Fracture Toughness Requirements for Protection Against Pressurized Thermal Shock Events" que recogía estos criterios con alguna modificación.

De estas modificaciones, las más significativas fueron por una parte que se estableció también para material base (forja y chapa) un valor umbral de 270° F al igual que para soldaduras axiales. Y por otra parte el procedimiento para determinar la RT_{NDT} quedaba definiendola como el menor valor de los resultados de las ecuaciones:

$$RT_{NDT} = I + M + (-10 + 470 Cu + 350 NiCu) f^{0,270}$$

$$RT_{NDT} = I + M + 283 f^{0,194}$$

donde:

I Es la temperatura de referencia inicial calculada como se establece en el párrafo NB-2331 del código ASME /3/. Si no se tienen valores válidos entonces se usará 0° F para soldaduras hechas con Linde 80 y -56° F para con Linde 0091, 1092 y 124 y con ARCOS B-5.

M Es 48° F en la primera ecuación si I es un valor medido y 59° F si son los valores medios establecidos genéricamente. En la segunda ecuación M = 0° F si se ha usado el valor medio de I y M = 34° F si se usan valores genéricos.

Cu y Ni son los tantos por ciento en peso de cobre y níquel.

f es la fluencia en unidades de 10^{19} n/cm² (E ≥ 1 Mev)

Estos son los criterios actualmente utilizados, todavía pendientes de su aprobación y publicación definitiva en el 10CFR50.

REFERENCIAS

- /1/ Appendix G "Fracture Toughness Requirements" 10 CFR Part 50 Domestic Licensing of Production and Utilization Facilities. May 31, 1983.
- /2/ Appendix H "Reactor Vessel Material Surveillance Program Requirements" 10CFR Part 50 Domestic Licensing of Production and Utilization Facilities. May 31, 1983.
- /3/ Boiler and Pressure Vessel Code, Section III and Section XI, American Society of Mechanical Engineers, U.S.A. 1980
- /4/ Appendix G "Protection Against Nonductile Failure" Section III, Division 1. Appendices. ASME.
- /5/ PVRC Recommendations on Toughness Requirements for Ferritic Materials.. WRC Bulletin No 175 August 1972.
- /6/ ASTM E208-81 "Standard Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels.
- /7/ ASTM E 23-82 "Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials".
- /8/ NUREG-0800 "Standard Review Plan 5.3.2 Pressure-Temperature Limits". U.S. Nuclear Regulatory Commission. Rev. 1-July 1981.
- /9/ ASTM E 185-82 "Standard Practice for Conducting Surveillance Tests for Light-water Cooled Nuclear Power Reactor Vessels".
- /10/ Regulatory Guide 1.99 "Effects of Residual Elements on Predicted Radiation Damage to Reactor Vessel Materials" U.S. Nuclear Regulatory Commission. July 1975.
- /11/ ASTM E900-83 "Standard Guide for Predicting Neutron Radiation Damage to Reactor Vessel Materials".
- /12/ Guthrie G.L., "Charpy Trend Curves Based on 177 PWR Data Points LWR PV SDIP. Quarterly Progress Report April 1983-June 1983 NUREG/CR-3391 vol.2 HEDL-TME 83.22.
- /13/ Odette G.R. and Lombrozo P.M., "Physically Based Regression Correlations of Embrittlement Data from REactor Vessel Surveillance Programs" EPRI NP-3319, Final Report, January 1984
- /14/ NRC Policy Issue on Pressurized Thermal Shock, SECY-82-465 November 23, 1982

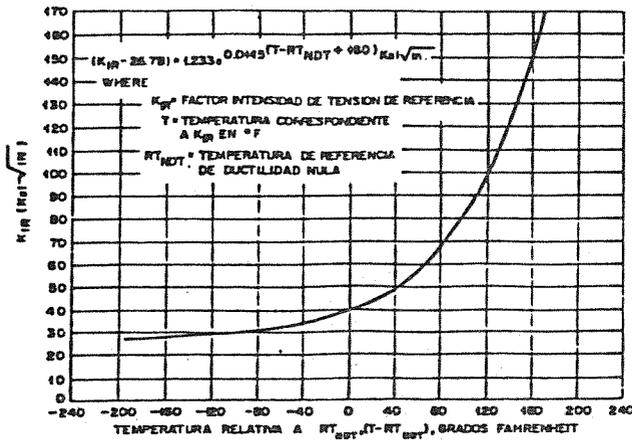


Fig. 1. Figura G-2210-1 de Apéndice G de ASME III.

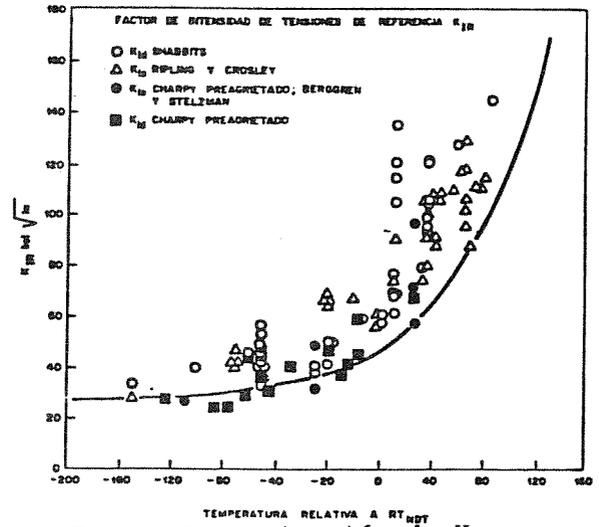


Fig. 2 Determinación de K_{IR} a partir de datos experimentales.

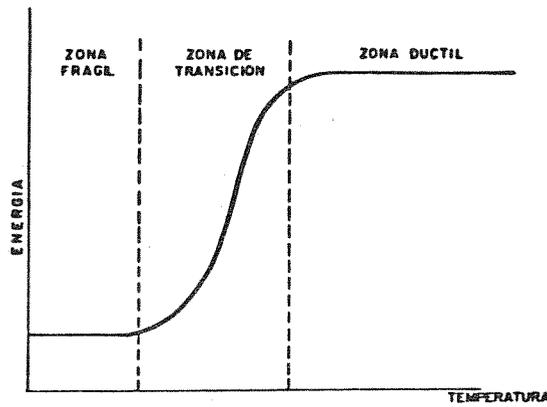


Fig. 3 Ejemplo de curva Charpy

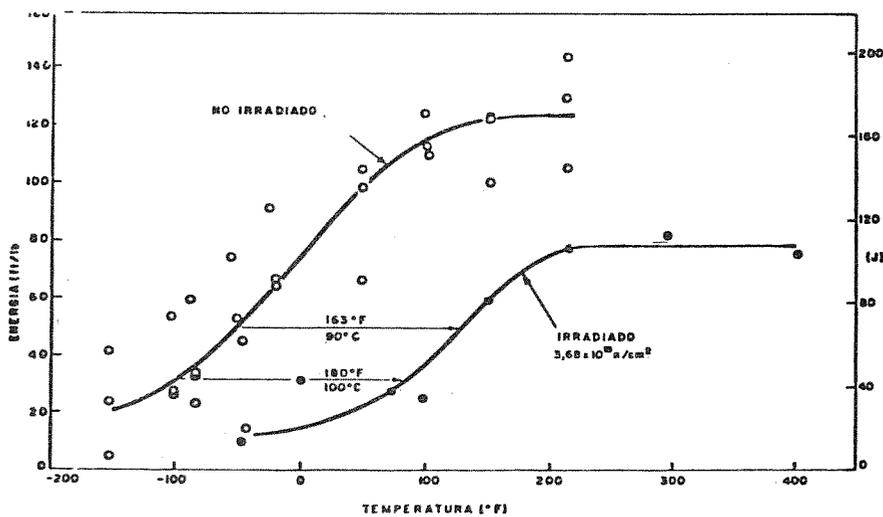


Fig. 4 Efecto de la irradiación sobre la curva Charpy.

MEDIDAS DE PROPAGACION DE FISURAS POR CORROSION FATIGA EN AGUA DE MAR

V. Sánchez-Gálvez y A. Martín Sanz

Departamento de Física y Física de Materiales. E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid.

RESUMEN

Esta comunicación presenta algunos resultados de medidas de propagación de fisuras por corrosión fatiga en aceros de pretensado en agua de mar artificial. Se ha determinado el valor de K_{ISCC} y la influencia de la velocidad de deformación en este parámetro. Se han efectuado ensayos de corrosión fatiga con distintas frecuencias, formas de onda y valores del factor R. Se observa un crecimiento de las fisuras más rápido que en el aire a medida que disminuye la frecuencia y una reducción de la velocidad de crecimiento para velocidades bajas para valores de R pequeños, fenómeno este atribuido al cierre de la grieta.

SUMMARY

This paper presents some results of corrosion fatigue crack growth measurements in prestressing steels in artificial sea water. The K_{ISCC} value has been determined as well as the influence of the strain rate on this parameter. Corrosion fatigue tests have been performed at different frequencies, waveforms and R values. The crack growth rate is faster than in air when the frequency is decreased, although the crack growth rate is reduced for low growth rates and low values of the stress ratio, this phenomenon being attributed to crack closure.

1. INTRODUCCION

Se conoce como corrosión fatiga al fenómeno de nucleación y crecimiento de fisuras inducido por la acción combinada de una tensión mecánica oscilante y un medio ambiente no inerte. Se trata de un fenómeno sinérgico, es decir la acción conjunta de la oscilación de tensiones y del medio agresivo es más acusada que lo que cabría esperar de la simple superposición de estos fenómenos (fatiga y corrosión) por separado.

Es un hecho bien establecido que, a diferencia de la corrosión bajo tensión, todo ambiente no inerte es susceptible de producir corrosión fatiga entendiéndose tal efecto en el sentido de ocasionar una aceleración de la velocidad de crecimiento de las fisuras respecto de la velocidad que se observa en un medio inerte /1/. Cada medio ambiente, sin embargo, proporciona un efecto diferente, por lo que para cada aleación a estudiar es necesario medir la velocidad de crecimiento de las fisuras en cada uno de los posibles ambientes no inertes en que pueda encontrarse.

Asimismo se ha comprobado, que a diferencia de la fatiga en ambiente inerte, la velocidad de crecimiento de fisuras por corrosión fatiga se ve influenciada por la frecuencia de la onda, la forma de ésta y el factor de relación de cargas R (relación entre la tensión mínima y la máxima del ciclo), por lo que cualquier investigación en profundidad implica estudiar la influencia de todos estos factores /2/.

Esta comunicación presenta algunos de los primeros resultados de una investigación que se lleva a cabo para determinar la velocidad de propagación de fisuras de aceros de pretensar en agua de mar artificial.

2. OBTENCION DEL VALOR DE K_{ISCC}

En el estudio de la corrosión fatiga, un parámetro fundamental es el valor de K_{ISCC} , es decir el umbral del factor de intensidad de tensiones por debajo del cual no existe propagación de la fisura a carga constante en el medio ambiente considerado.

El acero utilizado en los ensayos es un acero de pretensado comercial de 7 mm. de diámetro. Es un acero eutectoide trefilado con estructura perlítica muy fina. Su composición química y propiedades mecánicas se recogen en la Tabla 1.

Los ensayos se realizan sobre probetas prefisuradas por fatiga utilizándose como parámetro de medida de la influencia del ambiente la relación entre la carga de rotura en el medio y la carga de rotura en el aire para una fisura de igual tamaño. Evidentemente tal relación coincide con la relación entre el valor del factor de intensidad de tensiones crítico en el medio y el valor de la tenacidad de fractura del acero en el aire K_{IC} .

Los primeros ensayos realizados han sido ensayos de tracción lenta, es decir ensayos a velocidad de deformación constante, según el procedimiento descrito por Parkins /3/. Se han realizado ensayos a $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-5}$ mm/s en agua de mar artificial según norma ASTM /4/ y a distintos potenciales, obteniéndose la curva que muestra la figura 1. Como puede verse, existen dos regiones en las que el acero presenta susceptibilidad al ambiente. Por debajo de aproximadamente -800 mV respecto del electrodo patrón de calomelanos y por encima de -600 mV(SCE) aproximadamente, existiendo una región intermedia de práctica inmunidad. La primera región corresponde con la zona de descarga de hidrógeno, por lo que cabe esperar que el mecanismo de fisuración en esa región sea fundamentalmente de fragilización por hidrógeno, mientras que

la segunda región probablemente corresponda con mecanismos de disolución anódica selectiva. Dado que el potencial libre de corrosión para esta solución se encuentra en torno a los -600 mV (SCE) es ésta la región que se ha estudiado.

El siguiente paso en la determinación del valor de K_{ISCC} ha sido la realización de ensayos a carga constante. La figura 2 muestra los resultados obtenidos para el potencial libre de corrosión. Ensayos realizados a potencial constante de -600 mV (SCE) son prácticamente coincidentes. Como puede observarse, el valor de K_{ISCC} para el potencial libre de corrosión se encuentra en torno al 65% de K_{IC} , confirmando la influencia del ambiente en la fisuración del acero.

El siguiente paso ha consistido en el estudio de la influencia de la velocidad de deformación en el valor crítico del factor de intensidad de tensiones. Se han realizado ensayos de tracción lenta con distintas velocidades de deformación a potencial constante de -600 mV (SCE). Como puede observarse en la figura 3, existe un intervalo de velocidades de deformación para las que el factor de intensidad de tensiones de rotura es inferior a K_{ISCC} , habiéndose obtenido valores en torno al 40% de K_{IC} . Este hecho observado con anterioridad para otras soluciones /5/ es una muestra de la importancia de la velocidad de deformación en la región de fisuración producida por disolución anódica selectiva y es un indicio de que en dicha región probablemente aparecerá el fenómeno de corrosión fatiga.

3. ENSAYOS DE CORROSION FATIGA

La medida de la propagación de fisuras por corrosión fatiga se ha realizado utilizando el método de la medida continua de la flexibilidad ("compliance") de la probeta y por medio de una curva de calibración flexibilidad-profundidad de la fisura se ha determinado ésta de forma continua a lo largo del ensayo. El procedimiento experimental ha sido descrito con anterioridad /6/.

Todos los ensayos se han realizado utilizando probetas prefisuradas por fatiga y aplicando un ciclo de carga axial constante con distintas frecuencias, formas de onda y valores del factor R. Los ensayos se han efectuado a potencial libre de corrosión, es decir en torno a los -600 mV (SCE) para el cual como ya se ha indicado cabe esperar aparezca el fenómeno de corrosión fatiga.

Las figuras 4 y 5 muestran los resultados de los ensayos de corrosión fatiga, velocidad de crecimiento de la fisura da/dN frente a intervalo del factor de intensidad de tensiones ΔK para $R < 0,1$ y distintas frecuencias con ondas triangular y sinusoidal respectivamente. A efectos de comparación también se muestra en la figura con línea de trazos la ley de Paris - que mejor se ajusta a los resultados de ensayos de fatiga en el aire así - como la banda (en línea continua) en la que se sitúan el 95% de los resultados de fatiga en el aire. Asimismo, se ha situado en ambas figuras el valor de K_{ISCC} obtenido anteriormente en ensayos de carga constante. Como puede comprobarse, los valores de ΔK (aproximadamente iguales a K_{max} ya que $R < 0,1$) se encuentran por debajo de K_{ISCC} y sin embargo se observa un aumento de la velocidad de propagación de la K_{ISCC} fisura respecto de la velocidad en el aire, es decir se confirma la existencia de corrosión fatiga verdadera - para este acero y este medio. También se observa que el fenómeno es inexistente para frecuencia de 10 Hz y aparece tanto más acusado cuanto menor es la frecuencia del ensayo, resultado éste típico de corrosión fatiga y que ha sido comprobado en numerosas aleaciones con anterioridad.

Finalmente, puede verse que para velocidades de crecimiento de la fisura reducidas aparece un retardo en la velocidad de crecimiento que puede --

llegar a ser incluso inferior al valor correspondiente en el aire para el mismo valor de ΔK . Este fenómeno pensamos pueda ser debido a un proceso de cierre de la grieta ("crack closure") durante el tramo de descarga del ciclo ocasionado por la presencia de productos de corrosión en el fondo de la fisura. Si ésta es la explicación de este fenómeno debe desaparecer para ensayos realizados con valores mayores de R /7/. En efecto, como puede verse en la figura 6, que representa los resultados de ensayos realizados con onda sinusoidal, frecuencia de 0,1 Hz y distintos valores de R, se comprueba la desaparición del fenómeno de retardo para R = 0,8, por lo que cabe esperar que éste sea debido al fenómeno de cierre de la grieta.

4. CONCLUSIONES

Se ha demostrado la existencia de corrosión fatiga verdadera ($K_{\max} < K_{ISCC}$) en aceros de pretensar en agua de mar artificial para potencial libre de corrosión.

El fenómeno es tanto más acusado cuanto menor es la frecuencia del ciclo encontrándose valores de la velocidad de crecimiento de la fisura entre 2 y 4 veces superiores al valor medio de la velocidad en el aire para frecuencias de 0,1 Hz.

Para velocidades de crecimiento de la fisura pequeñas, se observa un retraso en dicha velocidad de propagación que llega a ser inferior incluso a la velocidad medida en el aire, fenómeno éste que se atribuye al cierre de la grieta ("crack closure"), argumento que se ve apoyado por cuanto deja de observarse para valores altos de la relación de cargas R.

REFERENCIAS

- /1/ Metal Science: Proceedings of the Conference: "Corrosion Fatigue" The Metals Society. Londres (1979).
- /2/ Rolfe, S.T. y Barsom, J.M. "Fracture and Fatigue Control in Structures" Prentice-Hall Inc. (1977).
- /3/ Parkins, R.N. "Stress corrosion cracking - the slow strain rate technique", 5 ASTM, STP 665 (1979).
- /4/ ASTM D1141: "Standard Specification for substitute Ocean Water"
- /5/ Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V. y Caballero, L. "Environment Sensitive Cracking of Prestressing Steels", Corrosion Science, 22 pp. 379 (1982).
- /6/ Sánchez-Gálvez, V., Valiente, A. y Elices, M. "Corrosion-fatiga en alambre de alta resistencia". Rev. Ib. Corrosion y Protección, pp. 117 (1983)
- /7/ Van der Welden, R., Ewalds, H.L., Schultze, W.A. y Punter, A. "Corrosion Fatigue: Mechanics, Metallurgy, Electrochemistry and Engineering", ASTM STP 801, pp. 64 (1983).

Tabla 1. Composición química y propiedades mecánicas del acero

C(%)	Mn (%)	Si(%)	P(%)	S(%)	N(%)
0,82	0,60	0,18	0,010	0,024	0,007
Módulo de elasticidad (MPa)	Límite Elástico 0,2% (MPa)	Tensión de rotura (MPa)	Tenacidad de fractura (MPa m ^{1/2})	Alargamiento bajo carga máx. (%)	
204.379	1432	1668	119	5,8	

ENSAYOS A CARGA CONSTANTE

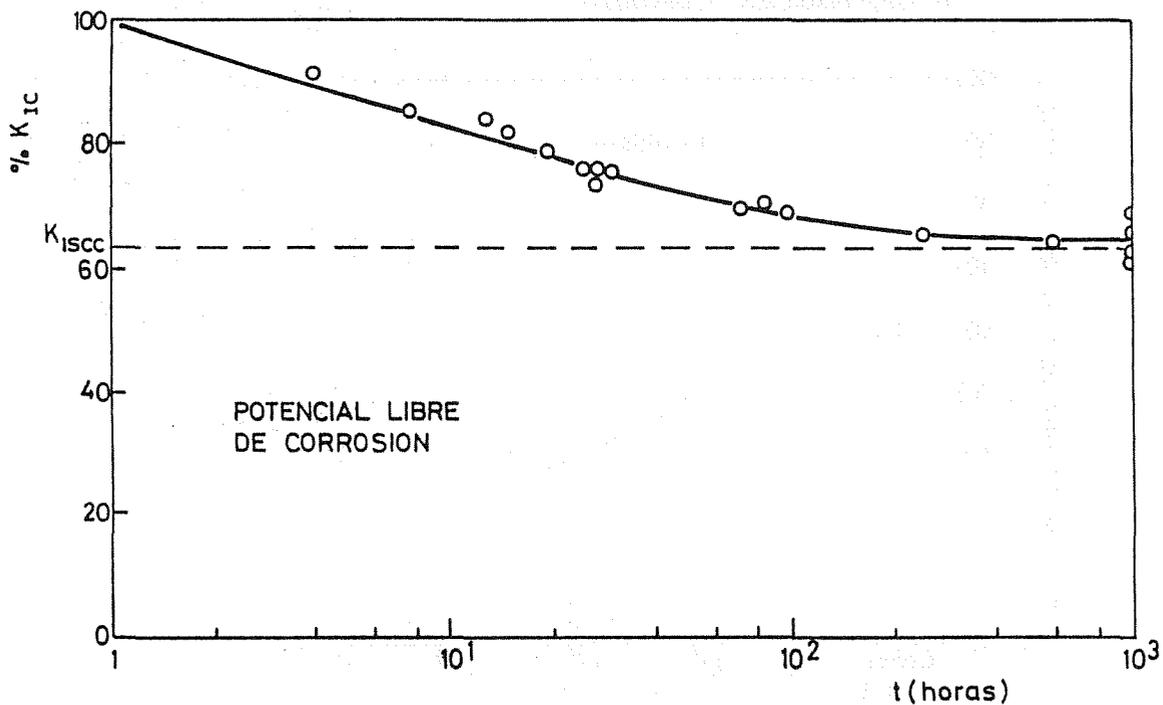


FIGURA 1

ENSAYOS A VELOCIDAD DE DEFORMACION CONSTANTE

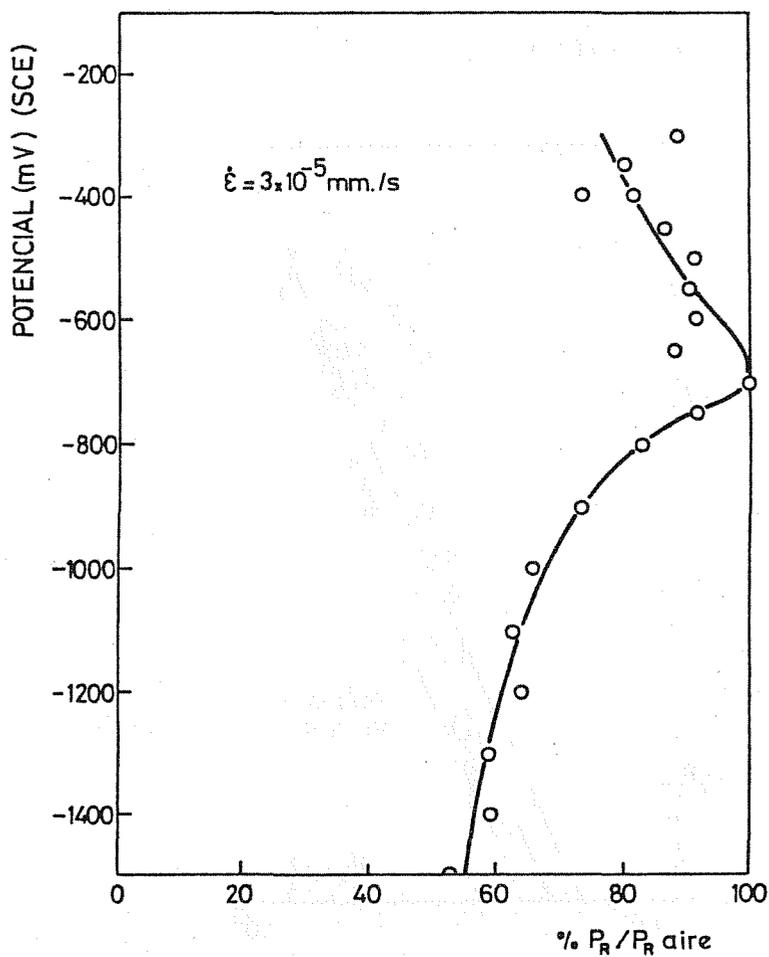


FIGURA 2

ENSAYOS A VELOCIDAD
DE DEFORMACION CONSTANTE

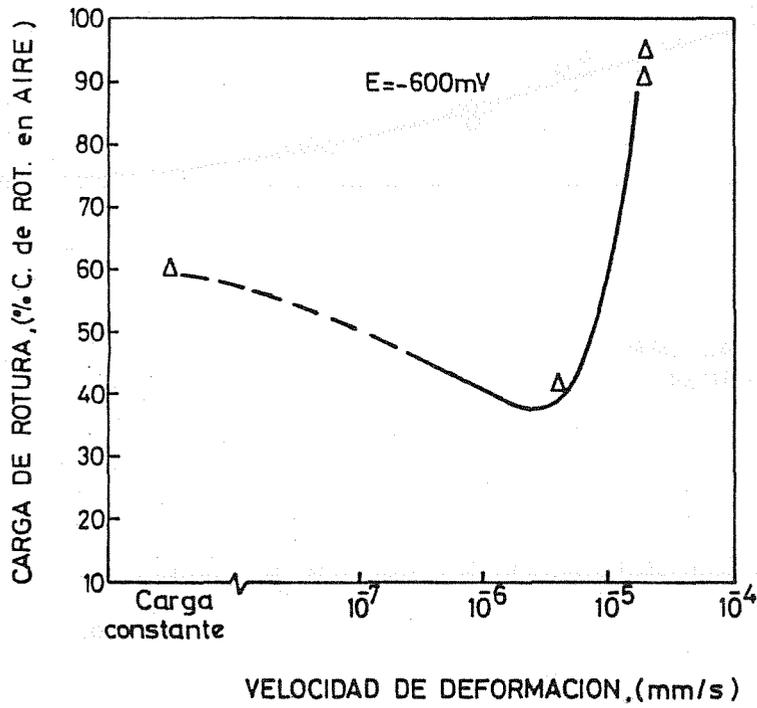


FIGURA 3

ENSAYOS DE CORROSION-FATIGA
AGUA DE MAR $R=0.1$
ONDA TRIANGULAR

- $v=10$ Hz
- Δ $v=1$ Hz
- $v=0.1$ Hz

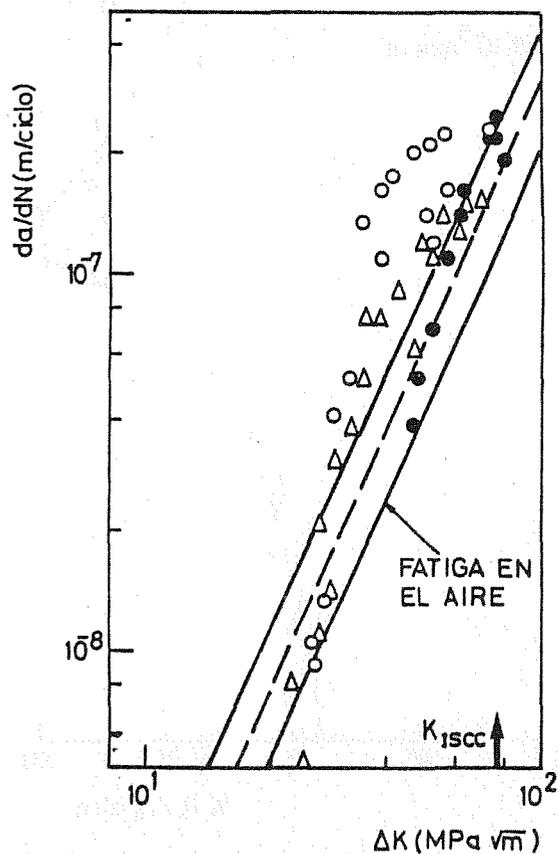


FIGURA 4
190

ENSAYOS DE CORROSION-FATIGA
 AGUA DE MAR R=0.1
 ONDA SINUSOIDAL

- $\nu=10$ Hz
- △ $\nu=1$ Hz
- $\nu=0.1$ Hz

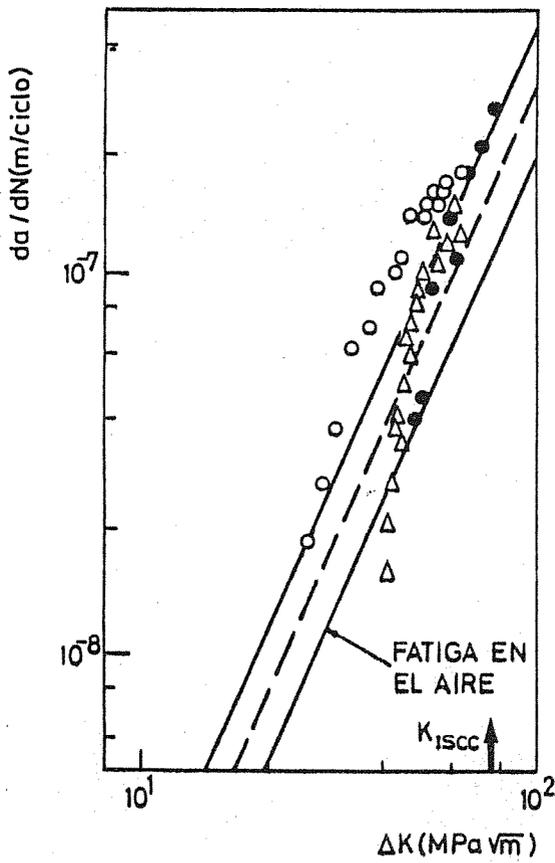


FIGURA 5

ENSAYOS DE CORROSION-FATIGA
 E LIBRE DE CORROSION
 AGUA DE MAR $\nu=0.1$ Hz
 ONDA SINUSOIDAL

- R=0.1
- R=0.5
- △ R=0.8

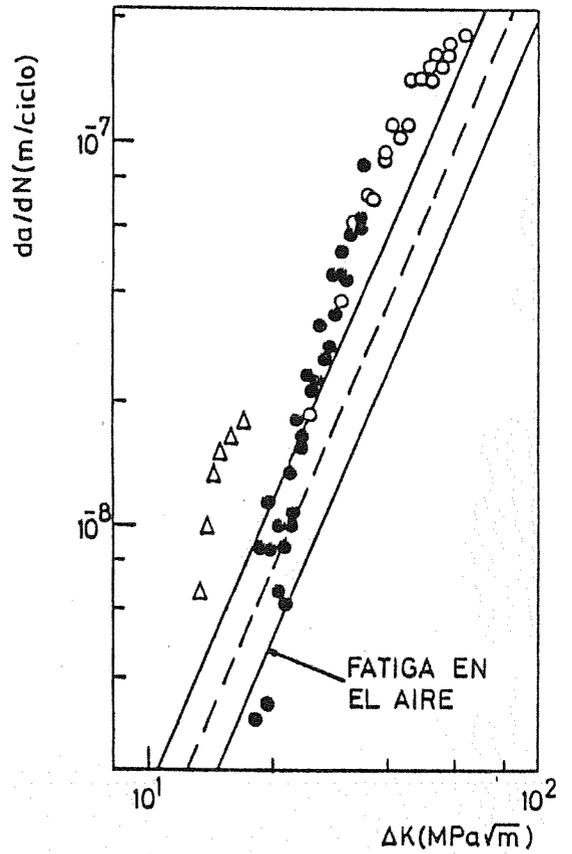


FIGURA 6

COMPARACION ENTRE CRITERIOS API-1104 Y PD-6493 PARA EVALUACION DE DEFECTOS EN GASODUCTOS.

J. Chao Hermida, J. Durán Ardila, J.M. Amo Ortega

CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALURGICAS
Avda. Gregorio Amo, nº 8 - 28040 MADRID

RESUMEN: Se determinaron el C.O.D. inicial y la Integral J inicial a la temperatura de -10°C , con objeto de determinar los niveles de aceptación de defectos según la Guía-Recomendación de la B.S.I. PD-6493:1980, tomando como criterio de fractura la iniciación de la fractura (rotura) a partir de un defecto. Por otra parte se determinó el C.O.D. máximo o el correspondiente a un pop-in para la determinación igualmente de los niveles de aceptación de defectos según el criterio de API 1104-83 y la mencionada B.S.

SUMMARY: The initial COD and J integral were determined at -10°C temperature, to find the acceptance levels defects after PD-6493 BSI document, taking as fracture criterium the initiation of fracture from an actual defect. On the other hand, the COD at maximum or pop-in load were determined for the derivation of flaw acceptance limits after bouth API-1104 and PD-6493.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se partió de dos tramos de tubo de 1 m de diámetro y 15,6 mm de espesor en material API X-70, cuyas características mecánicas pueden resumirse en:

Resistencia tracción	59,5 kg/mm ²
Límite elástico	48,16 "
Alargamiento	24 %

Los tubos fueron soldados circunferencialmente con electrodo revestido de tipo celulósico con las características mecánicas siguientes y sin emplear precalentamiento.

Resistencia tracción	66,0 kg/mm ²
Límite elástico	59,0 "
Alargamiento	20,0 %
Estricción	45 %

De la unión soldada se mecanizaron probetas para ensayo en dimensiones 12x24x110 con la entalla situada en sentido circunferencial y en posiciones de material base, zona afectada térmicamente y cordón de soldadura.

El marcado de las probetas para su localización en el tubo se recoge en la figura N^o 1.

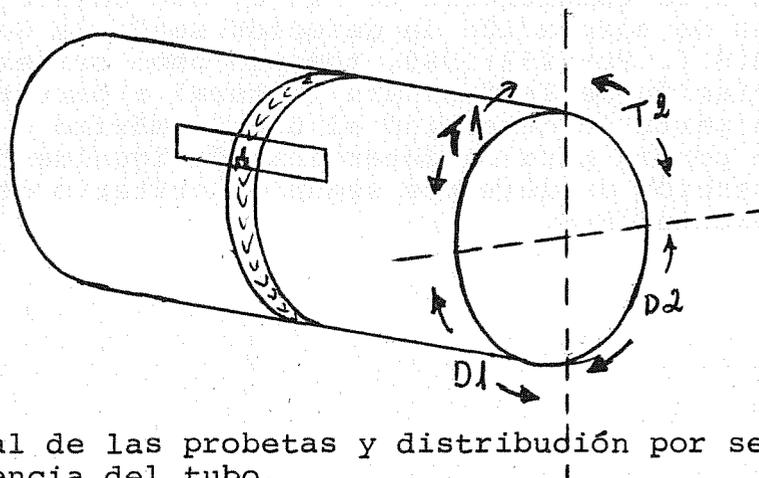


Fig. 1 - Posición axial de las probetas y distribución por sectores de la circunferencia del tubo.

Los ensayos se realizaron en una máquina MTS servocontrolada de 25 TM. El dispositivo para enfriar las probetas permite tener dentro del refrigerante (metanol) el punzón, la probeta, los apoyos y el extensómetro. El tiempo de mantenimiento mínimo a la temperatura de ensayo (-10°C) se estableció en 20 minutos.

Para la realización del ensayo se emplearon registradores X-Y con objeto de determinar simultáneamente la integral J y el COD, manteniendo en el equipo el control de desplazamiento a una velocidad de 0,002 mm/s. Para determinación del COD inicial, el ensayo se interrumpe al alcanzarse un crecimiento de la grieta sensiblemente apreciable.

Posteriormente se oxidaron diferencialmente las caras de la grieta, con objeto de hacer visible la extensión de la grieta, mediante calentamiento a 300°C durante 1 H.; para la distinción entre las zonas de rotura, se enfrió la probeta a -196°C, rompiendo la probeta finalmente con péndulo Charpy, obteniéndose rotura completamente frágil según puede observarse en las fotografías adjuntas.

RESULTADOS Y DISCUSION

Se realizaron 14 ensayo por cada sector, recogiendo en la tabla N° 1 las ecuaciones de las rectas de regresión obtenidas y sus errores. El valor de la J inicial se ha calculado obviando la "línea de blunteo", con objeto de hacer comparables J inicial y COD inicial. De dicha tabla se deduce la buena correlación existente entre dichos valores, a través del COD equivalente:

$$\text{COD equiv.} = \frac{J}{\sigma_F}, \text{ con } \sigma_F = \sigma_{\text{flujo}} = \frac{\sigma_y + \sigma_{\text{máx}}}{2} = 54 \text{ Kg/mm}^2$$

En las fotografías es interesante resaltar el efecto de las tensiones residuales provocadas por el proceso de soldadura en el crecimiento de la grieta. En el material base (fig. N° 2), el crecimiento es relativamente uniforme y se puede asegurar que la iniciación de la grieta ha tenido lugar en el centro del espesor, mientras que en las probetas soldadas, de las que se incluye una muestra en la fig. N° 3, la iniciación tiene lugar en diferentes puntos, por lo que se hace necesario comprimir en el sentido del espesor la zona próxima a la entalla, creando unas tensiones residuales de tracción uniformes a través del espesor y tratar de obtener de esta forma un frente de grieta recto.

Se desprende también de los resultados y de la apariencia de la fractura, la elevada tenacidad de la zona afectada térmicamente. Ello es debido al propio proceso de soldadura y al efecto del Nb como estabilizador del tamaño de grano. Sin embargo en aceros de este tipo con gran espesor y debido al fuerte input térmico empleado en la soldadura, es posible la aparición de bandas con crecimiento de grano que hagan disminuir el COD de la zona afectada.

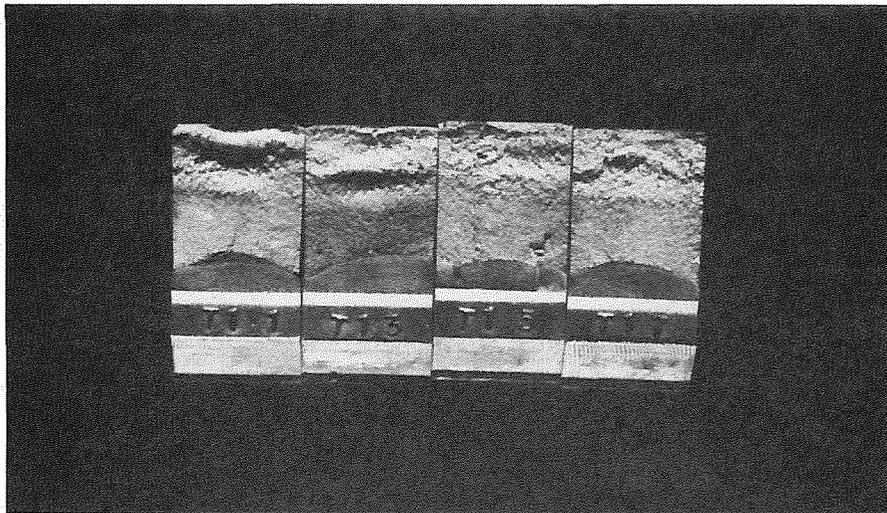
Por otra parte se ensayaron probetas realizadas con el mismo procedimiento de soldadura con objeto de determinar el COD-máx o el correspondiente a un pop-in. Los resultados mínimos obtenidos se sitúan entre las dos curvas de diseño API. Para la evaluación de los defectos se tomó como valor del COD el límite de 0,125 mm, de la curva inferior API. Aunque los defectos transversales a las soldaduras no son admisibles, estos también se evalúan con el único fin de comparación entre ambas normas: API-1104 y PD-6493*

EVALUACION DE DEFECTOS SEGUN API.

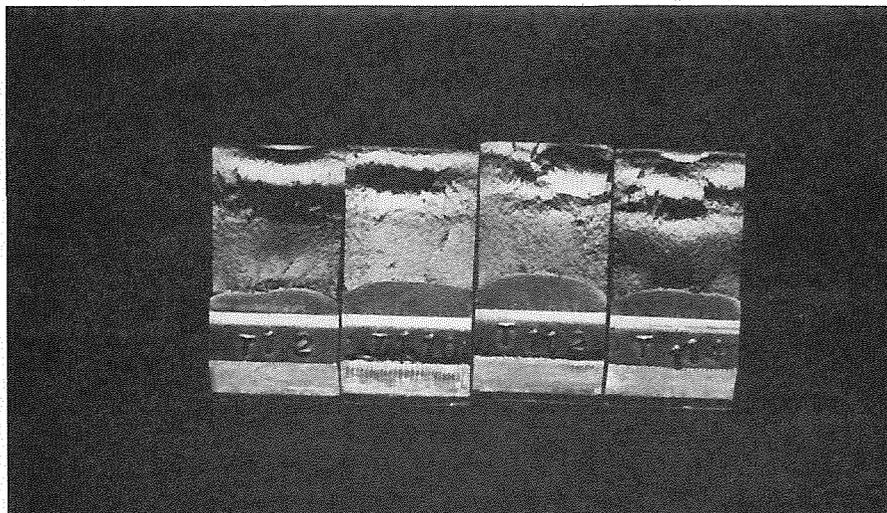
A efectos de esta evaluación solo se han tenido en cuenta defectos de tipo plano: grietas y faltas de penetración, no admitidas convencionalmente.

* API-1104 "Standard for welding Pipelines and related facilities

PD-6493: "Guidance on some methods for the derivation of acceptance levels defects in fusion welded joints". B.S.I.



a)



b)

Fig. 3 - Probetas correspondientes al sector T1 de la unión. a) Soldadura. b) Transición.

En las soldaduras circunferenciales se consideraron los dos sentidos: longitudinal y transversal a las mismas. Con una tensión circunferencial de $3/4 \sigma_y$ y teniendo en cuenta que las tensiones residuales son del orden del límite elástico, supondremos valores totales de magnitud $2 \sigma_y$ en el sentido longitudinal de las soldaduras.

Para las tensiones transversales, habida cuenta de los bajos valores encontrados para las tensiones residuales y admitiendo una tensión de trabajo de $0,54 \sigma_y$ se supondrá un valor del orden de σ_y .

En la tabla N^o 2 se relacionan los defectos reales admisibles, debiéndose tener en cuenta que la Norma no admite defectos superiores a $e/2$.

EVALUACION DE DEFECTOS SEGUN PD-6493 *

Con las mismas consideraciones anteriores se recogen los resultados en la tabla N^o 3.

Finalmente elegimos como criterio de fractura el de "iniciación de la rotura" en vez del de rotura inestable como se ha hecho anteriormente, para lo cual hemos elegido como índice de tenacidad el COD inicial. Los resultados obtenidos se recogen en la tabla N^o 4.

CONCLUSIONES

Respecto a la severidad de los criterios, se observa que el más crítico es el mantenido en PD 6493 tomando como parámetro de tenacidad el COD en el comienzo de extensión de grieta. A igual tenacidad el criterio API es más severo que el del PD 6493. En cualquier caso, puesto que los defectos encontrados en las soldaduras en sentido transversal fueron prácticamente nulos y en sentido longitudinal no alcanzan los 3 mm de profundidad y los 20 mm de longitud, las soldaduras pueden considerarse seguras incluso con el criterio más severo.

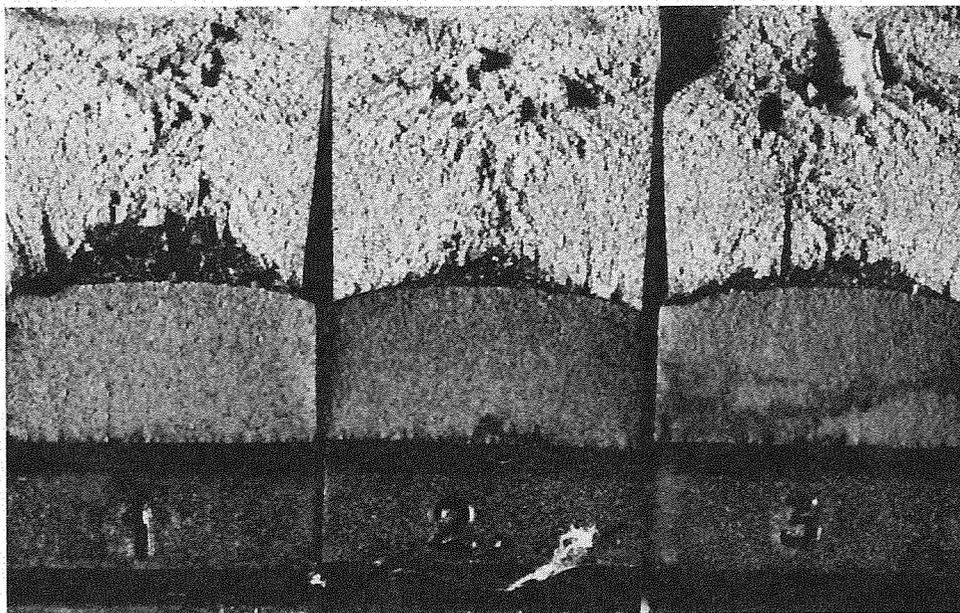


Fig. N^o 2 - Grietas de fatiga en material base. (probetas 1, 2, 3)

TABLA N° 1 - Valores de COD e Integrales J

Probeta N°	Recta Regresión COD y J	Posición entalla	COD inic. (mm) J inic. (Kg mm) (T ambte.	COD equiv. (mm)	COD máx. (mm) (-10°C)
T1 - impar	COD=0.081+0.286 a Error = 0.919 J=4.514+13.463 a Error = 0.908	Soldadura	0.081	0.083	
T1 - par	COD=0.234+0.468 a Error = 0.918 J=10.812+32.728 a Error = 0.950	Transición	0.234 10.812	0.200	
T2 - impar	COD=0.107+0.287 a Error=0.940 J=5.47+11.636 a Error=0.98	Soldadura	0.107 5.740	0.106	
T2 - par	COD=0.156+0.831 a Error=0.925 J=8.032+43.814 a Error = 0.929	Transición	0.156 8.032	0.148	
D1 - impar	COD=0.140+0.178 a Error = 0.858 J=7.638+8.918 a Error = 0.771	Soldadura	0.140 7.638	0.141	
D1 - par	COD=0.249+0.477 a Error = 0.812 J=13.855+25.639 a Error = 0.793	Transición	0.249 13.855	0.256	
D2 - impar	COD=0.086+0.3 a Error = 0.98 J=6.094+13.14 a Error=0.897	Soldadura	0.086 6.094	0.112	
D2 - par	COD=0.291+0.719 a Error=0.699 J=13.792+38.95 a Error = 0.789	Transición	0.291 13.792	0.255	
Otras probetas		Soldadura Transición			Medio 0.208 (3 probetas) Medio 0.4 (3 probetas)
1-2-3	J=5.495+36.582 a Error = 0.947	Material base	5.495	0.1	

Tabla N° 2 - Evaluación de defectos según API 1104

COD = 0.125

Tipo	Sentido: longitudinal		Transversal	
	<u>a*</u>	<u>2c*</u>	<u>a</u>	<u>2c</u>
Superficial	0-3.9	427	0-3.3	427
	3.9-4.8	63	3.3	0
Interno	0-3.9	427	0-3.9	427
	3.9-7.8	63	3.9-6.6	63

Tabla N° 3 - Evaluación de defectos según PD 6493

COD = 0.125

Tipo	Sentido: longitudinal		Transversal	
	<u>a</u>	<u>2c</u>	<u>a</u>	<u>2c</u>
Superficial	0-4	s.1*	0-3.1	s.1
	4.1-6	156	3.2-4.0	156
			4.1-5.5	78
Interno	*-----	---	16	s.1

Tabla N° 4 - Evaluación de defectos según PD tomando como criterio de fractura el COD mínimo para iniciación de la extensión de grieta

COD = 0.08

Tipo	Sentido: longitudinal		Transversal	
	<u>a</u>	<u>2c</u>	<u>a</u>	<u>2c</u>
Superficial	0-3.1	s.1	0-1.7	31
	3.2-4.0	156		
	4.1-5.5	78		
Interno	-----	-----	0-1.5	s.1
			1.6-2.5	26

* a = profundidad
 2c = Longitud
 s.1 - sin límite de longitud

* ----- = sobrepasa la altura del semiespesor
 Todas las medidas en mm

EXPOSICIÓN DE ACTIVIDADES

DEPARTAMENTO DE FISICA DE MATERIALES

PROF. MANUEL ELICES CALAFAT

E.T.S. DE INGENIEROS DE CAMINOS, CIUDAD UNIVERSITARIA, MADRID.

En el aspecto docente el equipo de profesores del Departamento lleva impartiendo desde 1979 clases de Mecánica de la Fractura a los alumnos de 5^º curso de la carrera de Ingenieros de Caminos y desde el año 1970, cursos monográficos de Doctorado. También ha dado cursos específicos en varias empresas sobre aplicaciones de la Mecánica de la Fractura, Fractura Elasto-plástica, Fatiga y Fractura en Medios Agresivos.

Las principales líneas de investigación son:

- a.- Fisuración por corrosión bajo tensión y corrosión fatiga en aceros. En particular se están estudiando dichos fenómenos en presencia de agua - de mar y de ambientes que producen fragilización por hidrógeno. Se tienen facilidades para ensayar con distintas funciones de onda y frecuencias y en atmósferas agresivas, hasta presiones de 70 atm., y para medir tensiones residuales superficiales mediante difracción por rayos X.*
- b.- Fractura en medios anisótropos. Se están desarrollando varios programas, unos de carácter teórico y otros experimentales, para determinar criterios de iniciación y propagación de fisuras en materiales ortótropos. También se están estudiando la aplicación de la Mecánica de la Fractura a materiales reforzados con fibras. Para la realización de estos programas se dispone de criostatos que permiten ensayar probetas hasta 40 K. Algunas de estas actividades se realizan en colaboración con el grupo ASTM E.24.*
- c.- Otra área de actividad es la fractura de hormigones. Se han abordado dos tipos de problemas: El de las grietas en grandes macizos de hormigón, como en las presas, donde es aplicable la mecánica de fractura en régimen elástico y lineal y el de la fractura de elementos estructurales de hormigón en masa o armado donde no son aplicables los conceptos clásicos. Algunas de estas actividades se realizan en colaboración internacional en el grupo RILEM FMC.*

Durante estos últimos años se han generado un centenar de publicaciones relacionadas con la Mecánica de la Fractura.

ACTIVIDADES DEL CENTRO DE ESTUDIOS E INVESTIGACIONES TECNICAS DE GUIPUZCOA (CEIT) RELACIONADAS CON LA FRACTURA.

M. FUENTES PEREZ

CEIT : Apartado, 1555 - SAN SEBASTIAN

Dentro de las diferentes líneas de investigación que en la actualidad se están llevando a cabo en el CEIT, caben destacar los siguientes proyectos basados en aplicaciones de la Mecánica de la Fractura:

- a) "Análisis del comportamiento de la vasija de un reactor nuclear de agua a presión frente a un transitorio de presión y temperatura con un estado de irradiación dado". En dicho proyecto colaboran conjuntamente los Dptos. de Materiales y Mecánica. Al primero de ellos le corresponde el estudio de la influencia de la temperatura, velocidad de deformación y nivel de irradiación sobre la tenacidad del material de la vasija (acero A533B clase 1) (estudio del comportamiento frágil y dúctil y su relación con los parámetros microestructurales, medición de K_{Ic} , J y K_{Ia}), mientras que el estudio del Dpto. de Mecánica se centra en la aplicación de técnicas analíticas y numéricas para la modelización estática y dinámica del proceso de propagación y detención de grietas.
- b) Finalizada la fase del estudio del comportamiento a fatiga y fractura de un acero ferrítico-perlítico procedente de una rueda de ferrocarril, en la actualidad se está llevando a cabo una aplicación de la Mecánica Lineal de la Fractura al desgaste por rodadura y deslizamiento, basada en la realización de un desarrollo de la teoría de la descamación. El estudio analiza la propagación bajo modos mixtos de grietas paralelas y cercanas a una superficie libre, complementándose todo ello con una serie de ensayos experimentales realizados en una máquina de desgaste construida en el propio centro.
- c) Paralelamente, se desarrolla en estos momentos un proyecto dirigido al estudio del comportamiento a fatiga de bajo número de ciclos (LCF) de dos aceros inoxidable austeníticos (18/10 y 18/12 Ti) en condiciones representativas de las de servicio en tubos recalentadores de plantas de producción de energía eléctrica. Asimismo, se analiza el comportamiento de estos mismos aceros en la interacción creep-fatiga.

ACTIVIDADES DEL EQUIPO DE TRABAJO DEDICADO AL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LOS MATERIALES

M. ANGLADA

- Departamento de Metalurgia -
E.T.S.I.I. de Barcelona. Universidad Politécnica de Cataluña
-Barcelona-

En el Departamento de Metalurgia de la E.T.S.I.I. de Barcelona, el equipo de trabajo dedicado al comportamiento mecánico de los materiales desarrolla varios proyectos tanto en materiales metálicos como en materiales no metálicos, los cuales están relacionados al estudio de la fractura de los materiales. Entre las principales actividades cabe mencionar las siguientes:

- a) Recientemente se ha concluido un trabajo sobre la influencia de la austenita retenida en la resistencia a la fatiga por flexión rotativa de aceros Ni-Cr-Mo de baja aleación.*
- b) Se está llevando a cabo un proyecto sobre el efecto del tamaño y distribución de los nódulos de grafito sobre los mecanismos de fatiga y fractura de una fundición nodular ferrítica deformada en fatiga por flexión rotativa.*
- c) Se está iniciando un trabajo de investigación sobre fatiga de aceros inoxidables ferríticos de contenido intersticial ultra bajo, el cual ha sido financiado por la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica.*
- d) Se han iniciado los trabajos preliminares correspondientes a dos proyectos de investigación en colaboración con el Departamento de Materiales del Queen Mary College de la Universidad de Londres. En el primero se estudiará, mediante microscopía electrónica de transmisión, la estructura de dislocaciones generada en la capa contigua a la superficie en monocristales de Molibdeno sometidos a fatiga oligocíclica. En el segundo proyecto, se estudiará la evolución de las tensiones internas, así como la existencia de bandas de deslizamiento persistente en monocristales de Niobio deformadas en fatiga a altas temperaturas.*
- e) Se está llevando a cabo el estudio de las propiedades mecánicas de tendones humanos así como de conejo, estos extraídos del animal después de haber sido sometido a distintos tratamientos tanto ortopédicos como farmacológicos. Los tendones se someten a tracción hasta la rotura y se estudian los cambios en la microestructura de las fibras colágenas.*

ESTUDIOS FRACTOGRÁFICOS SOBRE ALEACIONES DE INTERÉS AERONÁUTICO

JOSE MARIA BADIA PEREZ

Escuela Técnica Superior de Ingenieros Aeronáuticos
Plaza Cardenal Cisneros, 3
- Madrid -

La línea de investigación dentro del campo de la fractura que se desarrolla en el Laboratorio de Ensayo de Materiales en la Cátedra de Metalotecnia, se centra en el estudio de los caracteres microfractográficos asociados a los diferentes tipos de rotura de materiales de interés aeroespacial.

En la actualidad, estos estudios se centran en la morfología de la rotura de las aleaciones de aluminio-zinc-magnesio 7020 y 7075 en diferentes estados de tratamiento y bajo la acción de distintos tipos de carga: tracción, impacto y fatiga. Las probetas rotas son estudiadas en lupa binocular y microscopio electrónico de barrido, con objeto de correlacionar las características fractográficas presentes con el tipo de carga aplicado y la microestructura y tratamiento del metal. Como trabajo adicional, se está procediendo al estudio de la variación de características mecánicas y de fatiga a lo largo del espesor en planchas gruesas de la aleación 7020-T651, estudiando su relación con la microestructura.

En los próximos meses, está previsto el inicio de un programa de estudios microfractográficos, similar al realizado sobre aleaciones de aluminio, aplicado a las aleaciones de titanio Ti-6Al4V, Ti-6Al-6V-2Sn y Ti-6Al-4Zr-2Sn-2Mo.

JUNTA DE ENERGÍA NUCLEAR. DIVISIÓN DE METALURGIA

SEGUNDO BARROSO HERRERO*

Avda. Complutense, 34 - Ciudad Universitaria

- Madrid -

La línea de trabajo la constituye el estudio por Microscopía Electrónica de Transmisión de los cambios microestructurales que tienen lugar durante la termofluencia de aceros inoxidable austeníticos y su relación con las propiedades mecánicas y el estudio por Microscopía Electrónica de Barrido de las superficies de rotura con el fin de estudiar los mecanismos de fractura en función del estado inicial del material y de los procesos termomecánicos soportados por el mismo.

(*) El Grupo de Trabajo lo componen: Segundo Barroso (JEN), Ana Gómez (UNED) y Jesús Mora (U. Politécnica) y desarrolla su actividad en la División de Metalurgia de la JEN.

ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES DE GIJON

FRANCISCO JAVIER BELZUNCE VARELA

E.T.S.INGENIEROS INDUSTRIALES. CTRA. CASTIELLO S/N. GIJÓN.

1.- FATIGA DE ALAMBRES DE PRETENSADO

Se estudia la fatiga de alambres de pretensado desde la perspectiva del análisis convencional (curvas de Wöhler) y de la propagación de fisuras según la Mecánica de la Fractura.

El punto de conexión de ambos métodos se obtiene al definir los tamaños de defectos iniciales en la superficie de los alambres, observándose en tales defectos la influencia de la probabilidad y la longitud de probeta.

Actualmente se procede a una experimentación con alambres de pretensado a fin de comprobar:

- a) La relación entre el rango del factor de intensidad de tensión inicial y el número de ciclos de iniciación.
- b) Ley matemática en zona I de propagación lenta de fisuras.
- c) Comprobación de la hipótesis de independencia.

2.- FATIGA EN HORMIGON SIMPLE

La deducción del modelo de fatiga propuesto por Castillo se basa en planteamientos generales, aplicables en principio a materiales no metálicos.

Se presupone entonces la aplicabilidad del modelo de Castillo al hormigón y se trata de probar una posible convergencia entre el método Convencional y el de la Mecánica de la Fractura en el análisis de fatiga en el hormigón simple.

3.- FATIGA EN MATERIALES COMPUESTOS

El comportamiento a fatiga de los Materiales Compuestos es aún un tema poco investigado, no existiendo todavía criterios suficientemente fiables de diseño a fatiga del tipo de los existentes para los metales.

En este área de trabajo, se analizará el comportamiento a fatiga de plásticos reforzados con fibras con el fin de estudiar la evolución progresiva del daño interno desarrollado en el material, así como los mecanismos de rotura operativos.

ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES DE VALLADOLID
DEPARTAMENTO DE TECNOLOGÍAS MECÁNICAS

SALVADOR BRESO BOLINCHES

E.T.S. Ingenieros Industriales. Avda. Sta. Teresa, 30
- Valladolid -

El departamento de Tecnologías Mecánicas comenzó sus actividades en Mecánica de la Fractura recientemente en octubre de 1983, dado el poco tiempo que lleva funcionando el centro y el menor tiempo que el departamento funciona como tal. Esto no ha permitido todavía la dotación del material de laboratorio necesario para la realización de ensayos experimentales, por lo que los estudios son de carácter teórico (aplicados a materiales metálicos).

Los estudios han ido dirigidos principalmente a la fase de propagación por fatiga de las grietas, contemplando dos aspectos: Uno, la evolución de la forma de las grietas de dos dimensiones con el crecimiento, y otro los efectos de interacción que se producen al variar la amplitud de los ciclos de carga aplicados.

En la actualidad se está trabajando en la elaboración de un modelo teórico de crecimiento de grietas que tenga en cuenta dichos efectos de interacción incluyendo los efectos de retardo y aceleración del crecimiento de la grieta cuando se producen variaciones tanto de la amplitud como de la asimetría de los ciclos de carga aplicados.

El modelo está basado en el seguimiento de cada elemento de material desde que entra en la zona plástica producida en el extremo de la grieta, hasta que su influencia es despreciable por estar suficientemente alejado del extremo de la grieta en la zona ya fisurada. En la zona plástica frente al extremo de la grieta, el material está sometido a deformaciones cíclicas de amplitud de deformación plástica creciente a medida que se aproxima al borde de la grieta, y cuando la amplitud y asimetría de los ciclos de carga aplicados varían, lo hace también la amplitud del ciclo de deformación plástica del elemento considerado, de forma que la historia de dichas deformaciones juega un papel importante en la fractura de dicho elemento de material. El material ya fracturado permanece con deformaciones residuales de forma que en el descenso de la carga se crean tensiones residuales de compresión que disminuyen el Factor de Intensidad de Tensiones. Estas tensiones residuales varían también con la variación de la carga aplicada. El modelo cuantifica la influencia de los factores anteriormente anunciados sobre la velocidad de crecimiento.

ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES
DEPARTAMENTO DE CINEMATICA Y DINAMICA DE MAQUINAS

JAIME DOMINGUEZ ABASCAL

Avda. Reina Mercedes, s/nº
- Sevilla -

El interés de este Departamento en el campo de la Mecánica de la Fractura y Fatiga está relacionado con el diseño de componentes de máquinas sometidos a cargas que varían de forma irregular o incluso aleatoria en el tiempo.

Hasta el presente, el trabajo ha consistido en el desarrollo y contraste de programas de ordenador que simulan paso a paso la respuesta del componente ante la excitación irregular.

En el estudio del periodo de iniciación de grietas por fatiga, el interés se ha centrado en la implementación de las propuestas de cálculo derivadas del Método de las Deformaciones Locales. Se ha prestado especial cuidado a la simulación correcta del efecto de memoria exhibido por los metales cuando se les somete a carga irregular, obviando la acumulación de errores que resulta de definir un nuevo origen en cada inversión de la carga, como consecuencia de la no linealidad en las reglas de cálculo de deformaciones empleadas.

En cuanto al periodo de propagación de grietas, los programas desarrollados realizan la integración lineal ciclo a ciclo de las diversas expresiones propuestas para la velocidad de crecimiento da/dN , en función del factor de intensidad de tensiones, teniendo en cuenta los modelos de retardo, cierre de grieta, etc.

Se ha considerado asimismo, la aplicación de un modelo semianalítico para calcular la vida de nucleación ante carga aleatoria, basado en la distribución de los rangos de un registro, después de haber aplicado el método de contar ciclos de Rain Flow. Con este modelo, se elimina la necesidad de simulación del registro, con el consiguiente ahorro de tiempo. Un modelo similar, a partir de la estadística de rangos está desarrollándose para el estudio de la fase de crecimiento de grieta.

Otro campo de estudio dentro de la Mecánica de la Fractura en nuestro Departamento es el de la aplicación del Método de los Elementos de Contorno al cálculo de factores de intensidad de tensiones. En la actualidad se dispone de un programa que utiliza elementos isoparamétricos de tipo parabólico y nodo a 1/4, empleando funciones de forma singulares para representar la tensión en el elemento situado en el vértice de la grieta.

En cuanto a trabajos que están comenzándose en el campo de la Mecánica de Fractura y Fatiga, puede destacarse un proyecto de investigación cuyo objeto es la puesta a punto de un programa de cálculo elastoplástico y de las técnicas experimentales necesarias para el estudio de las tensiones de cierre de grieta en fatiga. En dicho trabajo se pretende determinar la evolución de las tensiones de cierre al crecer la grieta cuando las cargas varían de forma irregular, con objeto de poder mejorar los procedimientos de predicción del crecimiento ante este tipo de cargas. El otro tema en que se está empezando a trabajar, es el estudio del comportamiento de microgrietas, habida cuenta de que las técnicas de Mecánica de la Fractura, tanto lineal como elastoplástica, acotan longitudes cada vez menores de iniciación de grietas.

RELACIÓN DE ACTIVIDADES EN FRACTURA DEL DEPARTAMENTO DE METALURGIA

CARLOS FERRER

ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES
Camino de Vera, s/nº
-Valencia-

DOCENCIA

Además de los temas en el entorno de la fractura de los materiales metálicos que se imparten en la especialidad Metalúrgica de esta Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, desde hace cinco años ininterrumpidamente, se imparte la asignatura de doctorado por el Dr. Ferrer titulada "Diseño y cálculo a Fractura en Estructuras e Instalaciones Industriales. Diagnóstico de Rotura".

También han sido organizados por este Departamento, cursos dedicados a la divulgación en los medios industriales sobre corrosión y métodos de protección, y técnicas de ensayos no destructivos.

INVESTIGACION

El Departamento de Metalurgia está dirigiendo sus esfuerzos a los temas de investigación específicos de fractura que mencionamos:

- 1 - Rozamiento intermetálico y adherencia. Tribología.
- 2 - Corrosión bajo tensiones de aceros inoxidables.
- 3 - Aleaciones ligeras aplicadas a estructuras de vehículos. Cálculo a fractura.
- 4 - Técnicas de ensayos no destructivos.

TRABAJOS A LA INDUSTRIA

Nuestro laboratorio está totalmente abierto a los problemas que las empresas de la Comunidad plantean. Un alto porcentaje de los trabajos desarrollados quedan en el ámbito del diagnóstico de fractura, lo que enriquecen las investigaciones citadas en el apartado anterior.

DEPTO. DE METALURGIA, U.P.C.

L. GARCÍA FONT

AVDA. DIAGONAL 647, E.T.S.I.I., 08028 BARCELONA

En el Departamento de Metalurgia de la E.T.S.I.I. de Barcelona el equipo de trabajo dedicado al comportamiento mecánico de los materiales desarrolla diversos proyectos tanto en materiales metálicos como en materiales no metálicos, los cuales están relacionados al estudio de la fractura de los materiales. Entre las principales actividades cabe mencionar las siguientes:

- a) Recientemente se ha concluido un trabajo sobre la influencia de la austenita retenida en la resistencia a la fatiga por flexión rotativa de aceros Ni-Cr-Mo de baja aleación.
- b) Se está llevando a cabo un proyecto sobre el efecto del tamaño y distribución de los nódulos de grafito sobre los mecanismos de fatiga y fractura de una fundición nodular ferrítica deformada en fatiga por flexión rotativa.
- c) Se está iniciando un trabajo de investigación sobre fatiga de aceros inoxidables ferríticos de contenido intersticial ultra bajo, el cual ha sido financiado por la Comisión Asesora de Investigación Científica y Técnica.
- d) Se han iniciado los trabajos preliminares correspondientes a dos proyectos de investigación en colaboración con el Departamento de Materiales del Queen Mary College de la Universidad de Londres. En el primero se estudiará, mediante microscopía electrónica de transmisión, la estructura de dislocaciones generada en la capa contigua a la superficie en monocristales de Molibdeno sometidos a fatiga oligocíclica. En el segundo proyecto, se estudiará la evolución de las tensiones internas, así como la existencia de bandas de deslizamiento persistente en monocristales de Niobio deformados en fatiga a altas temperaturas.
- e) Se está llevando a cabo el estudio de las propiedades mecánicas de tendones humanos así como de conejo, éstos extraídos del animal después de haber sido sometido a distintos tratamientos tanto ortopédicos como farmacológicos. Los tendones se someten a tracción hasta la rotura y se estudian los cambios en la microestructura de las fibras colágenas.

ESCUELA TECNICA SUPERIOR DE INGENIEROS AERONAUTICOS
CATEDRA DE METALOTECNIA

DIRECTOR DEL DEPARTAMENTO : JOSE ANTONIO GARCIA POGGIO

PLAZA CARDENAL CISNEROS 3, 28040 MADRID

La línea de investigación dentro del campo de la fractura que se desarrolla en el Laboratorio de Ensayo de Materiales de la Cátedra de Metalotecnia se dirige al estudio de los caracteres microfractográficos - asociados a los diferentes tipos de rotura en materiales de interés aeroespacial.

En la actualidad, estos estudios se centran en la morfología de la rotura de las aleaciones aluminio-zinc-magnesio 7020 y 7075 en diferentes estados de tratamiento y bajo la acción de distintos tipos de carga : tracción, impacto y fatiga.

Las probetas rotas son estudiadas en lupa binocular y microscopio electrónico de barrido, con objeto de correlacionar las características fractográficas presentes con el tipo de carga aplicado y la microestructura y tratamiento del metal.

Como trabajo adicional, se está procediendo al estudio de la variación de características mecánicas y de fatiga a lo largo del espesor en planchas gruesas de la aleación 7020 en estado T651, estudiando su relación con la microestructura.

En los próximos meses se iniciará un programa de estudios microfractográficos, similar al realizado sobre aleaciones de aluminio, aplicado a las aleaciones de titanio Ti-6Al-4V , Ti-6Al-6V-2Sn y la Ti-6Al-4Zr-2Sn-2Mo.

Igualmente se pretende adaptar una de las máquinas de ensayo a fatiga para la realización de experiencias en atmósferas inertes (argon y nitrógeno), con objeto de estudiar comparativamente la influencia de la composición ambiental sobre la micromorfología de las superficies de rotura en aleaciones ligeras.

ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS DE CAMINOS, CANALES Y PUERTOS, DEPARTAMENTO DE CONSTRUCCIÓN, UNIVERSIDAD DE CANTABRIA.

FEDERICO GUTIERREZ-SOLANA SALCEDO

Avda. de los Castros, s/nº
-Santander-

Dentro del campo de la Mecánica de la Fractura este Departamento desarrolla una serie de actividades encaminadas a la optimización del diseño del material mediante el estudio de la relación microestructura-comportamiento mecánico.

En concreto, actualmente se desarrolla el programa "Control de la Microestructura sobre el Comportamiento Mecánico de Aceros en Ambientes Agresivos en relación con su Resistencia" financiado por la CAYCIT, en coordinación con un amplio proyecto del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Universidad de Carnegie-Mellon en Pittsburgh (USA), y con el apoyo de equipamiento por parte de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián (CEIT) y Gijón.

Asimismo, se colabora en el programa "Optimización de Programas de Vigilancia de Recipientes a Presión de Reactores y su Análisis" coordinado por la JEN.

Desde el punto de vista de diseño se ha colaborado en su programa de conjunción de métodos estadísticos y métodos basados en Mecánica de Fractura en el diseño ante fenómenos de Fatiga, coordinado por el Departamento de Matemáticas de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de Santander y el Departamento de Construcción de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de Gijón.

Como complemento a estas labores de investigación se realizan actividades docentes en relación con la Mecánica de Fractura, impartiendo cursos de Doctorado, colaborando en Cursos Monográficos y participando en Seminarios y Congresos.

ACTIVIDADES ACTUALMENTE EN CURSO EN EL INTA RELACIONADAS CON LA FRACTURA

J.M. PINTADO

I N T A
Torrejón de Ardoz
-Madrid-

A - Materiales Metálicos

Publicación, a finales de año, de un libro sobre análisis de fallos en servicio de origen mecánico en elementos metálicos.

Estudios microfractográficos para análisis de fallos de estructuras (subvencionado por la CAICYT). Dentro de este programa, muy amplio y que cubre con portamiento a fatiga, a carga estática y a corrosión bajo tensiones en función del tratamiento térmico de dos aleaciones Al-Si-Mg y otras dos Al-Cu, y estudio microfractográfico de los mecanismos de rotura, se presentarán tres comunicaciones en la 6ª Asamblea Nacional del CENIM.

Estudio sobre equivalencia de valores de K_{IC} halladas directamente o a través de la integral I y curva R en algunos aceros.

Medidas de velocidad de propagación de grietas de fatiga en aleaciones Al-Zn con zonas afectadas por calor.

B - Materiales no Metálicos

Estudio de los caracteres microfractográficos de rotura, en diversas condiciones de material y tipo de sollicitación, de materiales compuestos (matriz no metálica y fibras de grafito) y establecimiento de correlación entre caracteres micromorfológicos-micromecanismo de rotura-modelo matemático. Trabajo en colaboración con el Instituto Alemán DFVLR.

Comportamiento viscoelástico de materiales compuestos grafito-epoxy. Trabajo en colaboración con el Instituto Alemán DFVLR.

ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES
DEPARTAMENTO DE METALURGIA

CARLOS RANNINGER RODRIGUEZ

José Gutiérrez Abascal, 2
- Madrid -

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 mecánicas y metalurgia sobre mecánica de la fractura.

En el aspecto de aplicación, el Departamento ha realizado estudios de fractura para centrales nucleares.

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 han puesto a punto unos métodos de cálculo para el análisis de geometrías sencillas, es decir estados de tensión bidimensional o cuasitridimensional. Con estas geometrías se puede tratar una gran parte de los problemas usuales en Mecánica de la Fractura. En la actualidad se está comenzando la fase de cualificación de los programas en base a resultados experimentales y analíticos.

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 pre-agrietadas y se estudia el comportamiento de las mismas.

MÉTODOS DE CÁLCULO EN EL ANÁLISIS DE ELEMENTOS MECÁNICOS EN FRACTURA

C.RANNINGER RODRIGUEZ
A.MORENO GONZALEZ
J.OÑORO LOPEZ

Departamento de Metalurgia. E.T.S.Ingenieros Industriales
- Madrid -

Para el análisis de las grietas en elementos mecánicos se requieren complejos métodos de cálculo que permitan tratar en toda su complejidad el problema mecánico, que la presencia de la figura plantea. En el Departamento de Ingeniería Metalúrgica se está llevando a cabo un programa de puesta a punto de una metodología de análisis de elementos mecánicos en fractura.

En esta ponencia se presentan los métodos de cálculo puestos a punto para el análisis de geometrías sencillas, es decir, estados de tensión bidimensional o cuasitridimensional. Con estas geometrías se pueden tratar una gran parte de los problemas usuales en mecánica de fractura, tal y como muestran los resultados que se presentan. En la actualidad se está comenzando la fase de cualificación de los programas en base a resultados experimentales y analíticos.

CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

MANUEL TORRALBA

Avda. Gregorio del Amo, 8
- Madrid -

En el CENIM se dedica en la actualidad atención creciente a estudios de mecánica de fractura, de fractografía y de fractografía cuantitativa, tanto en la U.E.I. de Soldadura como en la de Metalurgia Física.

El interés de la U. de Soldadura se ha centrado en aplicaciones de la mecánica de fractura a componentes metálicos, especialmente en uniones soldadas, dada la influencia de los ciclos térmicos que implica toda operación de soldeo, sobre la microestructura del material de base.

Recientemente se ha finalizado un estudio sobre tuberías de gasoductos construidas con acero de 490 MPa de límite elástico y uniones soldadas circulares, estudiando la tenacidad mediante los parámetros COD y J1c, y la fisuración mediante los ensayos Tekken y de implantes. También se han realizado medidas de tensiones residuales mediante la técnica del orificio ciego con, o sin, corrección de excentricidad y la obtención de COD por el método de "moiré".

En la U. de Metalurgia Física se han llevado a cabo diversos estudios fractográficos que pueden considerarse complementarios de otros más generales destinados al conocimiento de las propiedades mecánicas de diversos materiales. Así, se ha trabajado sobre la fractura de aleaciones de plomo-antimonio con más de diez años de envejecimiento, sobre la fractura y la cavitación que la acompaña, de aleaciones superplásticas del tipo AlCa₅Zn₅ y sobre los mecanismos de fractura de monocristales de la aleación aluminio-4% cobre en diversos estados de envejecimiento. Además, se están poniendo a punto técnicas de fractografía cuantitativa, determinando parámetros morfométricos de los perfiles que se obtienen al seccionar la probeta por planos normales a la superficie de fractura.

GRUPO DE MECÁNICA DE FRACTURA DE TECNATOM

LUIS YAGUE DE ALVARO

Km.19, Ctra. Nacional Madrid-Irún
- San Sebastián de los Reyes (Madrid) -

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

2.1 Evaluación de indicaciones de defecto detectadas en inspecciones por ensayos no destructivos.

Cuando una indicación detectada por ensayos no destructivos supera los standards de aceptación previstos por la normativa debe ser evaluada de acuerdo con criterios de mecánica de la fractura para conocer hasta qué punto la presencia de dicha indicación es condicionalmente aceptable.

2.2 Evaluación de la integridad de componentes.

Dentro de este capítulo se recogen todos aquellos aspectos que suponen un seguimiento del estado real de distintos componentes, de forma que se cumplan los requisitos de tenacidad a la fractura establecidos por la normativa vigente (Ap. G de 10CFR50). Esto puede requerir revisión de especificaciones de diseño y "stress reports" y el conocimiento de las propiedades mecánicas de los materiales.

2.3 Evaluación de la degradación del material de vasijas de reactores nucleares (cápsulas de irradiación).

De las actividades incluidas en el párrafo 2.2 se desprende la necesidad, por otra parte desarrollada en diversa normativa, de realizar una vigilancia de la fragilización originada por irradiación en el acero de la vasija de reactores refrigerados por agua. Por esto en cada central se lleva a cabo un programa de vigilancia consistente en irradiar más rápidamente muestras del acero de la vasija y estudiar la fragilidad producida.

Tecnatom además de participar en los programas de vigilancia de todas las centrales nucleares españolas de agua ligera está tomando una parte activa muy importante en el programa de investigación coordinado por la OIEA actualmente en marcha y cuya participación española coordina la J.E.N.

PALABRAS CONTROVERTIDAS
EN CIENCIA DE MATERIALES

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

acero duplex, duplex steel (austenita-ferrita)
anclaje, locking, pinning
apilamiento, pile up
arrastre, drag
ataque, etch
 ataque químico, chemical etching
barrido, scanning
blanco, target
bosque, forest
bucle, loop
caída del límite elástico, yield drop
cavidad, cavity, void
cavitación, cavitation
celda, cell
 celda unitaria, unit cell
cerramiento, closure
cizalla, shear
 tensión crítica de cizalla resuelta, critical resolved shear stress
clivaje, cleavage
codo, kink
 codo interplanar, jog
colar, cast
conformado, forming
constreñimiento, constraint
crowdion, crowdion
cuartear, crazing (en polímeros)
cúpula, dimple
daño, damage
 daño por radiación, radiation damage
deformación (ingenieril), engineering strain
 deformación real, true strain
 deformación planar, plane strain
depresiones, intrusions
desgaste, wear
desgarro, tear
deslizamiento, glide, sliding, slip
 deslizamiento fácil, easy glide

deslizamiento cruzado, cross slip
deslizamiento de fronteras de grano, grain boundary sliding
desplazamiento, displacement
desplazamiento de apertura de grieta, crack opening displacement
detenedor, arrest
dislocación, dislocation
dislocación en arista, edge dislocation
dislocación helicoidal, screw dislocation
dislocación en espiral, helical (spiral) dislocation
dislocación no deslizable, sessile dislocation
dislocación deslizable, glissile dislocation
dispersión, scattering
dominios, domains
dominios antifase, antiphase domains
dureza, hardness
embutición, deep drawing
emisión de campo, field emission
empobrecer, to deplete
endurecimiento, hardening
endurecimiento por envejecimiento, age hardening
endurecimiento por temple, quench hardening
endurecimiento por trabajado, work hardening
energía por unidad de área disponible para la propagación de una fisura, energy release rate
enlace, bond (entre átomos)
enromamiento, blunting
ensayo, test
ensayo de choque, impact test
entalla, notch
envainar, to clad
envejecimiento, aging
envejecimiento por deformación, strain aging
escalón, step
espiga, spike
estado estacionario, steady state
estirado, drawing
estriación, striation
estricción, neck
exponente, exponent
exponente de la tensión, stress exponent
exponente de la velocidad de deformación, strain rate sensitivity
extrusión, extrusion
factor, factor
factor de intensidad de tensiones, stress intensity factor

falta de apilamiento, stacking fault
fase, phase
 fase dual, dual phase (martensita-ferrita)
figura de ataque, etch pit
figura de polos, pole figure
figura en cola de milano, chevron pattern
flexibilidad, compliance (inverso de la rigidez)
flexión, bending
fluencia, creep
 fluencia difusional, diffusional creep
 fluencia por deslizamiento de bordes de grano, grain boundary sliding creep
 fluencia por movimiento de dislocaciones, slip creep
 fluencia exponencial, power law creep
 fluencia hiperbólica, power law breakdown
fondo, background
fondo de grieta, crack tip
forja, forge
fractura, fracture
 fractura intercristalina, intercrystalline fracture
 fractura transcristalina, transcrystalline fracture
 fractura por clivaje, cleavage fracture
 fractura por corrosión bajo tensión, stress corrosion fracture
 fractura por corrosión-fatiga, corrosion fatigue fracture
frágil, brittle
fragilización, embrittlement
frontera, boundary
 frontera de grano, grain boundary
 frontera de subgrano, subgrain boundary
 frontera de giro, twist boundary
 frontera de inclinación, tilt boundary
 frontera de macla, twin boundary
fuentes, sources
fuerza impulsora, driving force
fundición, cast iron
grieta, crack
 grieta roma, blunt crack
 fondo de grieta, crack tip
güisker, whisker
hueco, void
intensidad de tensiones, stress intensity
intercara, interface
interfase, interphase
interlaminar, interlamellar

intervalo de temperaturas, temperature range
laminación, rolling
lazo, loop
 lazo de dislocación, dislocation loop
límite elástico aparente, yield strength
 zona del límite elástico aparente, yield point
 límite elástico aparente superior (inferior), upper (lower) yield strength
lingote, ingot
longitud de la parte calibrada, gage length
macla, twin
marcas de playa, beach marks
martensita, martensite
 martensita laminar, lath martensite
material compuesto, composite material
matriz, matrix
modos de fractura, fracture modes
moldeo, molding
molino, mill
 molino de bolas, ball mill
orden, order
 orden de corto alcance, short range order
 orden de largo alcance, long range order
pandeo, buckling
piel de naranja, orange peel
plano de hábito, habit plane
protuberancia, extrusion
pulido, polishing
pulvimetalurgia, powder metallurgy
radiación de frenado, bremsstrahlung
radiotrazador, radioactive tracer
recocido, annealing
recubrimiento, coating
rechupe, shrinkage
refino, refining
 refino por zonas, zone refining
reforzamiento, strengthening
resistencia, resistance, strength
 resistencia a la tracción, ultimate tensile strength
 resistencia a la fatiga, fatigue strength
restauración, recovery
retrodispersión, back-scattering
revenido, tempering
revestir, to coat

revestimiento, coating
rigidez, stiffness
rotura, rupture
 rotura de cúpula, dimple rupture
sección eficaz, cross section
segregación, segregation
 segregación localizada, coring
sobreenviejamiento, overaging
sobreenfriamiento, supercooling
soldadura, welding, bonding
 soldadura por arco, arc welding
 soldadura fuerte, brazing
 soldadura en estado sólido, solid state bonding
soporte físico, hardware
soporte lógico, software
sumidero, sink
superación de obstáculos, overcoming of obstacles
templar, to quench
templabilidad, hardenability
tenacidad, toughness
 tenacidad a la fractura, fracture toughness
tensión, stress (concepto nuevo ya que puede ser de tracción o compresión)
 tensión anular, hoop stress
 tensión de cedencia, proof stress
 tensión crítica de cizalla resuelta, critical resolved shear stress
 tensión de fluencia, flow stress
 tensión de fractura, fracture stress
 tensión límite de fatiga, endurance limit
 tensión planar, plane stress
 tensión residual, residual stress
teoría zonal, zone theory
termopar, thermocouple
tiempo de vuelo, time-of-flight
transitorio, transien
trepado, climb
umbral, threshold
vacante, vacancy
vaina, cladding
velocidad, rate, speed
 velocidad de deformación, strain rate
 velocidad de temple, quenching rate
zanja de energía, energy gap
zona afectada por calor, hot-affected zone

ALGUNOS TERMINOS EMPLEADOS EN FRACTOGRAFIA

Datos aportados por J.M. Pintado del INTA

Español	Inglés	Francés
Descohesión	Cleavage	Clivage
Seudodescohesión	Seudo cleavage	{ Faux clivage Seudo-clivage
Rotura	Breakage	Rupture
Cúpulas	Dimples	Cúpules
Frágil	Brittle	Fragile
Dúctil	Dúctil	Ductile
Ríos	Rivers	Rivieres
Lengüetas	Tongues	Languettes
Escalón	Step	Marche
Labio de salida	Shearlip	Lissère
Espinazo de desgarro	Tear ridge	
Cúpulas normales		Cupules normales
Cúpulas de eje inclinado		Cúpules allongees
Fractura	Fracture	
Desgarro	Tear	Dechirement
Desgarro semifrágil	Lowtear energy fractu- re	Dechirure semifragil
Intercristalina	Intercristaline	
Intergranular		Intergranulaire
Madera podrida } Leñosa }	Woody fracture	Bois pourra
Huellas de neumáticos	Tire-traks	
Serpentinas de desliza- miento	Serpentineglides	
Coalescencia de microva- cíos	Microvoid coalescence	Coalescence des trous
Corrosión bajo tensión } o tenso-corrosion }	Stress-corrosion	Corrosion sous tension
Enfragilización por hidrógeno	Hidrogen embrittlement	Enfragilisation par l'hydro- gene.
Rotura diferida bajo carga estática	Delayed static failure	