

Anales de Mecánica de la Fractura

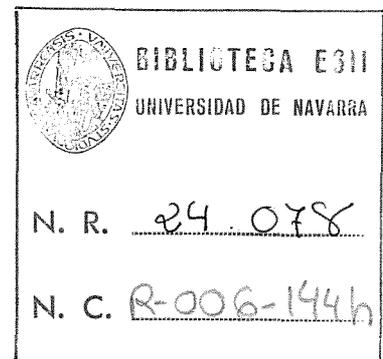
TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS
EN EL SEPTIMO ENCUENTRO DEL

GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

Sigüenza

21, 22 y 23 de Marzo de 1990

**ANALES DE
MECANICA DE LA FRACTURA**



N. 7, Año 1990

Editado por la
Secretaría del Grupo
Español de Fractura

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

INDICE

EDITORIAL

1. MATERIALES METALICOS

Resistencia a la Fractura en Flexión de un Acero de Herramientas T15 Sinterizado en Vacío. V. P. Martínez, R.H. Palma, J.M. Rodríguez-Ibabe y J.J. Urcola	3
Tenacidad a la Fractura de un Acero Rápido de Herramientas T15 Sinterizado en Vacío. V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola	9
Tenacidad a la Fractura de las Uniones Soldadas de un Acero Inoxidable Austenoferrítico por el Proceso MIG Sinérgico bajo Diferentes Gases de Protección. L.M. Plaza, E. Erauzkin, A. Gil-Negrete, A.M. Irisarri y F. Santamaria	17
Análisis de la Tenacidad correspondiente al Inicio de la Propagación Dúctil de Grietas en el Acero SA 533B: J_i en Términos de los Procesos Locales de Rotura por Nucleación, Crecimiento y Coalescencia de Microcavidades. J.L. Viviente, J. Gil Sevillano y M. Fuentes	23
Tenacidad correspondiente al Inicio Físico de la Propagación Dúctil, J_i (Zona de Transición y Upper Shelf) medida mediante una Combinación de Análisis Fractográfico y Curva de Resistencia. J.L. Viviente, J. Gil Sevillano y M. Fuentes	31
Influencia del Tratamiento Térmico en la Tenacidad de una Fundición Nodular Bainítica (ADI). J. Aranzábal, I. Gutiérrez Sanz, J.M. Rodríguez-Ibabe y J.J. Urcola	39
Influencia del Tratamiento Térmico en la Tenacidad a Fractura y en el Comportamiento a Fatiga de Fundiciones Nodulares Aciculares. F.J. Belzunce y C. Rodríguez	47
Influencia del Envejecimiento a 475°C sobre la Velocidad de Propagación de Grietas de Fatiga en un Acero Inoxidable Austeno-Ferrítico. L. Iturgoyen y M. Anglada	53
Comportamiento en Fatiga de Acero Estructural de Antiguos Puentes de Ferrocarril. J.M. Varona, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Alvarez, J.J. González	63

2. MATERIALES NO METALICOS

Interface Engineering in Ceramic Composites. G. Thomas y J.S. Moya	71
Microestructura y Comportamiento Mecánico del Compuesto Eutectoide Corindón-Rutilo. P. Pena, H. Wohlfromm y J.S. Moya	76
Microestructura y Propiedades Mecánicas de Mullita obtenida por Sinterización Reactiva de Caolín y Alúmina. A. Caballero, J.S. Moya y S. de Aza	82
Microestructura y Comportamiento Mecánico de Materiales de Mullita obtenidos a partir de Geles. A.L. Cavalieri, P. Pena, S. de Aza y J.S. Moya	88
Resistencia al Choque Térmico de Materiales Frágiles. C. Baudín	94
Propiedades Mecánicas a Elevada Temperatura de un Vitrocerámico. M.I. Osendi	100
Fisuras Cohesivas y Fisuras Efectivas en el Límite de Grandes Tamaños. J. Planas y M. Elices	105
Medida de la Energía Específica de Fractura en Carburo de Silicio Nitrurado. J.Y. Pastor, J. Planas y M. Elices	113
Resistencia y Tenacidad de Nitruro de Silicio Sinterizado con Adiciones de Itria, Magnesia y Alúmina. S. Ordóñez, J.M. Rodríguez-Ibabe, F. Castro y J. Gil Sevillano	119
Configuración de Fisuras en Y-PSZ. J. Martínez Fernández, M. Jiménez Melendo, A. Domínguez Rodríguez y R. Márquez	126
Influencia de la Porosidad en la Tenacidad a Fractura de los Cementos Oseos. M.M. Vila y J.A. Planell	134

3. TECNICAS EXPERIMENTALES

Crack Growth Resistance as Tenacity Criteria of Elastic-Plastic Fracture Mechanics. F.W. Neikes	140
Influencia del Tamaño de Grano y de la Agresividad del Medio en la Transición IG-TG en CBT. M.V. Biezma, F. Gutiérrez-Solana, J. González y J.M. Varona	144
Dificultades encontradas en la Caracterización de la Tenacidad de las Uniones Soldadas. L.M. Plaza, F. Santamaría, A. Gil-Negrete y A.M. Irisarri	152
Determinación de los Parámetros de la Fractura de PS mediante el Protocolo de Ensayo del European Group on Fracture. A.B. Martínez y M.LL. Maspoch	156
Comportamiento en Fatiga en Aire y Alto Vacío de la Aleación 7017-T651. J. Ruiz, L. Caballero y M. Elices	164
La Topografía T.T.S. como Zona Asociada a Fenómenos de Fragilización por Hidrógeno. J. Toribio, A.M. Lancha y M. Elices	170
Microestructura y Susceptibilidad a la Corrosión bajo Tensión de la Zona afectada Térmicamente en Piezas Soldadas de la Aleación AA 7017 (Al-Zn-Mg). C. García-Cordovilla, E. Louis, A. Pamies, L. Caballero y M. Elices	178
Corrosión bajo Tensión de una Aleación Al-Zn-Mg de baja Susceptibilidad: Nucleación y Propagación de Fisuras. L. Caballero, C. García-Cordovilla, A. Pamies, E. Louis y M. Elices	184

4. METODOS NUMERICOS

Interacción Grieta-Superficie bajo Campos Termomecánicos Transitorios. J.M. Martínez-Esnaola y C. Atkinson	190
Resultados de Regularidad y Acotaciones del Error a Priori del M.E.F. relacionados con la Mecánica de la Fractura. L. Gavete, F. Michavila, F. Heras y J. Herranz	198
Utilización de Modelos de Degradación para la Simulación de Procesos de Fractura. Aplicación al Análisis de Patologías en Presas de Hormigón. J. Oliver, M. Cervera, M. Galindo y G. Bugeda	203
Influencia de la Disipación Volúmica en la Energía Específica de Fractura del Hormigón. G.V. Guinea, J. Planas y M. Elices	211
Cálculo Fotoelástico de Factores de Intensidad de Tensiones mediante Desarrollos en Serie. Estudio Numérico. R. Picón, F. París y C. Rivas	218
Uso de Métodos Energéticos para la Consideración del Endurecimiento en Modelos de Cierre de Grietas. L. Bohórquez y J. Domínguez Abascal	225
Análisis Dinámico de Cuerpos Axisimétricos Entallados sometidos a Torsión. R. Marcos, J.M. Martínez-Esnaola y J.M. Bastero	233
Comportamiento en Rotura por Impacto de Materiales Metálicos y Cerámicos: Modelizaciones Numérica y Analítica. R. Cortés, C. Navarro y V. Sánchez Gálvez	240

5. APLICACIONES DE LA MECANICA DE LA FRACTURA

Aplicación de la Mecánica de la Fractura al Diseño de Soldaduras en Angulo. F. París, J. Cañas y R. Picón	248
Crecimiento de Grietas en Campos de Tensiones que incluyen Modos Mixtos. Aplicación a la Predicción de Vida de Ruedas de Ferrocarril. J.M. Martínez, A. Ocáriz, A. Martín y M. Fuentes	256
Aplicación de la Mecánica de la Fractura en el Ensayo a Fatiga de una Estructura de Caja Ferroviaria construida en Aleaciones Ligeras. J.G. Giménez, Y. Gutiérrez y L.A. Figuerido	261
Mejora de la Fiabilidad en la Fabricación de Reactores Hidrotreating por Aplicación de la Mecánica de la Fractura. M. Román y R. Pintos	269
Determinación de Esfuerzos y Movimientos en Estructuras Lineales con Secciones Fisuradas. A. Valiente, M. Elices y F. Ustáriz	272
Aplicaciones de la Mecánica de Fractura para la Determinación de las Curvas Límite de Operación de un Reactor Nuclear. A. Ballesteros, J. Bros y F. Esteban	278
Fallo de un Oleoducto antes de su Puesta en Servicio. J.M. Fernández	284
Aplicación de la Mecánica de Fractura al Seguimiento de Grietas de Corrosión- Tensión en una Tubería de 10" de AISI-304. J. Lapeña y J. González Pereira	288

EDITORIAL

Después de cuatro años el Grupo Español de Fractura vuelve a celebrar su reunión anual en Sigüenza, donde inició su singladura en 1984 y celebró sus tres primeros encuentros. Las reuniones anuales ofrecen una buena ocasión para exponer y comentar los trabajos en curso, para intercambiar opiniones y, en definitiva, para conocernos mejor cuantos utilizamos esta nueva herramienta que es la Mecánica de la Fractura.

Las comunicaciones se han estructurado teniendo en cuenta los materiales estudiados (1 Materiales Metálicos. 2 Materiales no Metálicos) y las técnicas utilizadas (3 Técnicas Experimentales y 4 Métodos Numéricos). Los trabajos más relacionados con las aplicaciones de la Mecánica de la Fractura se han agrupado en un capítulo distinto, siguiendo las recomendaciones del International Congress of Fracture (ICF), en un intento de mostrar a la comunidad científica las ventajas de esta disciplina.

Los editores desean expresar su agradecimiento a todos los participantes, sin cuya cooperación no hubiera sido posible la publicación de estos Anales.

Sigüenza, Marzo de 1990.

Manuel Elices Calafat
Manuel Fuentes Pérez
Carlos Navarro Ugena

RESISTENCIA A LA FRACTURA EN FLEXION DE UN ACERO DE HERRAMIENTAS T15
SINTERIZADO EN VACIO

Martínez, V., Palma, R.H., Rodríguez, J.M. y Urcola, J.J.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), Paseo de Manuel Lardizábal, 15. 20009 SAN SEBASTIAN

Se resumen los resultados de dureza, módulo de young, resistencia a flexión junto con los contenidos de austenita residual de un acero rápido de herramientas T15 sinterizado en vacío. Tras los tratamientos térmicos de austenización, temple y revenido se consiguió una gama de durezas que variaba desde 900 HV10 (para un 20% de austenita residual) hasta 994 HV10 (para un 4% de austenita residual) con revenidos triples a 525 y 585°C respectivamente. El módulo de young aumentaba desde 187 GPa para bajas durezas, hasta 200 GPa para elevadas durezas. La resistencia a la fractura por flexión variaba entre 0,91 y 1,3 GPa. Los núcleos de iniciación de la fractura fueron poros residuales en todos los casos analizados, localizados en la superficie sometida a tracción o muy cercanos a ella. También en la superficie de tensión tractiva máxima se observaron numerosas microgrietas que se originaron en carburos de gran tamaño del tipo MC (de 7 a 10 μm) o en poros residuales. Se ha encontrado también una aceptable concordancia entre los tamaños de defectos iniciadores de la fractura y los tamaños estimados a partir de la resistencia a flexión y el factor crítico de intensidad de tensiones K_{Ic} .

Hardness, Young's modulus and bend strength were measured in a vacuum sintered T15 high speed steel. After different heat treatments the hardness was in the range 900-994 HV10 for 4% and 20% retained austenite obtained by triple temperings at 525 and 585°C respectively. Young's modulus increased from 187 to 200 GPa with hardness and the four point bend strength was between 0.91 and 1.3 GPa. Fracture initiation was always from residual porosity located at or nearby the surface of maximum tension stress. There was reasonable agreement between the size of these flaws and those estimated by critical flaw analysis using linear fracture mechanics. At the maximum tension stress surface several microcracks have also found, created at massive carbides type MC (7 to 10 μm) or micropores, but none of them was found to become a critical flaw.

1.- INTRODUCCION

La resistencia a la fractura en flexión y la tenacidad a la fractura de aceros rápidos de herramientas sinterizados (M2[1], T6[2], T42[3]) han sido el objeto de recientes investigaciones. Con objeto de relacionar los núcleos iniciadores de fractura con aspectos microestructurales, se han investigado también las microestructuras de los mismos, en particular la porosidad y los carburos. La presencia de poros de gran tamaño, 50 μm , es una de las características que puede distinguir los aceros sinterizados de convencionales de fusión y forja, en los que en cambio se pueden encontrar largas cadenas de carburos. Tanto las cavidades como las cadenas de carburos no parecen afectar fundamentalmente a las propiedades de corte de estos aceros, pero sí y de forma notable a la resistencia a la fractura

de los mismos. Como se ha comentado en diversas ocasiones, los aceros rápidos están despertando interés en aplicaciones como rodamientos en las que se requiere una adecuada tenacidad y resistencia a la fractura, de ahí la importancia de estudiar las características de tenacidad [4 y 5] y el papel de los diversos defectos en el proceso de fractura de los mismos. En el presente trabajo se analiza mediante el ensayo de flexión en cuatro puntos la resistencia a la fractura (ruptura transversal) de muestras de acero rápido de herramientas T15 sinterizadas en vacío. Se han determinado también el tamaño y la forma de los defectos iniciadores de la fractura y comparado con los que se deducen a partir de la resistencia a la rotura y la tenacidad a la fractura.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los polvos utilizados en este trabajo fueron fabricados por Powdrex Ltd. (England), atomizados en agua y posteriormente recocidos. El análisis químico de los polvos se muestra en la Tabla 1. Estos polvos tras ser mezclados durante 2 horas con una adición de 0.2% en peso de grafito de alta pureza se compactaron uniaxialmente en un matriz de 54x8x8 mm, aplicándose una presión de 500 MPa y utilizando estearato de cinc como lubricante en las paredes de la matriz y el punzón. La sinterización se llevó a cabo en un horno Lindberg de 6 calefactores de carburo de silicio que alcanza temperaturas hasta 1500 °C. Como cámara de horno se utilizó un tubo metálico de acero inoxidable refractario, de modo que permitiera ser removido ó colocado en el momento oportuno en el interior del horno. El tubo conteniendo la muestra era sometido a un vacío previo de 10^{-5} bars condición necesaria para introducirlo en el horno, el cual ya estaba a la temperatura de trabajo. Durante la etapa de calentamiento el vacío disminuía a $\sim 10^{-3}$ bars, para luego subir a un vacío de $\sim 2 \times 10^{-5}$ bars. Terminado el tiempo de sinterización, el tubo conteniendo muestras, era enfriado en aire, obteniéndose una velocidad de enfriamiento de ~ 250 °C/min hasta 800 °C.

TABLA 1.- Análisis químicos de los polvos.

C	Cr	Co	Mn	Mo	V	W	O ₂ (ppm)
1.64	4.37	4.99	0.24	0.56	4.70	12.24	794

Las probetas fueron austenizadas durante 3 minutos a 1210 °C, templadas en aceite y revenidas tres veces a 525, 550, y 585 °C; posteriormente se rectificaron a barras de 5.5 x 6 mm de sección y 46 mm de longitud, que se ensayaron en un dispositivo de flexión en cuatro puntos con los rodillos exteriores separados 40 mm y los interiores 8 mm. La flecha se midió con un dispositivo LVDT. Las superficies de fractura se analizaron en un microscopio electrónico de barrido.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Las densidades geométricas medidas en las probetas mecanizadas, que se ensayaron en flexión en cuatro puntos, fueron en todos los casos superiores al 99% de la densidad teórica. Los tamaños de grano austeníticos medidos en la condición de temple y revenido fueron de 13.5 μm . El tamaño promedio de los carburos masivos (MC) fue inferior a 4 μm . Estos resultados que son similares a los encontrados en aceros rápidos sinterizados en vacío [1,2,3] difieren sin embargo de los encontrados en los aceros sinterizados en gas, en los que los carburos masivos son del tipo

M₆C y los carburos MC se transforman en carbonitruros de tamaño muy fino, MX.

En la Fig. 1 se muestran tres micrografías típicas de las muestras templadas desde 1210°C y revenidas tres veces a las temperaturas de 525, 550 y 585°C respectivamente. Se puede observar en las mismas los carburos masivos MC y algunos más brillantes M₆C. La estructura martensítica es muy clara en todas ellas, observándose en la revenida a 525 °C una proporción algo superior de zonas blancas de austenita residual y también se puede apreciar el efecto de un ligero sobre- revenido en la tratada a 585°C.

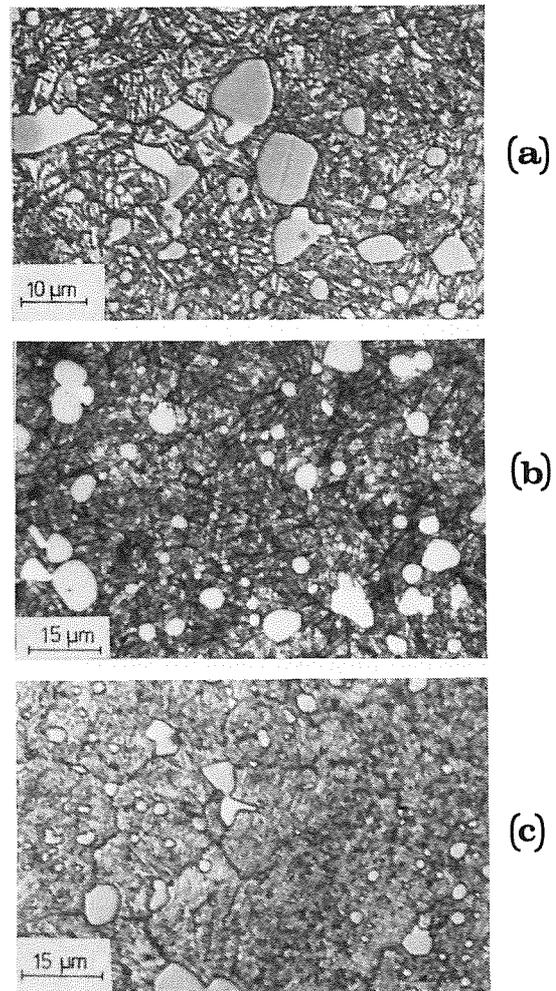


Fig. 1.- Efecto de la temperatura de revenido sobre la microestructura (a) Revenido a 525 °C; (b) 550 °C y (c) 585°C.

En la Tabla 2 se encuentran resumidas las medidas de austenita residual y de dureza para las tres temperaturas de revenido, correspondiendo cada valor a la media de tres probetas ensayadas. En la misma se pone claramente de manifiesto que la eliminación de austenita residual conduce a un aumento de dureza. Se observa también que un triple revenido a 585°C está en la región de sobre-

TABLA 2.- Dureza y cantidad de austenita retenida en probetas de flexión.

T°Rev. (°C)	Dureza (HV10)	Aust.Ret. (%)
525	941	23.8
550	984	8.9
585	917	4.0

revenido, estando el pico de máxima dureza alrededor de los 550°C. Comportamientos similares se han observado en aceros rápidos templados y revenidos, obtenidos tanto por sinterizado en vacío [6,7] como en gas [8,9].

En la Fig. 2 se representa el módulo de Young frente a la cantidad de austenita retenida tanto para los aceros sinterizados en vacío del presente trabajo como para los mismos polvos de acero T15 sinterizados en gas [10]. En dicha figura se observa claramente que un aumento de austenita residual conduce a una disminución del módulo elástico y que los datos experimentales se pueden ajustar mediante una relación lineal de ecuación:

$$E = 205 - 0,75 \times (\% \gamma) \quad (1)$$

El valor propuesto por dicha ecuación para una estructura martensítica de 205 GPa es comparable a otros reportados en la literatura para estructuras totalmente martensíticas [1].

En la Figs. 3 a y b se representan los valores de la resistencia a la fractura en flexión frente a la dureza y las temperatura de revenido respectivamente. No se observa una clara tendencia de variación de la resistencia tanto con la dureza como con la temperatura de revenido y en el estrecho rango de durezas de 900 a 990 HV10 la resistencia a la fractura varía de 0.9 a 1.3 GPa. Estos valores son inferiores a los reportados en la literatura para aceros similares tras sinterizado y prensado isostático en caliente (HIP) [11, 13], aunque en el caso de aceros simplemente sinterizados se encuentran valores similares [3].

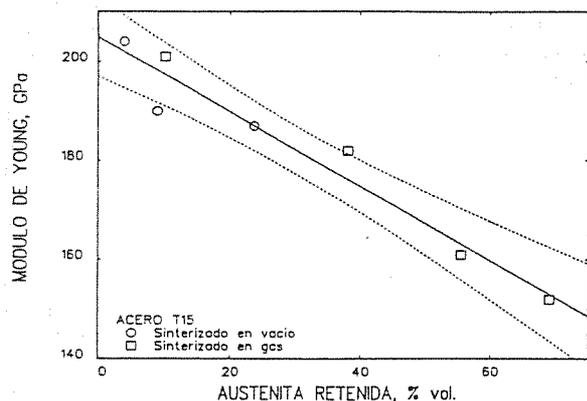


Fig. 2.- Efecto de la cantidad de austenita retenida sobre el módulo de Young.

En general, ha sido posible encontrar y definir la región de iniciación de la fractura con la ayuda del microscopio electrónico de barrido (SEM) en las probetas fracturadas. El defecto crítico se encuentra normalmente en la superficie de tensión tractiva máxima y en algunos casos en el borde (canto) de dicha superficie. En la Fig. 4(a) se muestra la superficie de fractura de una muestra fracturada por flexión en cuatro puntos tras temple y revenido triple a 550°C, con una dureza de 990 HV10. Se observa en la misma el inicio de la fractura en una esquina de la superficie de tracción, siendo también claro el sentido de propagación de la grieta. En la Fig. 4(b) se exhibe a más aumentos y con más detalle el defecto causante de la fractura, que resulta ser un poro. Situaciones semejantes en las que la iniciación de la fractura se produce en defectos presentes en la superficie de tracción máxima han sido observadas por otros autores [3,14 15].

La Fig. 5 corresponde a una micrografía de la superficie de fractura de una probeta ensayada a rotura por flexión en cuatro puntos. Se pueden observar en la misma facetas provenientes de la fractura de carburos del tipo MC, junto a facetas procedentes de la matriz, estas últimas de pequeño tamaño. La fractura que es muy similar a la observada en las probetas de tenacidad Barker [9] de los

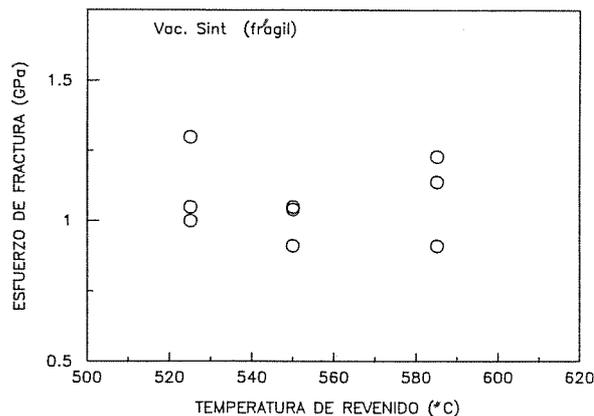
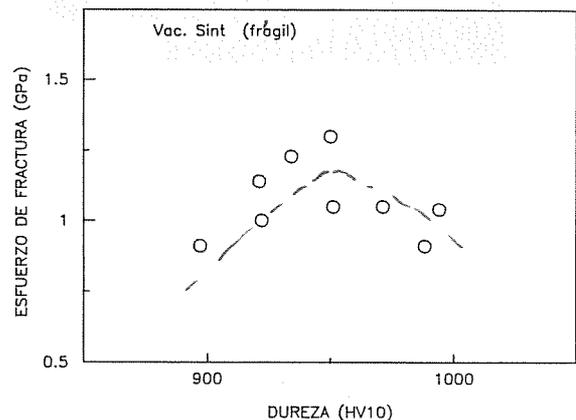


Fig. 3.- Dependencia de la tensión de fractura con (a) dureza y (b) temperatura de revenido.

mismos aceros es del denominado mixta (quasi-cleavage). Este tipo de fracturas han sido observadas en otros trabajos sobre aceros rápidos efectuados por diversos autores [3,16].

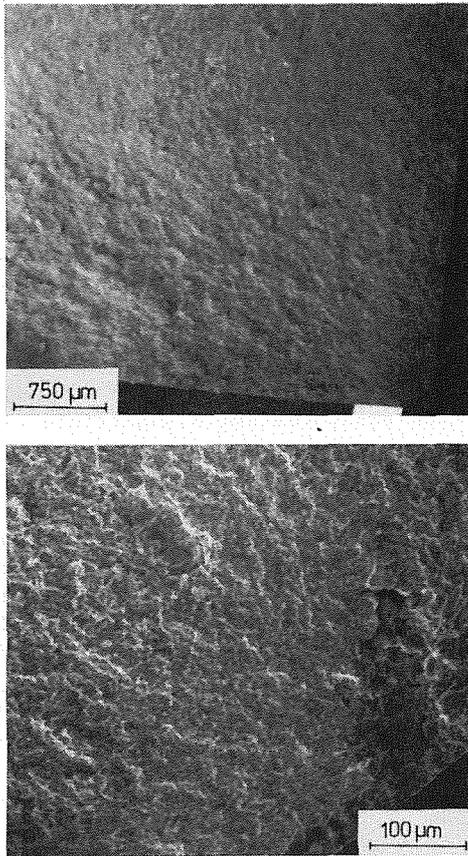


Fig. 4.- Lugar de iniciación de la fractura.

La observación de las superficies sometidas al máximo esfuerzo de tracción es muy importante para el análisis de defectos críticos responsables de la fractura de las probetas de flexión en cuatro puntos. En las presentes muestras se encontraron microgrietas exclusivamente en la zona de tensión máxima a diferencia con las observaciones de otros autores [1, 3] que encontraron grietas fuera de esta zona. En la Fig 6 se muestra una micrografía de la superficie sometida a la tracción máxima en la que se observa una grieta originada posiblemente por la fractura de carburos masivos tipo MC a través de los cuales progresa. Se debe resaltar que en ningún caso se ha observado que una grieta de este tipo haya sido el defecto crítico responsable de la fractura.

Diversos autores han tratado de determinar la tenacidad a la fractura a partir de ensayos de flexión en cuatro puntos tratando de correlacionar la resistencia a la flexión con el tamaño del defecto crítico y de esta forma a través de las ecuaciones de la mecánica lineal de la fractura obtener el valor de

K_{Ic} . Para ello se ha supuesto que los defectos: poros, carburos primarios o inclusiones son o forman grietas elípticas o semielípticas que pueden ser superficiales o internas. Se han utilizado expresiones como las de Irwin[17] que relacionan el tamaño de grieta crítica (a_c) con la tenacidad a la fractura K_{Ic} y la tensión de fractura (σ_f). En la hipótesis de una grieta semielíptica externa la expresión resulta:

$$(a_c)_e = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \sigma_f^2} \left[\frac{\phi^2 - 0,212 (\sigma_f/\sigma_y)^2}{1,2} \right] \quad (2)$$

para una grieta de longitud a - mitad de eje menor -y un ancho $2c$ - eje mayor-.

En cambio para una grieta elíptica interna la expresión es:

$$(a_c)_i = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \sigma_f^2} \left[\phi^2 - 0,176 \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_y} \right)^2 \right] \quad (3)$$

Los valores de ϕ , que son función de la relación a/c , se resumen en la Tabla 3

TABLA 3.- Valores de ϕ para diferentes razones de a/c (Irwin[17]).

a/c	0	0.2	0.4	0.6	0.8	1
ϕ	1	1.05	1.15	1.28	1.42	$\pi/2$

En la Tabla 4 se muestran los tamaños críticos de grietas evaluados a partir de las expresiones anteriores. Se han utilizado los valores medios de la tensión de fractura de las tres probetas ensayadas a cada temperatura de revenido. Los valores de la tenacidad a la fractura K_{Ic} medidos mediante ensayos Barker se resumen en otro artículo de este Congreso [18]. Por otra parte el límite elástico se ha tomado como un tercio de la dureza. En la última columna de dicha tabla se resumen también los rangos de tamaños de defectos observados experimentalmente mediante SEM que han podido ser iniciadores de la fractura. Se observa en dicha tabla que las estimaciones de tamaños críticos, especialmente para relaciones a/c pequeñas, se ajustan bastante razonablemente a los defectos observados. Sólo en el caso del revenido a 585°C la gama de tamaño de defectos ha sido tan amplia, que incluso para relaciones a/c de 1 la estimación podía ser apropiada. Wright y col.[3] observaron también en un acero T42 que las estimaciones realizadas en el modo utilizado en este trabajo y los posibles defectos críticos determinados experimentalmente, que resultaron ser poros residuales en el rango de tamaños de 40 a 190 μm , coincidían también razonablemente pero en este caso para relaciones a/c próximas a 1.

La técnica de la flexión en cuatro puntos ha sido utilizada también por algunos autores [1, 3] para la medida de la tenacidad

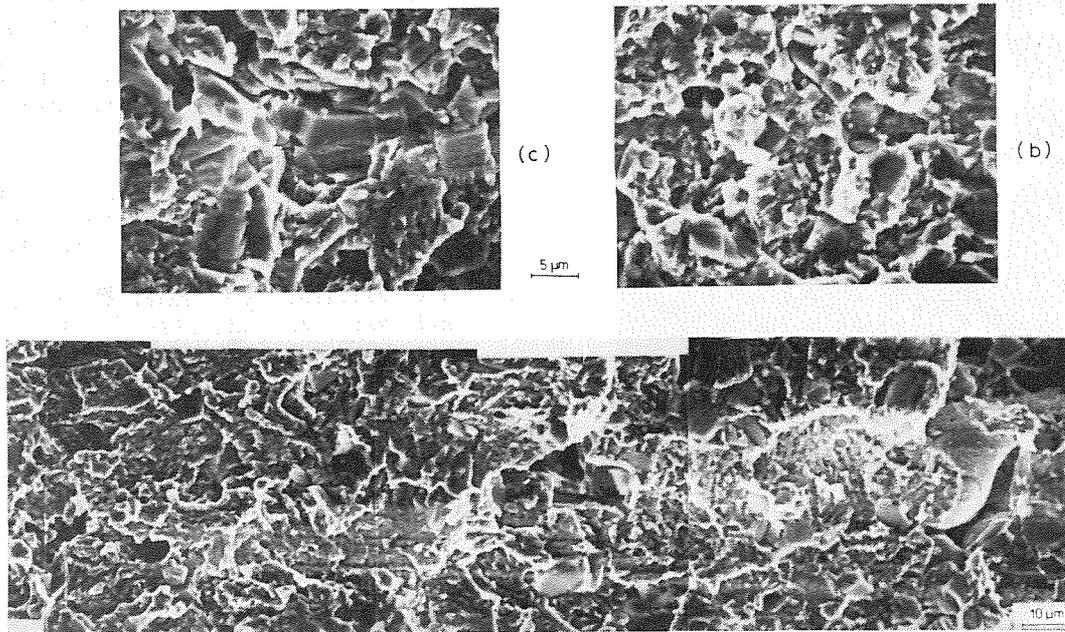


Fig. 5.- Superficie de Fractura de una probeta revenida a 550°C

TABLA 4.- Tamaños de defectos críticos teóricos, internos $(a_c)_i$ y externos $(a_c)_e$ para el acero T15.

T°Rev.	σ_y	σ_F	K_{IC}	$(a_c)_e$			$(a_c)_i$			Tamaño defecto observ.
				0.2	0.6	1.0	0.2	0.6	1.0	
°C	MPa	MPa	MPa.m ^{1/2}	a/c						μm
				μm						
525	3074	1120	16.4	61	92	139	74	110	167	23-44
550	3217	1000	14.1	57	85	129	69	103	155	30-62
585	2996	1190	22.0	97	146	221	117	175	266	31-287

a la fractura. Medida la resistencia a la fractura en flexión y determinado el defecto crítico tanto en su tamaño como en su forma, con ayuda de las ecuaciones (2) y (3) se puede calcular la tenacidad a la fractura K_{Ic} . Para defectos con una relación a/c superior a 1 se ha utilizado la expresión [13].

$$k_{Ic} = k_I f(c/a) \quad (4)$$

donde

$$f(c/a) = 0.48 c/a + 0.61$$

y k_I viene dado por las expresiones (2) y (3) para a/c=1.

En la Tabla 5 se resumen los tamaños y forma de la grietas, los valores de tenacidad a la fractura estimados por las ecuaciones anteriores y la tenacidad medida independientemente a través de ensayos Barker [18].

TABLA 5.- K_{IC} estimados a partir de defectos críticos medidos en superficie de fractura de probetas de flexión.

T°Rev.	σ_y	σ_F	Tipo def.	a_c	a/c	K_{IC}	K_{IC} Med.
°C	MPa	MPa		μm		MPa.m ^{1/2}	MPa.m ^{1/2}
		1050	I	35	0.51	10	
525	3074	1300	S	23	0.53	10	16.4
		1000	I	44	0.62	9	
		1050	I	30	0.43	9	
550	3217	1040	S	45	0.42	12	14.1
		910	I	62	0.51	10	
		1140	S	55	0.54	13	
585	2996	910	S	96	3.00	9	22.0
		1230	S	31	0.37	12	

S : superficial

I : interno.

Se observa que los valores calculados son inferiores a los medidos en todos los casos y aunque para los revenidos de 525 y 550°C se pueden considerar suficientemente próximos, los valores estimados son prácticamente los mismos para los tres revenidos, mientras que con el ensayo Barker se mide una tenacidad sensiblemente más elevada a 585°C. Diversos autores [1, 15] han encontrado que la estimación de la tenacidad a la fractura a partir

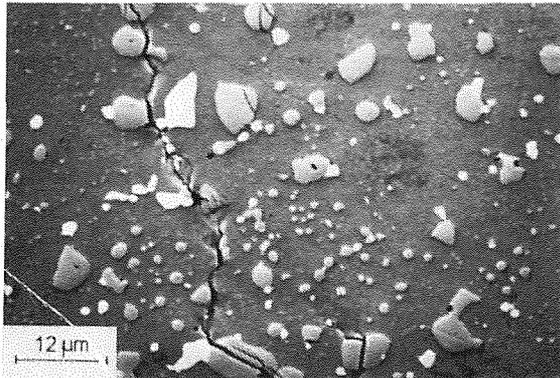


Fig. 6.- Microgrietas en la superficie de tensión máxima constante.

de la resistencia a la fractura en flexión y la medida a posteriori de los posibles defectos críticos conduce en muchas ocasiones a valores inapropiados, por lo que no resulta un método idóneo para la medida de la tenacidad a la fractura en los aceros rápidos

4.- CONCLUSIONES

1. Todas las muestras del acero sinterizado en vacío que se han sometido a flexión en cuatro puntos, han fallado de forma frágil, independiente de la dureza y microestructura de revenido.
2. Los lugares de iniciación de la fractura han sido siempre los poros residuales, provenientes del sinterizado.
3. Por causa de la porosidad residual, se ha observado que ninguna de las microgrietas encontradas en la zona de tensión máxima de tracción, nucleadas principalmente a partir de carburos primarios, ha sido causante de la fractura.
4. Se ha encontrado una correlación aceptable entre los tamaños de defectos críticos calculados a partir de modelos L.E.F.M. y los tamaños de los defectos reales que provocaron la fractura. Sin embargo, los valores obtenidos de la tenacidad a la fractura conociendo la geometría y el tamaño de los defectos, siendo inferiores a los obtenidos mediante ensayos Barker, no discriminan entre los diferentes revenidos como lo hacen estos últimos ensayos.

5.- REFERENCIAS:

- [1] P.W. Shelton y A.S. Wronski; J. Mater. Sci., Vol. 17, Noviembre, 1983: p.533.
- [2] P.W. Shelton y A.S. Wronski; Mater Sci. Technol., Vol. 3, 1987, p. 260.
- [3] C.S. Wrigth, A.S. Wronski y M.M. Rebeck; Metals Tech., vol. 11, May. 1984: p.181.
- [4] V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola; Proc. VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, Sevilla, España. Marzo 1989.
- [5] V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola; Ref. Met., Voo. 25, 1989, p. 79.
- [6] P. Maulik y W.J.C. Price, Powder Met., Vol. 30, 1987, p. 240.
- [7] A.S. Wronski, L.B. Hussein-Al-Yassari y F.L. Jagger; Powder Metall., 22, 1979: p.109.
- [8] V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola; J.Met.Powder Rep., Vo.44, (11), Nov.,1989: p.751.
- [9] V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola; J. Mat. Sci., en prensa
- [10] V.P. Martínez, Tesis Doctoral, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Feb. 1990
- [11] M. Santos, I.M. Martins, M.M. Oliveira y H. Carvalhinhos; Proc. Intern. Confer. on Hot Isostatic Pressing of Materials, Abril, 1987, Amberes, Bélgica.
- [12] P.Beiss y R.Whähling; Proc. Modern Developments in Powder Metall., Vol.18, 1988, Princeton, N.J., U.S.A..
- [13] A. Kasak y E.J. Dulis; Powder Metall., N°2, 1978: p.114.
- [14] H. Johansson y R. Sandroström; Mat. Sci and Eng., 34, 1978: p.165.
- [15] H. Johansson; Metall. Trans., vol. 9A, Ene., 1978: p.95.
- [16] V.P. Martínez, R.H. Palma y J.J. Urcola; Proc. Intern. Confer. on Hot Isostatic Pressing of Materials, Abril, 1987, Amberes, Bélgica
- [17] G.R. Irwin y J.E. Kies; Welding Journal, 33(1954): p.193.
- [18] V.P. Martínez, R.H.Palma y J.J.Urcola; Proc. VII Encuentro del Grupo Español de Fractura, Sigüenza, Marzo 1990

TENACIDAD A LA FRACTURA DE UN ACERO RÁPIDO DE HERRAMIENTAS T15
SINTERIZADO EN VACÍO

Martínez, V.P., Palma, R.H. y Urcola, J.J.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa), Paseo de Manuel Lardizábal, 15.- 20009 SAN SEBASTIAN

Se resumen los resultados de la tenacidad a la fractura de un acero T15 obtenido por sinterizado en vacío de polvos atomizados con agua; los productos sinterizados fueron posteriormente templados y revenidos. Se evaluó el factor crítico de intensidad de tensiones mediante el ensayo Barker en probetas cilíndricas cortas entalladas. Dicho factor variaba entre $13,8 \text{ MPam}^{1/2}$ para durezas de 1000 HV10 y $22,3 \text{ MPam}^{1/2}$ para durezas de 875 HV10. La austenita residual presente en el acero era del 4 y 36% respectivamente. La fractografía puso de manifiesto un tipo de fractura de cuasi-exfoliación, observándose pocas facetas y de pequeño tamaño para los revenidos bajos (500°C) con altos contenidos en austenita residual; para temperaturas de revenido más elevadas (550°C) con bajos contenidos en austenita residual, las superficies de fractura presentan un mayor número de facetas, asociadas a carburos no disueltos.

The present work summarizes the values of fracture toughness obtained in a high speed steel T5, vacuum sintered. The fracture toughness has been measured using short rod Barker specimens after quenching and tempering at three different temperatures. Fracture toughness values from 13.8 to 22.3 $\text{MPam}^{1/2}$ were obtained when hardness changed from 1000 HV10 (with 4% retained austenite) to 875 HV10 (with 36% retained austenite). Fractography has shown that in all specimens the main fracture mechanism is quasi-cleavage, increasing the number of facets with tempering temperature. Some of these facets were associated to primary carbides.

1.- INTRODUCCION.

Los primeros trabajos para evaluar la tenacidad en aceros rápidos estuvieron orientados a determinar el efecto de las variables del proceso de fabricación sobre esta propiedad. Se trataba de medir las ventajas que podrían tener los productos pulvimetalúrgicos sobre los mismos aceros, fabricados por procesos convencionales; y se pensó que la tenacidad a la fractura podía ser la propiedad que discriminará cual de las rutas producía aceros rápidos de mejor calidad.

Johnson [1] comparó la tenacidad a la fractura de dos aceros rápidos, M2 y M7; usando probetas compactas y pre-agrietadas por fatiga. Sus resultados variaron desde 32 a 12 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando la dureza aumentaba desde 42 a 66 HRC. Olsson y Fischmeister [2] compararon la tenacidad a la fractura en un acero rápido M2, pero con tres rutas de fabricación

diferentes; convencional, extrusión de polvos y forja de polvos. Utilizaron probetas compactas, pero preagrietadas por impacto de acuerdo al método propuesto por Eriksson [3]. Los resultados para el acero M2 convencional concuerdan con los de Johnson, y los valores de K_{IC} varían de 32 a 13 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando la dureza se incrementaba de 50 a 65 HRC. Los aceros sinterizados-extruidos y sinterizados forjados dieron valores de tenacidad similares, aunque encontraron que el elevado contenido de oxígeno en los polvos - $\approx 2000\text{-}2500$ ppm - afectaba negativamente a la tenacidad a la fractura.

Wronski y col.[4] estudiaron las propiedades de tenacidad de un acero rápido 18-4-1 convencional y otro similar, pero sinterizado. La tenacidad a la fractura de ambos materiales estuvo dentro del rango de 18 a 25

MPa/ \sqrt{m} ; aunque ambos aceros alcanzaron los 30 MPa/ \sqrt{m} , pero de acuerdo al rango de variación, se puede decir que el acero sinterizado fué el más tenaz con un valor medio de ≈ 25 MPa/ \sqrt{m} . Rescalvo y Averbach [5] en su trabajo con el mismo acero 18-4-1 convencional, determinaron en muestras compactas pre-agrietadas por fatiga, un valor de K_{IC} que variaba desde 20 a 22 MPa/ \sqrt{m} cuando la dureza disminuía de 63 a 59 HRC. Al igual que Olsson y Fischmeister, concluyen que la tenacidad a la fractura es controlada principalmente por la microestructura y propiedades de la matriz.

El fallo de los aceros rápidos de herramientas está generalmente asociado a inclusiones, porosidad y aglomerados de carburos [6,7]. El primero de ellos se puede evitar trabajando con aceros muy limpios; es el caso de los aceros fabricados convencionalmente. Estos mismos no tienen el problema de porosidad residual, pero sí presentan una severa estratificación de carburos segregados, producto de los tratamientos termomecánicos previos. Bajo estas circunstancias, los carburos y sobretodo los aglomerados de carburos suelen ser núcleos de iniciación de grietas, pero el crecimiento de ellas se verá controlado por las características de la matriz -principalmente martensita y austenita- y de la intercara matriz-carburo [8-9].

La metalurgia de polvos ofrece ventajas en cuanto a tener un control realmente efectivo en la distribución y tamaño de carburos. Además, es un método alternativo que ofrece menores pérdidas de material en el proceso de mecanizado final, y menor costo de fabricación. La mejora de la microestructura puede permitir una notable disminución tanto de la deformación, como del agrietamiento durante el tratamiento térmico de las piezas, así como mejores propiedades mecánicas. Una microestructura más uniforme proporciona una mejor tenacidad.

El presente trabajo evalúa la tenacidad a la fractura de un acero T15 sinterizado en vacío con adición de 0.2% de grafito en polvo. Los ensayos se realizaron sobre probetas cilíndricas cortas con entallas del tipo "chevron". Se analiza la influencia de los tratamientos térmicos de revenidos múltiples a diferentes temperaturas, así como la cantidad de austenita retenida que es el principal factor microestructural que determina la conducta del acero. La cantidad de austenita retenida para todas las condiciones de tratamientos térmicos, fué medida a través de difracción de rayos X, según el método propuesto por Miller [10]. A través de técnicas de metalografía cuantitativa se determinó la cantidad de carburos - MC y M_6C - y su composición química fué analizada mediante el sistema de microanálisis EDAX. El análisis y observación de

las superficies de fractura se realizó a través de microscopía electrónica de barrido -SEM-.

2.- TECNICAS EXPERIMENTALES.

La composición química de los polvos se presentan en la TABLA 1.

TABLA 1.- Análisis químicos de los polvos.

C	Cr	Co	Mn	Mo	V	W	O ₂ (ppm)
1.64	4.37	4.99	0.24	0.56	4.70	12.24	794

En este trabajo la presión de compactación no fué considerada como una variable, por lo que todas las muestras fueron compactadas a una presión de 500 MPa. Esta operación fué realizada axisimétricamente en una prensa Tiniuss Olssen con capacidad máxima de 30 Tn. Los compactos para lograr los cilindros de tenacidad Barker se prensaron a dimensiones de 24 mm de altura y 16 mm de diámetro. La sinterización en vacío se realizó en un horno Lindberg de 6 calefactores de carburo de silicio, que permite alcanzar temperaturas hasta 1500°C. Como cámara de horno se utilizó un tubo metálico de acero inoxidable refractario, de modo que permitiera ser removido ó colocado en el momento oportuno en el interior del horno. El tubo conteniendo la muestra, era sometido a un vacío previo de 10^{-5} bars condición necesaria para introducirlo en el horno, el cual ya estaba a la temperatura de trabajo. Durante la etapa de calentamiento el vacío disminuía a $\approx 10^{-3}$ bars, para luego subir a un vacío de $\approx 2 \times 10^{-5}$ bars. Terminado el tiempo de sinterización, el tubo conteniendo las muestras, era enfriado en aire, obteniéndose una velocidad de enfriamiento de $\approx 250^\circ\text{C}/\text{min}$ hasta 800°C .

Las probetas antes de ser tratadas térmicamente fueron mecanizadas según las dimensiones determinadas por Barker [11] para una relación entre longitud y diámetro de 1.5. Para facilitar el mecanizado de los cilindros de tenacidad las muestras fueron recocidas a 900°C durante una hora y posteriormente enfriadas dentro del horno a una velocidad de $\approx 20^\circ\text{C}/\text{hr}$ hasta 650°C . A esta temperatura se cambiaba la velocidad de enfriamiento a $\approx 120^\circ\text{C}/\text{hr}$. La dureza normalmente bajaba a ≈ 350 HV10, permitiendo así el mecanizado. Después del tratamiento de recocido de ablandamiento y tras el mecanizado, las probetas de tenacidad Barker, fueron austenizadas a 1210°C durante tres minutos, templadas en aceite y revenidas por tres veces -durante una hora cada vez- a las temperaturas de 500, 515, 525 y 550°C .

A través de la técnica de metalografía cuantitativa se determinó el tamaño de grano austenítico y la fracción volumétrica de carburos totales para las diferentes condiciones de tratamientos térmicos. En el primero de ellos, se utilizó el método de intersección lineal media [12], sobre un promedio de 650 intersecciones. Las muestras eran atacadas con reactivo Vilella, con objeto de no revelar la martensita y definir más claramente las juntas de granos. La determinación de la fracción volumétrica total de carburos se hizo a través de la técnica de la fracción de puntos [12].

La composición química de los carburos y carbonitruros fué posible determinarla a través de un sistema analizador de energía dispersiva de rayos X, EDAX 9100, incorporado a un microscopio electrónico de barrido 501B, Philips. Los carburos analizados eran principalmente del tipo MC y M₆C. Técnicas de S.E.M. también fueron empleadas para analizar las superficies de fractura de las probetas de tenacidad Barker.

Los ensayos de tenacidad a la fractura de cilindros cortos se realizaron en una máquina universal Instron, con una velocidad de desplazamiento de cabezal de 0.05 mm min⁻¹, siguiendo el procedimiento desarrollado por Barker [11]. Una descripción de la realización práctica del ensayo está detallada por Martínez y col. [9].

La cantidad de austenita retenida fué determinada a través del método propuesto por Miller [10].

3.- RESULTADOS.

Todas las muestras sinterizadas alcanzaron densificaciones sobre un 99% de la densidad teórica. El tamaño de grano austenítico medido en la condición de temple, fué de 13.2 ± 0.2 μm y se encontró que el tamaño máximo de carburo analizado -MC- fué de ≈6.5 μm, siendo su tamaño medio de ≈3.1 μm. En la Fig. 1 se presentan las micrografías correspondientes al tratamiento térmico del acero T15. La Fig. 1(a) corresponde al acero templado a 1210°C, (b), (c) y (d) después de ser revenido por tres veces a las temperaturas de 500, 525 y 550°C respectivamente. En la muestra austenizada la microestructura es principalmente martensita fina, austenita retenida y carburos M₆C y masivos primarios del tipo MC, cuya composición química se presentan en la TABLA 2. La dureza en condiciones de austenización y temple es de 817 HV10.

TABLA 2- Composición química de carb. primarios

	W	Mo	V	Cr	Fe	Co
M ₆ C	54.1	6.6	3.5	3.6	30.1	2.0
MC	41.6	6.2	44.4	4.2	3.5	0.0

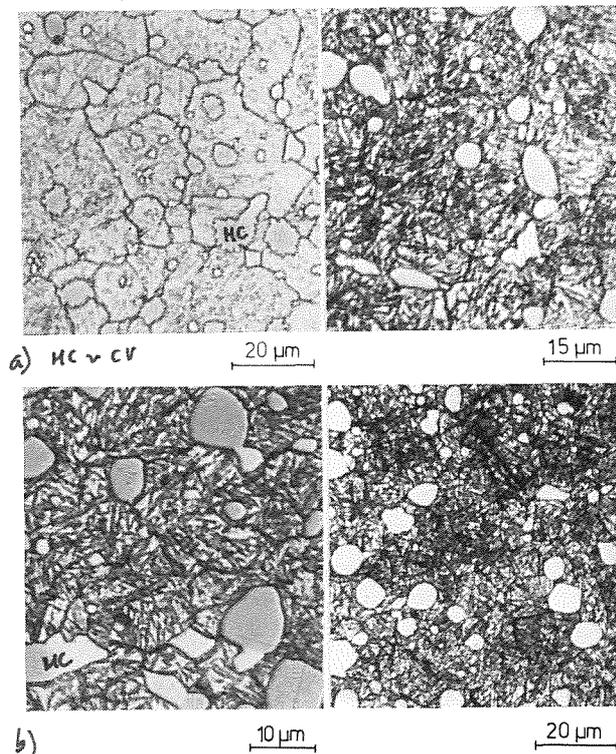


Fig.1.- Microestructuras de trat. térmicos. (a) Aust.1210°C, (b) Rev.500, (c)525 y (d)550°C.

De la Tabla 2 se desprende que los carburos del tipo MC son ricos en vanadio y wolframio, en cambio los del tipo M₆C lo son en wolframio y hierro. También conviene resaltar que el cobalto solo se encuentra presente en las partículas del tipo M₆C. La cantidad total de carburos presente tras el austenizado y temple es de ≈13% y el acero tiene una dureza de ≈ 820 HV10. Por otra parte, al aumentar la temperatura de revenido -Fig.1b-d- no se observa un cambio microestructural notable. La probeta revenida por tres veces a 500°C -Fig. 1(b)- tiene ≈32% de austenita retenida y una dureza media de ≈890 HV10; en cambio la probeta revenida a 550°C -Fig.1(d)- contiene ≈8% de austenita y una dureza media de 980 HV10. En general se observó que la dureza aumenta conforme el contenido de austenita retenida disminuye; en la Fig.2(a) se han representado todos los pares de valores determinados de dureza y austenita retenida. La ecuación para este ajuste es :

$$H (HV10) = 1012 - 3.3 \times (\% \gamma) \quad (1)$$

el límite de confianza del 95% para la pendiente, en este caso varía entre 2.8 y 3.7. La Fig.2(b) muestra la variación de la tenacidad a la fractura con la dureza, e in-

directamente con la cantidad de austenita retenida. Los valores experimentales que se han representado en la Fig.2(b) se ajustaron a una recta cuya ecuación es :

$$K_{IC}(\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}) = 81.6 - 0.068 \times H(\text{HV10}) \quad (2)$$

en que el intervalo de confianza del 95% para la pendiente es de 0.047 y 0.088.

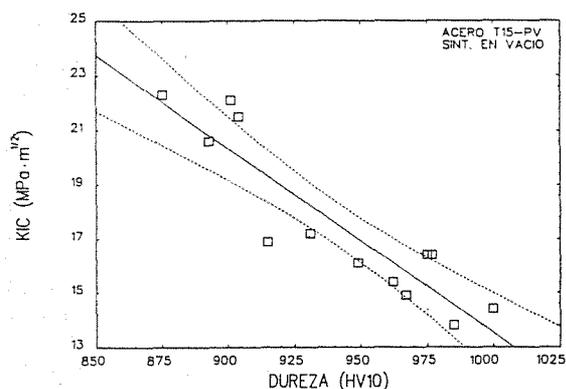
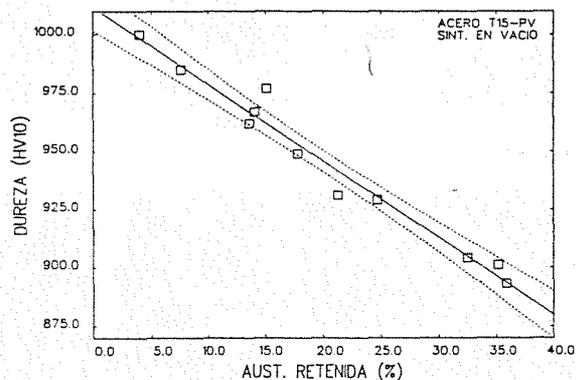


Fig. 2.- (a) Relación entre dureza y cantidad de aust.ret..(b)Relación entre K_{IC} y dureza de rev.

En la Tabla 3 se resumen los valores de tenacidad, dureza y cantidad de austenita residual. También se agregan los valores de los tamaños de las zonas plásticas r_p , en función de la temperatura de revenido. Cada cifra representa el valor medio de tres medidas. Se observa que conforme la dureza de revenido aumenta, desde 891 a 984 HV10, la tenacidad a la fractura disminuye de 21.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ a 14.0 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Este descenso de tenacidad está acompañado de una disminución de la cantidad de austenita retenida, desde 33 a un 8%

TABLA 3.- Resumen de γ ret., dureza, K_{IC} y tamaños de zonas plásticas.

Temp. de Rev ($^{\circ}\text{C}$)	Austenita Ret. (%)	Dureza (HV10)	K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	r_p (μm)
500	33	891	21.5	2.9
515	22	940	16.4	1.5
525	20	960	15.8	1.3
550	8	984	14.1	1.0

La observación de las superficies de fractura mostró que, aunque todas las superficies presentan un modo mixto de fractura -quasi-cleavage- es posible encontrar algunas diferencias. En la Fig. 3a y 3b se presentan las superficies de fracturas después de ensayar probetas revenidas a 500 y 550 $^{\circ}\text{C}$ respectivamente. En el acero presentado en la Fig. 3a que tiene una dureza de 890 HV10 y $\approx 33\%$ de austenita retenida, el aspecto de la superficie de fractura da a entender que la grieta se propaga a través de los carburos primarios del tipo MC. No se detecta plasticidad en la matriz aun existiendo en esta probeta un 33% de austenita, ya que la superficie de fractura es más bien lisa y no se aprecian grandes facetas en la matriz, excepto la de algunos carburos primarios masivos precipitados en las juntas de grano del tipo MC.

La Fig. 3b corresponde a la probeta con máxima dureza -984 HV10 y 8% de austenita retenida- y se observa una superficie de fractura totalmente lisa, dando a entender que la matriz compite a un mismo nivel que el de los carburos masivos en las juntas de granos, en lo que se refiere a ser camino preferencial para la propagación de la grieta. La superficie de fractura muestra zonas de estallidos a partir de carburos masivos, MC, y propagación a través de la matriz, principalmente martensítica. También es posible observar la presencia de microgrietas, correspondientes a carburos fracturados.

4.- DISCUSION

De la TABLA 3 es posible comparar el máximo de dureza medido, encontrándose que el acero T15 sinterizado en vacío, tras ser austenizado a 1210 $^{\circ}\text{C}$ y revenido por tres veces a 550 $^{\circ}\text{C}$ alcanza una dureza máxima de 984 HV10, valor comparable a los reportados por Haswell y col.[13] -67 HRC-, Beiss y col.[14] -67.2- y Kasak y col.[15] ≈ 70 HRC-.

Respecto al efecto del cobalto sobre los distintos carburos, se puede observar en la TABLA 2, que este elemento no se disuelve en las partículas MC. Su solución es parcial en los carburos del tipo M_6C , dando a entender que su efecto principal recae sobre la matriz.

En este sentido se ha demostrado [16] que el cobalto promueve la transformación de austenita a martensita, sugiriendo que su presencia reduce la cantidad de austenita retenida después del temple. Además, Chandhok y col.[17] plantean que el cobalto aumenta la velocidad de nucleación de carburos responsables del endurecimiento secundario, pero disminuye su velocidad de crecimiento [17]. Todos estos efectos permiten mejorar en los aceros con adiciones de cobalto la dureza obtenida durante el endurecimiento secundario y más importante aún, es el incremento de la dureza en caliente y la resistencia al sobrevejecimiento.

La austenita retenida es un microconstituyente propio de los aceros rápidos de herramientas tras el temple. Principalmente por la gran cantidad de elementos aleantes presentes en los mismos y que al entrar en solución algunos de ellos la estabilizan a temperatura ambiente, siendo los más importantes el carbono y nitrógeno. En un acero T15, similar al del presente trabajo, pero sinterizado en atmósfera industrial -con ≈0.6% de nitrógeno incorporado al acero durante la sinterización- [18], la cantidad de austenita retenida medida después de revenir por tres veces a 500°C fué de ≈70% y una dureza de 490 HV10. Esta cantidad contrasta con la encontrada en este trabajo para condiciones similares de tratamiento térmico -33% y una dureza de 890 HV10-. Una vez eliminada la mayor parte de austenita retenida, ambos aceros presentan durezas similares -≈970 HV10-. La única diferencia reside en las temperaturas a las cuales se alcanza este máximo -550°C para sinterización en vacío y 585°C para gas-.

La determinación de la tenacidad a la fractura a través del método propuesto por Barker, ofrece considerables ventajas respecto de los métodos establecidos para probetas compactas. Especialmente si se considera que en las probetas cilíndricas cortas no es necesario el pre-agrietamiento, ya sea por fatiga [19] o por impacto [3] que son los métodos más utilizados en aceros rápidos de herramientas. En este tipo de ensayos las entallas tipo chevrón de la probeta Barker, restringen el camino de propagación de la grieta. Aún existiendo defectos importantes, como son carburos masivos del tipo MC o poros residuales, la grieta principal no logra cambiar de plano de fractura. Este tipo de ensayo no permite por tanto observar el efecto de la porosidad residual y carburos masivos, como factores que determinen el camino de propagación de la grieta.

Los valores de tenacidad a la fractura que se han obtenido en el presente trabajo son comparables con otros resultados obtenidos en este mismo acero, pero con adición de

nitrógeno y probetas Barker [18], tal como lo muestra la Fig. 4. Se observa claramente que los valores de tenacidad logrados con aceros sinterizados en atmósfera industrial, son superiores a los de aceros rápidos fabricados por sinterización en vacío. La explicación de esta diferencia en tenacidad se debe, por una parte, a que para igual condición de ensayo, la austenita retenida es más tenaz que la martensita y aquella no sólo se deforma plásticamente en el frente de la grieta principal, logrando de este modo, un enroscamiento de ésta que frenará su propagación a través de la matriz, sino que también se ha observado [20] que la austenita se transforma en martensita en el frente de la grieta, actuando por tanto como un disipador o absorbedor de energía, lo que hace que aumente la tenacidad.

El modo de fractura y el aspecto superficial observado en la Fig. 3, coincide con el observado por otros investigadores [2,9,21]. En estos aceros la fractura ocurre de un modo mixto ó transgranular complejo. El aumento de la tenacidad está acompañado por un cambio fractográfico poco notorio en las superficies de fractura. A mayor tenacidad se observa, quizás, que la matriz no presenta facetas de gran tamaño. Los carburos secundarios no se encontraron fracturados, con lo que, como Knott [22] sugiere, no habrían actuado como centros de nucleación de la grieta. Por el contrario, los carburos masivos primarios precipitados en las juntas de granos, sí se observan en forma de facetas. Olsson y col. [2] señalan que estas partículas individuales distribuidas aleatoriamente, en los aceros pulvimetalúrgicos, serían el camino preferencial para la propagación de la grieta; en contraposición al de las cadenas de carburos encontradas en los aceros convencionales.

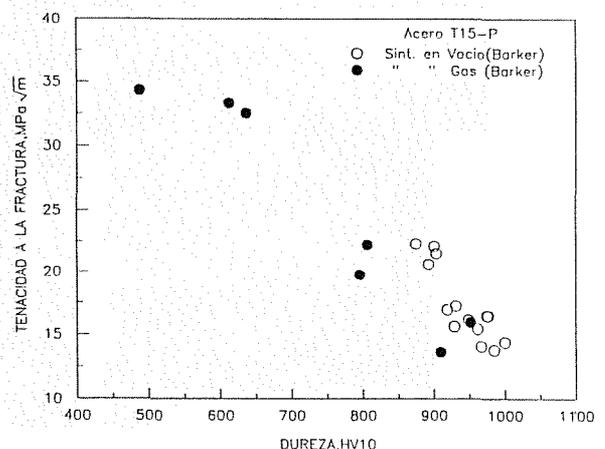


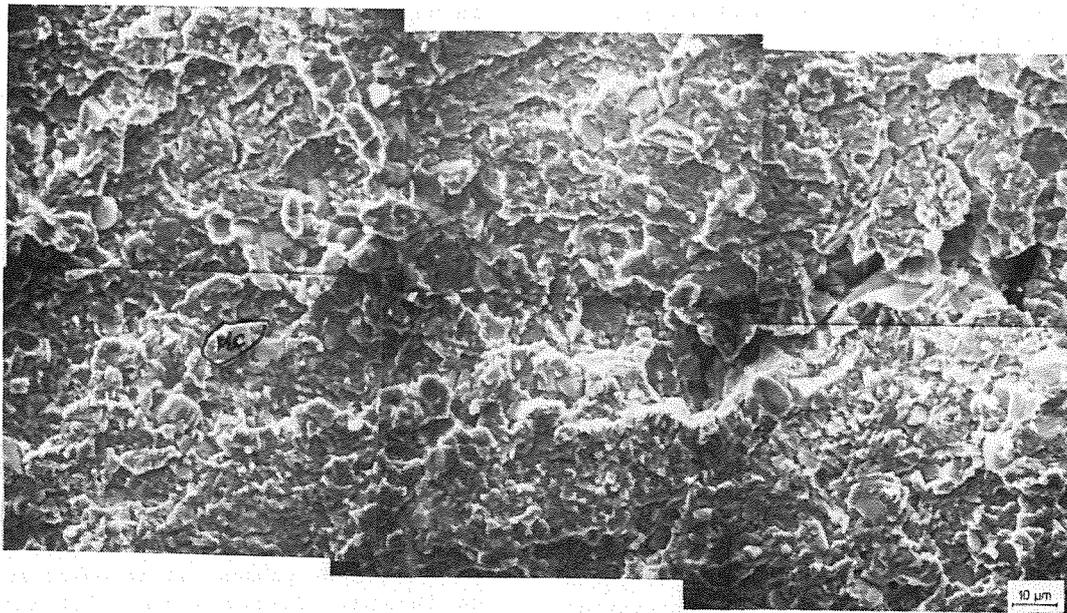
Fig.4.- K_{Ic} medidos en probetas Barker y preagrietadas en un acero T15 sinterizado.

A elevadas durezas, ≈880 HV10, la tenacidad a la fractura baja considerablemente y la fractografía de la Fig.4b presenta un cam-

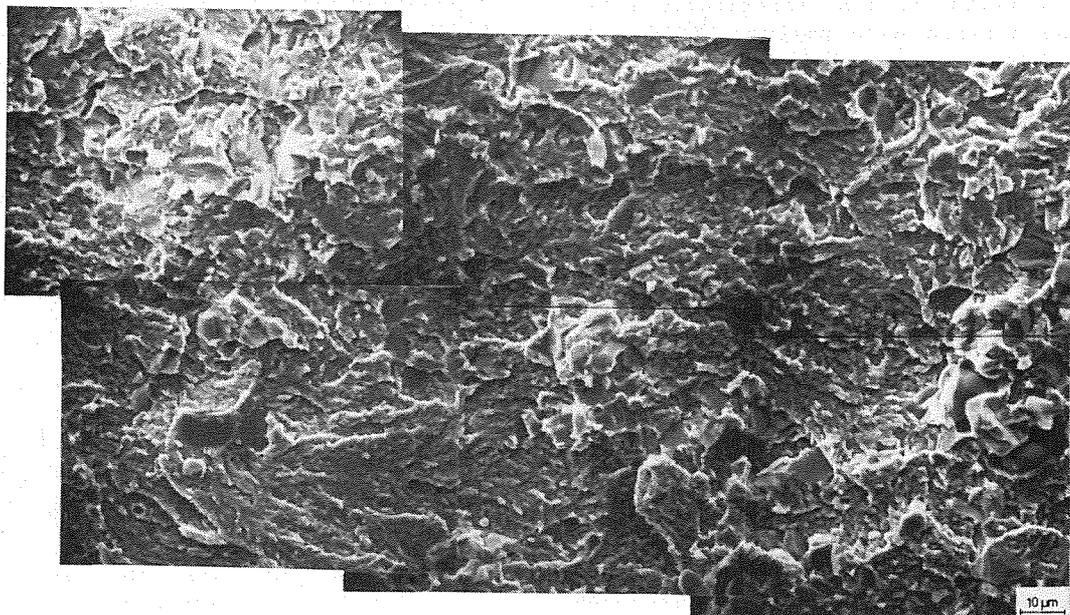
bio en relación a la cantidad de facetas en la matriz. Se observa que prácticamente no existe evidencias de microplasticidad. Lee y col.[8] señalan que en estas condiciones de microestructura existe una escasa definición de los planos de exfoliación, presentándose por tanto un modo complejo de fractura.

Olsson y col.[2] señalan que la propagación de la grieta generalmente se considera que es dependiente de la microestructura cuando el tamaño de la zona plástica en la punta de la grieta es similar a los parámetros

metalúrgicos, como por ejemplo, el tamaño de grano austenítico. Si se tienen condiciones de deformación plana, el radio de esta zona está dado por $1/6\pi (K_{Ic}/\sigma_y)^2$ [22]. Los valores determinados para este acero y estimando que el esfuerzo de fluencia $-\sigma_y-$ es un tercio de la dureza HV expresada en MPa, se encuentran en la TABLA 3. En ella se observa que los tamaños de las zonas plásticas son más pequeños que los tamaños de granos austeníticos. Esto lleva a suponer que la propagación de la grieta estaría controlada por algunas otras características microestructurales de los



(a)



(b)

Fig. 4.- Superficies de fractura de probetas Barker ensayadas. (a) Rev. 500°C y (b) Rev. a 550°C.

aceros. Los radios de la zona plástica calculados son comparables a los tamaño de los carburos -de 1 a $3\mu\text{m}$ -.

El rango de tamaños de zonas plásticas de la TABLA 3 - $1-3\mu\text{m}$ - es cubierto por los publicados en la literatura. Wright y col. [23] para el acero T42 reportan tamaños entre 0.3 y $3.0\mu\text{m}$, Olsson y col [2] entre 2.0 y $20\mu\text{m}$ para un M2, en otro acero M2 Shelton y col.[8] alcanzan un rango de 3.0 a $30\mu\text{m}$ y en un acero T6 Wronski y col.[6] encontraron que el radio de la zona plástica variaba entre 1 y $6\mu\text{m}$.

5.- CONCLUSIONES.

- 1) La tenacidad a la fractura mantiene una relación inversa con la dureza de revenido, encontrándose una buena correlación para el rango de durezas logradas con los diferentes revenidos.
- 2) Se encontró que existe una buena correlación entre dureza de revenido y cantidad de austenita retenida.
- 3) El análisis fractográfico ha mostrado que, el modo de fractura en las probetas cilíndricas cortas es del tipo mixto "quasi-cleavage".

6.- REFERENCIAS.

- [1] Johnson A.R.(1977) "Fracture Toughness of AISI M2 and M7 High Speed Steels", Metall. Trans., Vol. 8A, pp.891-897.
- [2] Olsson L.R.y Fichmeister H.F.(1978) "Fracture Toughness in Powder Metallurgy and Conventinally Produced High Speed Steels", Powder Metall., N°1,pp.127-140.
- [3] Ericksson K.(1973) "Fracture Toughness of High Speed Steels and White Cast Irons", Scand J. Metall., 2,pp.197-203.
- [4] Wronski A.S.,Rebbeck M.M.y Amen S.A.(1988) "Fracture Mechanisms and Mechanics of an 18-4-1 High Speed Steel", J. Mater.Sci., 23 pp.2213-2219.
- [5] Rescalvo J.A. y Averbach B.L.(1979), "Fracture and Fatigue in M50 and 18-4-1 High Speed Steel", Metall. Trans., 10A, pp. 1265-1271
- [6] Wronski A.S., Hussein-Al-Yassari L.B. y Jagger F.L. (1977), "Comparison of Strength and Toughness of Wrought and Directly Sintered T6 High Speed Steel at 20-600°C, Powder Metall., 22,pp.109-118.
- [7] Shelton P.W.y Wronski A.S. (1987), "Strength, Toughness and Stiffness of Wrought and Directly Sintered T6 High Speed Steel at 20-600°C, Mater. Sci. and Techn., Vol.13, pp.260-267.
- [8] Lee S.C. y Worzala F.J.(1981),"Fracture Behavior of AISI M2 High Speed Tool Steel" Metall. Trans., vol. 12A, pp. 1477-1484.
- [9] Martínez, V.P., Palma, R.H. y Urcola, J.J. (1989), "Influence of HIP After Sintering on Fracture Toughnes of High Speed Steel, J. Met. Powder Rep., V44, (11), pp.751-757.
- [10] Miller R.L.(1964)"A Rapid X Ray Method for Determination of Retained Austenite", Trans. ASM, 57,pp.892-899.
- [11] Barker L.M.(1979) "Short Bar Specimen for K_{IC} Measurements", ASTM-STP 678, pp.73-82.
- [12] Sellars C.M.(1986),"Quantitative Metallography", E.S.I.I., San Sebastián.
- [13] Haswell W.T., Stasko W. y Dax F.R. (1980), "Processing and Properties of High Speed Tool Steel", Ed. M.G.H. Wells y L.W. Lherbier, AIME, Warrendale P.A., pp.147-156.
- [14] Beiss P. y Podob M.T.(1982) "Production of Heat Treatment of Full Dense Pressed and Sintered P.M. Tool Steel", Powder Metallurgy, Vol.25(2),pp.69-74.
- [15] Kasak A. y Dulis E.J.(1978),"Powder-Metallurgy Tool Steels", Powder Metall., N°2, pp.114-123.
- [16] Karlsson S.,Lehtinen B.y Aronsson B. (1974), Swedish Inst. Metals Res. Report, N°IM, p.996-102
- [17] Chandhok V.K.,Hirth J.P.y Dulis E.J. (1963), Trans. ASM, 56,pp.677-683.
- [18] Martínez V.P., Palma R.H. y Urcola, J.J. (1989) "The Relation of Hardness to Toughness and Retained Content in $\text{N}_2\text{H}_2\text{CH}_4$ Sintered T6, T15 and T42 High Speed Steels", aceptada para su publicación en J.Mat.Sci. and Tech..
- [19] Bristish Standars Inst.(1977), "Method of Test for Plane Strain Fracture Toughness (K_{Ic}) of Metallic Materials", BS 5447.

- [20] Martínez V.P.(1990),"Influencia de la Atmósfera de Sinterización en las Propiedades Mecánicas de Aceros de Herramientas Sinterizados", Tesis Doctoral, Universidad de Navarra. España.
- [21] Lou B.y Averbach B.L.(1983),"Fracture Toughness and Fatigue Behavior of Matrix II and M2 High Speed Steels", Metall. Trans., 14A, pp.1889-1898.
- [22] Knott J.F.(1973),"Fundamentals of Fracture Mechanics", pp.94-149, London, Butterworths.
- [23] Wriqth C.S., Wronski A.S.y Rebbeck M.M., (1984),"Strength and Toughness of T42 High Speed Steel" Metals Tech., Vol.11, pp.181-188.

TENACIDAD A LA FRACTURA DE LAS UNIONES SOLDADAS DE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENO-FERRITICO POR EL PROCESO MIG SINERGICO BAJO DIFERENTES GASES DE PROTECCION

Plaza L.M., Erazukin E., Gil-Negrete A., Irisarri A.M. y Santamaría F.

INASMET. C/PORTUETXE, 12 - SAN SEBASTIAN.

Resumen.- Se ha estudiado el comportamiento a la fractura de las uniones soldadas de un acero inoxidable austenoferrítico por el proceso MIG con control sinérgico bajo diferentes mezclas de gases de protección. Se aprecia un acusado efecto de la composición de estos gases sobre los valores de tenacidad registrados. La variación observada en el aspecto fractográfico de las diferentes probetas concuerda satisfactoriamente con los resultados obtenidos en los ensayos.

Abstract.- The fracture toughness behaviour of welded joints using GMAW with pulsed arc and synergic control versus shielding gases combinations has been studied. It is seen a marked effect of the gas composition on the toughness of the weld metal. The observed change in the fractographic morphology of the different specimens agrees with the results of the fracture toughness tests.

1. INTRODUCCION

La óptima combinación de propiedades de resistencia mecánica, tenacidad y buen comportamiento frente a la corrosión bajo tensiones de un acero inoxidable austenoferrítico se logra con un balance entre los contenidos de austenita y ferrita próximo al 50/50. En el acero base forjado este equilibrio se puede conseguir de forma relativamente sencilla mediante un correcto control de su composición química y del tratamiento térmico de solubilización suministrado al material tras el proceso de conformado en caliente (1).

Sin embargo, en las uniones soldadas la obtención de este balance resulta una tarea mucho más compleja, dependiendo de la composición química del metal aportado, temperatura más alta alcanzada durante el proceso de soldadura y velocidad de enfriamiento desde dicha temperatura (2).

En algunos trabajos previos se ha estudiado el efecto de estas variables sobre la tenacidad de las uniones soldadas de un acero inoxidable austenoferrítico. Se ha comprobado la disminución de tenacidad causada por un incremento en el contenido en ferrita del metal aportado, originado bien por un predominio de los elementos alfégenos sobre los gammágenos (3), bien por una elevada velocidad de enfriamiento de la unión soldada (4). No obstante, es preciso señalar que en el primero de estos casos la influencia negativa del aumento de ferrita sobre la tenacidad queda un tanto enmascarada al superponérsela debida al alto número de partículas presentes en el metal aportado que facilitan el proceso de fractura (3).

Este efecto negativo de la presencia de un mayor contenido de ferrita en la unión soldada sobre la tenacidad de la misma se ve confirmado

por las observaciones realizadas por otros autores (5, 6).

De los distintos procesos de soldadura estudiados, aquel que proporciona un porcentaje de ferrita más cercano al existente en el material base -tan solo ligeramente más alto- es la soldadura MIG con arco pulsado y control sinérgico bajo atmósfera de argón (figura 1). Este equilibrio en los contenidos de ambas fases se traduce en la obtención de unos notables valores de tenacidad hasta tal punto que, a bajas temperaturas, llegan incluso a superar a los del acero base. Este hecho se ha atribuido a la menor direccionalidad observada en la microestructura del metal aportado, fácilmente comprobable por la simple comparación de las micrografías de las figuras 2 y 3. Resulta obvio que en esta última la progresión inestable de una grieta en la ferrita (fase que presenta un comportamiento frágil a estas temperaturas) sin ser detenida por una banda o islote de austenita que se encuentra en su camino (7). Esto implica que la mayor o menor tenacidad no sólo depende del porcentaje de ferrita sino también de su distribución.

Sin embargo, este proceso, muy adecuado desde el punto de vista de la obtención de una alta tenacidad del metal aportado sin necesidad de aplicar un posterior tratamiento térmico, presenta el inconveniente de la inestabilidad del arco a lo largo de la soldadura.

En un intento de superar esta dificultad se ha estudiado el empleo de diversas combinaciones de gases de protección del arco pulsado.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

2.1. Material estudiado

El estudio se realizó a partir de una chapa de 13.5 mm de espesor de un acero inoxidable austenoferrítico de calidad ASTM A240 tipo UNS 31803 (8). En la referencia (1) de la bibliografía puede encontrarse una descripción más amplia del acero utilizado.

Sobre esta chapa, en su dirección transversal se efectuó una soldadura utilizando el proceso MIG con arco pulsado y control sinérgico, bajo las diferentes combinaciones de gases de protección indicadas en la tabla 1. En otro trabajo se ofrece un mayor detalle de las condiciones del proceso de soldadura (9).

2.2. Ensayos mecánicos

La caracterización de la tenacidad a la fractura se basó en la realización de ensayos de medida del desplazamiento de apertura de grieta (COD), utilizando probetas de doblado en tres puntos de acuerdo con las indicaciones de la norma BS 5762 (10). La orientación de estas probetas corresponde a la L-T de la figura 1 de la norma ASTM E399 (11), siendo sus dimensiones de 124 x 27 x 13.5 mm. En todas estas probetas la entalla se mecanizó en la zona de metal aportado, creando una grieta de fatiga en el fondo de la misma.

2.3. Estudio metalográfico y fractográfico

El análisis metalográfico del material se efectuó sobre probetas extraídas en dirección transversal a la unión soldada, comprendiendo las zonas de metal aportado, afectada térmicamente y acero base.

Por otra parte, al menos una probeta de cada juego ensayado se destinó al examen de su superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido, con el fin de determinar el mecanismo operante en cada caso.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 4 ofrece la variación del valor medio del desplazamiento de apertura de grieta (COD) con la temperatura de ensayo para las diversas combinaciones de gases de protección. En esta figura se puede apreciar la existencia de un cierto efecto de la temperatura de ensayo sobre la tenacidad en todos los casos estudiados. No obstante, la magnitud de este efecto varía considerablemente de unas a otras combinaciones de gases puesto que en tanto que en las probetas 1 (soldadas bajo atmósfera de argón puro) la variación apenas rebasa el 20% en algunos otros casos la relación entre los valores máximos y mínimos llega a ser superior a 2/1.

Las observaciones realizadas en el microscopio electrónico de barrido permiten justificar este diferente comportamiento. En las probetas 1, incluso en las ensayadas a las temperaturas más bajas, la práctica totalidad de su superficie de fractura se encuentra cubierta por cúpulas dúctiles (figura 5) con tan solo algunas áreas mínimas, muy localizadas, de clivaje.

También en las correspondientes a la referencia 3, ensayadas a las temperaturas más altas se observa un claro predominio de facetas dúctiles. Sin embargo, a bajas temperaturas, aunque las áreas de cúpulas dúctiles continúan siendo mayoritarias se aprecian zonas, relativamente extensas, de morfología frágil. En este comportamiento a la fractura se puede encontrar una explicación tanto de la apreciable tenacidad de estas uniones soldadas, aunque algo inferior a la registrada en las designadas como 1, como de su variación con la temperatura de ensayo (figura 6).

Este efecto de la temperatura de ensayo sobre el aspecto fractográfico de las probetas, resulta aún más acusado en las pertenecientes a las referencias 4 y 5. Una vez más, como muestra la figura 7, las cúpulas dúctiles son claramente predominantes en las probetas ensayadas a alta temperatura. Sin embargo, en aquellas otras ensayadas en el margen inferior de temperaturas estudiado se aprecian amplias zonas de clivaje, un ejemplo de las cuales se ofrece en la figura 8. Este hecho permite justificar la menor tenacidad registrada en estas probetas respecto a las de las anteriores referencias.

Finalmente, las probetas correspondientes a la referencia 2 presentan destacadas áreas frágiles incluso en las ensayadas a las temperaturas más altas, juntamente con un considerable contenido en partículas de gran tamaño (figuras 9 y 10).

cuyo análisis revela un marcado pico de oxígeno, indicando que se ha producido una cierta oxidación de la unión soldada. No es necesario señalar que ambos factores, grandes áreas frágiles y abundancia de partículas de gran tamaño, conducen a los pobres valores de tenacidad obtenidos en estas probetas.

4. CONCLUSIONES

- a.- Se observa un claro efecto de la temperatura de ensayo sobre la tenacidad, cuya magnitud varía en función de la combinación de gases de protección empleada.
- b.- Las probetas soldadas bajo atmósfera de argón son las que ofrecen la máxima tenacidad en todo el margen de temperaturas estudiado. Sin embargo, las dificultades en mantener la estabilidad del arco eléctrico restringen su uso.
- c.- También las probetas soldadas con una mezcla de argón con 2% de CO₂ presentan una considerable tenacidad si bien inferior a las anteriores, principalmente a las temperaturas más bajas. Las mayores áreas frágiles encontradas en las superficies de fractura de estas probetas justifican esta diferencia.
- d.- El efecto de la temperatura de ensayo sobre la tenacidad es aún más acusado en las referencias 4 y 5. En las probetas de estas referencias ensayadas a las temperaturas más bajas se observan amplias áreas frágiles, lo cual explica la inferior tenacidad respecto a las anteriores.
- e.- Las probetas soldadas con argón -2% oxígeno (referencia 2) presentan la mínima tenacidad de todas las estudiadas. La aparición de grandes zonas de clivaje, juntamente con un elevado número de partículas en la superficie de fractura de estas probetas proporcionan una razonable explicación de su pobre comportamiento frente a la fractura.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a Elisabeth Alastruey por el mecanografiado del manuscrito y al Gobierno de la Comunidad Autónoma de Euskadi por la colaboración prestada al Proyecto de Investigación y Desarrollo que ha dado origen a este trabajo.

6. REFERENCIAS

- (1) Plaza L.M., Santamaria F., Erauzkin E., Gil-Negrete A. e Irisarri A.M. "Tenacidad a la fractura de las Uniones Soldadas de un Acero Inoxidable Austenoferrítico 22.05" Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura. Sevilla. Marzo 1989: 72-78.
- (2) Bonnefois B., Blondeau R. y Cateline. "Control of Ferrite Level in Duplex Stainless Steel Welds". Proceedings International Conference on Duplex Stainless Steel Paper 23. La Haya 1986.
- (3) Erauzkin E., Santamaria F., Irisarri A.M. y Gil-Negrete A. Etude de le Comportement a la Corrosion d'un Acier Austenoferritique 22.05 Soudée par Trois Procédures a ser publicado en Soudage et Techniques Connexes

- (4) Plaza L.M., Erauzkin E., Santamaria F., Gil-Negrete A. e Irisarri A.M. "Estudio de la Tenacidad de Uniones Soldadas por Haz de Electrones en Aceros Austenoferríticos". Primeras Sesiones Técnicas sobre Nuevas Tecnologías de Unión. Bilbao Mayo 1989.
- (5) Lundquist B. y Norberg P. Welding Journal Vol. 67 No 7. 1988: 45-51.
- (6) Honeycombe J y Gooch T.G. "The Toughness of Welded Stress Corrosion Resistant Stainless Steels". Proceedings International Conference on Duplex Stainless Steel Paper 24. La Haya 1986.
- (7) Erauzkin E., Santamaria F., Gil-Negrete A. e Irisarri A.M. "Influence of the Welding Procedure on the Fracture Toughness of Duplex Stainless Welded Joints". 9th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. Houston. Febrero 1990.
- (8) ASTM A240-86. Standard Specification for Heat-Resisting Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet and Strip for Pressure Vessels. American Society for Testing Materials. Vol. 01.04.
- (9) Plaza L.M., Erauzkin E., Santamaria F., Irisarri A.M. y Gil-Negrete A. "Caracterización de Aceros Austenoferríticos Soldados con Diferentes Gases de Protección y Control Sinérgico de la Transferencia en la Soldadura MIG". Octavas Jornadas Técnicas de Soldadura. Madrid Abril 1990.
- (10) BS 5762: 1979 Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing British Standard Institution.
- (11) ASTM E399-83 Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. American Society for Testing Material Vol. 03.01.

Tabla 1. Diferentes mezclas de gases estudiadas

Referencia	Mezcla de gases
1	Argón puro
2	Argón -2% O ₂
3	Argón -2% CO ₂
4	Argón -15% Hé -2% CO ₂
5	Argón -32% He -3% CO ₂ -1% H ₂

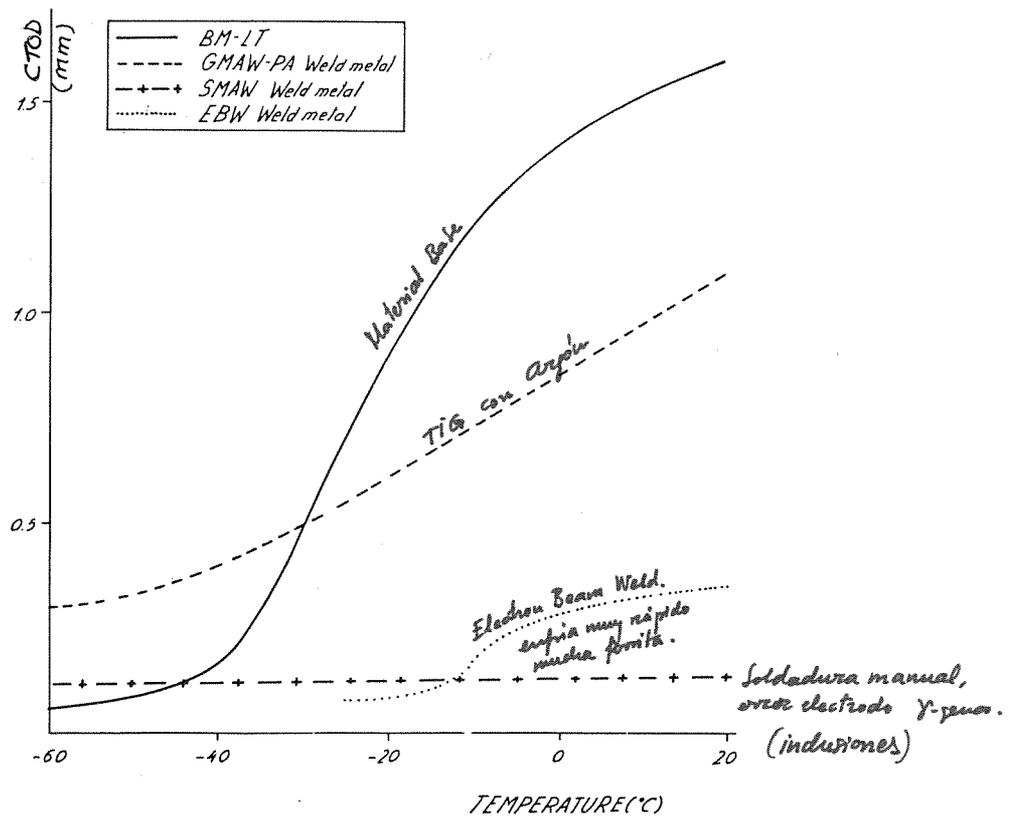


Fig.1. Curva de transición COD-temperatura de las probetas soldadas por diversos procesos (7).

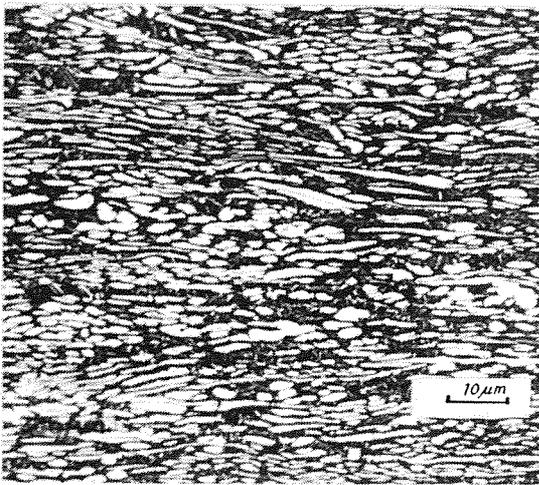


Fig.2. Microestructura material base.

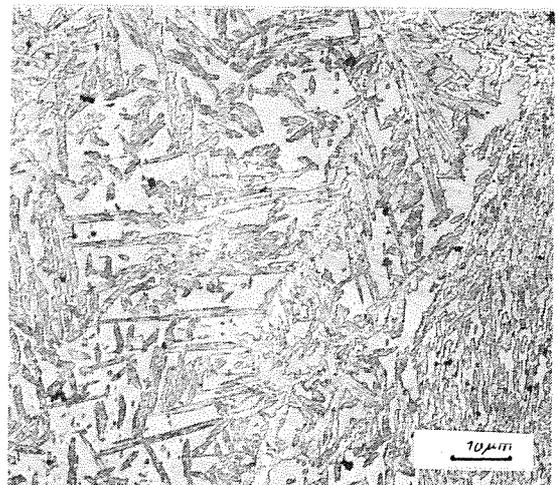


Fig. 3. Microestructura metal aportado (Proceso GMAW-PA).

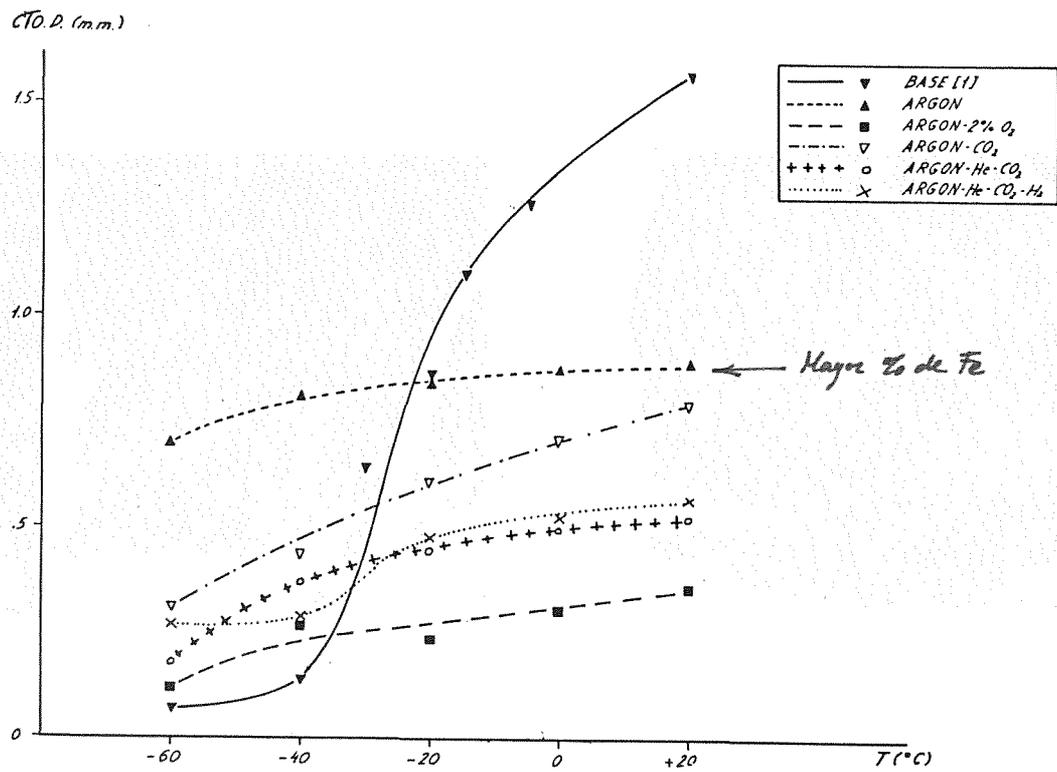


Fig.4. Curva de transición COD-temperatura de las probetas soldadas bajo diferentes combinaciones de gases de protección.

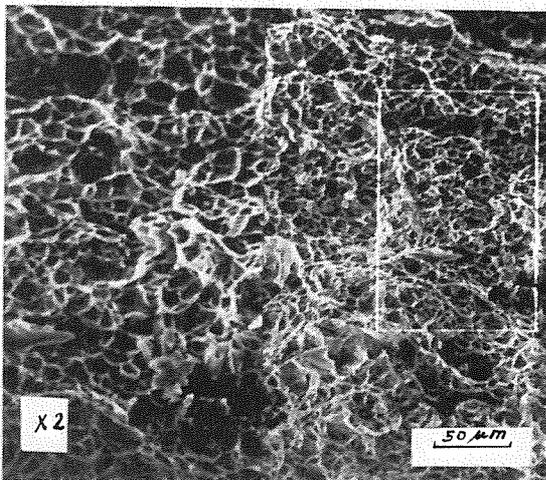


Fig.5. Cúpulas dúctiles (probeta 1 ensayada a -60°C).

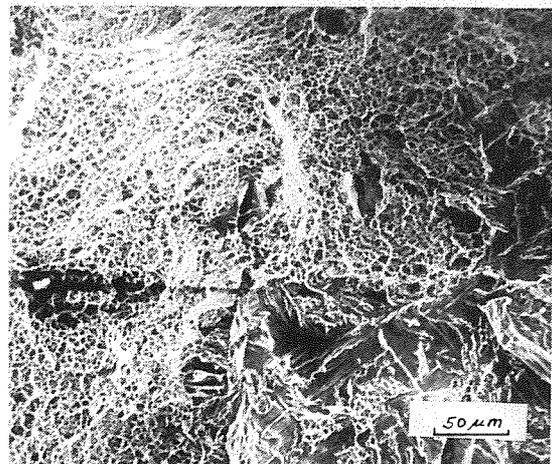


Fig.6. Zonas frágiles en la superficie de fractura de una probeta 3 ensayada a -60°C.

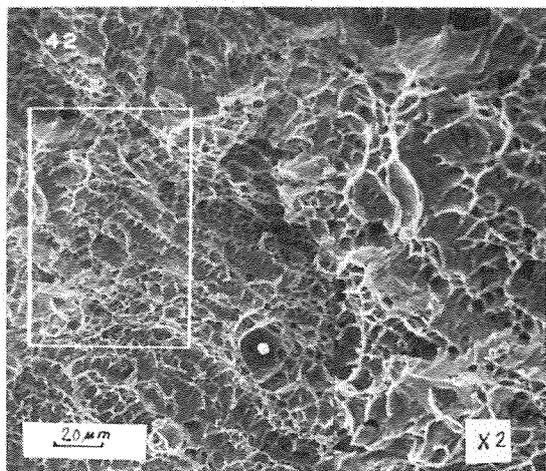


Fig.7. Cúpulas dúctiles en la superficie de fractura de una probeta 4 ensayada a -20°C .

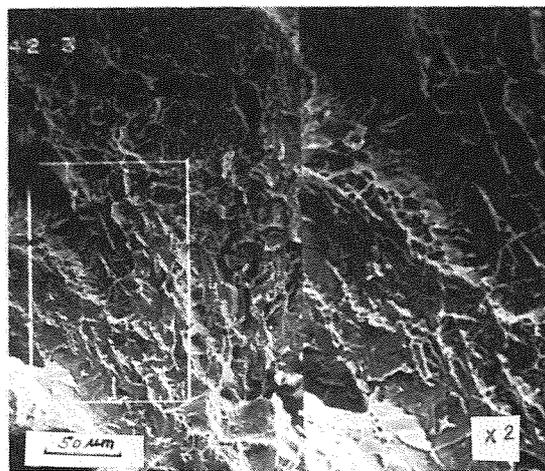


Fig.8. Fractura por clivaje en una probeta 4 ensayada a -60°C .

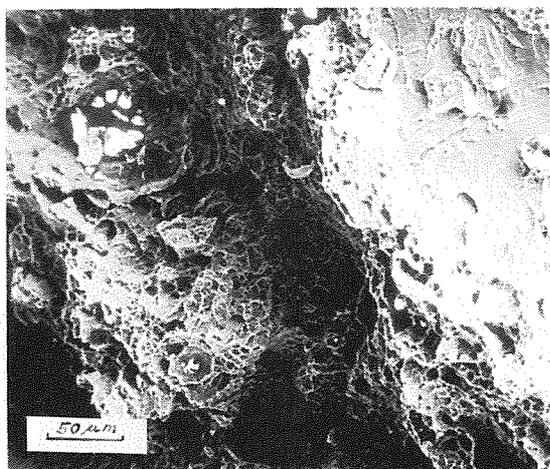


Fig.9. Partícula de gran tamaño y fractura por clivaje (probeta 2 ensayada a -20°C).

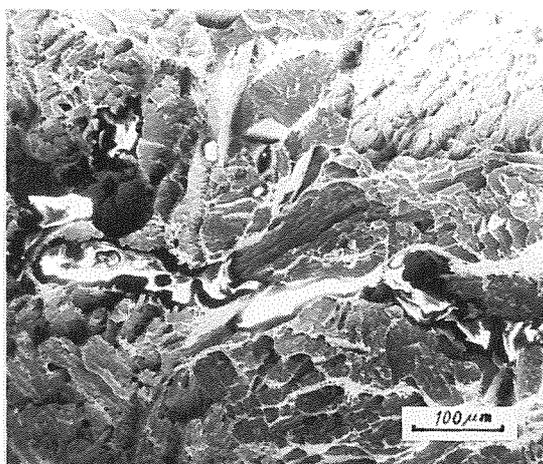


Fig.10. Inclusiones en la superficie de fractura por clivaje de una probeta 2 ensayada a -20°C .

ANÁLISIS DE LA TENACIDAD CORRESPONDIENTE AL INICIO DE LA PROPAGACION DUCTIL DE GRIETAS EN EL ACERO SA 533B: J_i EN TERMINOS DE LOS PROCESOS LOCALES DE ROTURA POR NUCLEACION, CRECIMIENTO Y COALESCENCIA DE MICROCAVIDADES

Viviente J.L.*, Gil J. y Fuentes M.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Apartado 1.555,
20080 - SAN SEBASTIAN

(*) Dirección actual: INASMET, Barrio de Igara, 20009 San Sebastián

Resumen. - Mediante un análisis basado en las condiciones locales de la zona plástica adyacente al borde de la grieta, se ha realizado una interpretación de la dependencia de la tenacidad de inicio de propagación dúctil, J_i , del acero SA 533 B, respecto de la temperatura, en la zona de transición dúctil-frágil y en la zona de propagación totalmente dúctil. El análisis permite explicar el máximo de tenacidad encontrado en el entorno de la temperatura ambiente.

Abstract. - The paper presents an analysis of the dependence of toughness for ductile fracture initiation, J_i , on temperature for a SA 533B steel. The analysis is based on a local approach. The temperature range covers both the "upper shelf" and the ductile-to-brittle transition zones. The toughness-temperature curve shows a maximum at room temperature. The local approach gives clues for an explanation of that maximum.

1. INTRODUCCION

1.1 Objetivo

En un artículo previo [1], se han presentado medidas experimentales de la tenacidad correspondiente al inicio físico de la propagación dúctil de grietas en el acero SA 533B, clase 1, J_i ó $CTOD_i$, en el intervalo de temperatura $-70 \leq T$ ($^{\circ}C$) ≤ 285 , que cubre la zona de transición dúctil-frágil ($-70 \leq T$ ($^{\circ}C$) $\leq 20^{\circ}C$) para el espesor $B = 25$ mm de las probetas CT ensayadas) y la zona de propagación totalmente dúctil o "upper shelf" ($T > 20^{\circ}C$). En esta última zona se observa que la tenacidad decrece al aumentar la temperatura, en consonancia con muchos otros resultados de la bibliografía, comportamiento que se relaciona con el ablandamiento plástico concomitante. Sin embargo, para temperaturas inferiores a temperatura ambiente, se observa una clara in-

versión de ese comportamiento que no puede relacionarse con la dependencia de la resistencia plástica con la temperatura. Para este acero, la propagación dúctil en la zona de transición comienza a niveles de tenacidad mucho más bajos que los esperables por extrapolación de los del "upper shelf". Aparentemente, esta transición ha pasado casi desapercibida hasta ahora y en este artículo se pretende analizarla considerando la ductilidad del acero y las condiciones locales de tensiones y deformaciones en la zona plástica adyacente al borde de la grieta.

1.2 El proceso de inicio de propagación dúctil de una grieta

Bajo un cierto nivel de carga previo al inicio de la propagación, que podemos definir por el nivel de la integral J , una grieta en

un material elastoplástico se enroma, adquiriendo un perfil aproximadamente semi-circular de diámetro δ tal que:

$$J = (\delta/d_n) \sigma_y \quad (1)$$

donde σ_y es el límite elástico y d_n un parámetro dependiente de σ_y , del índice de endurecimiento de Hollomon, n y de las constantes elásticas [2-8]:

$$d_n = \frac{1,185 E}{\pi \sigma_y (1+n) (1-\nu^2)} \left[\frac{2\sigma_y (1+\nu) (1+n)}{\sqrt{3} E n^n / (1-n)} \right]^{1+n} \quad (2) \approx 0,3$$

Dados los valores usuales de n y σ_y/E cuando el rango de temperaturas y velocidades de deformación considerado no es exageradamente amplio, d_n sólo varía moderadamente (véase por ejemplo, la tabla de la ref. [9]), de manera que, aproximadamente, en esas condiciones,

$$J \propto \sigma_y \cdot \delta \quad (3)$$

Al frente de tal grieta, en condiciones de deformación plana, existen fuertes gradientes de deformación plástica y de tracción hidrostática, que tienen por expresión:

$$\epsilon = [0,44/(X/\delta)] - 0,23 \quad (4)$$

$$\sigma_h / \bar{\sigma} = [1+2 \ln (1+2x'/\delta)] / \sqrt{3} \quad (5)$$

La primera es una aproximación debida a Schwalbe [10] y la segunda expresión se deduce del campo de líneas de deslizamiento de una grieta con abertura δ (CTOD) y perfil de enromamiento semicircular (ver, por ejemplo, refs. [11] y [12]) por lo que estrictamente sería sólo válida para material perfectamente plástico. La distancia X corresponde a la referencia inicial (no deformada), tomando como origen el frente de la grieta aguda previo a la carga y la distancia x' corresponde a la referencia actual (deformada), tomando como origen en el punto medio del frente enromado. Por tanto:

$$x'/\delta = \int_0^{X/\delta} \exp [0,23 - (0,44/\alpha)] d\alpha \quad (6)$$

A bajas temperaturas, la rotura dúctil ocurre por coalescencia de cavidades nucleadas por descohesión o rotura de inclusiones o segundas fases durante la deformación plástica. Aunque no existe completo acuerdo sobre detalles del proceso, existe consenso general sobre el criterio local de rotura dúctil: una deformación plástica, $\bar{\epsilon}_f$, dependiente fundamentalmente del nivel local de tensión hidrostática,

$\sigma_h / \bar{\sigma}$ [13-15]. Para un material perfectamente plástico con inclusiones de diámetro D_p espaciadas sobre una sección plana una distancia $X_d = N_A^{-1/2}$, la coalescencia de cavidades se produce, de acuerdo con el modelo de Rice y Tracey [16].

$$\bar{\epsilon}_f = \bar{\epsilon}_n + \ln(X_d/2D_p) / 0,283 \exp(1,5\sigma_h/\bar{\sigma}) \quad (7)$$

en donde $\bar{\epsilon}_n$ representa la deformación crítica de cavitación que, en el caso de inclusiones no metálicas en los aceros, puede considerarse frecuentemente despreciable.

Combinando la ec. (7) con las ecs. (4-6), puede obtenerse la distancia relativa X/δ al frente de la grieta en que se cumple la condición de rotura dúctil, $\bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_f$, teniendo en cuenta el estado de deformación y tensión hidrostática de cada punto. Obviamente, sólo puede considerarse que ocurrirá propagación generalizada de todo el frente de grieta cuando:

$$X (\bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_f) / \delta \geq X_d / \delta_i \Rightarrow J \geq J_i$$

pues en caso contrario sólo se darán avances locales por coalescencia de huecos cuya distancia al frente sea $X < X_d$. Como hemos mencionado X_d viene determinada por la densidad superficial media de núcleos generadores de huecos, N_A y la tenacidad se obtiene a partir de la relación (X_d/δ_i) y la ec. (1).

La modelización anterior del proceso de inicio de propagación dúctil de grietas, que corresponde al esquema de Rice y Johnson [11] sin entrar en detalles respecto al mecanismo concreto o a la estadística de la coalescencia de huecos con el frente enromado (véase, por ejemplo, refs. [11] y [17-20]), deja muy clara la dependencia de la tenacidad de inicio de la propagación dúctil respecto de las propiedades plásticas (σ_y , n), la ductilidad ($\bar{\epsilon}_f(\sigma_h/\bar{\sigma})$) y la microestructura del material (X_d). De este modo es posible abordar una discusión sobre los resultados experimentales mencionados de la dependencia de J_i respecto de la temperatura.

2. MATERIAL Y ENSAYOS REALIZADOS

2.1. Material

El material estudiado es una plancha de acero SA 533B clase 1 de 80 mm de espesor, con estructura bainítica revenida [1]. Los ensayos de tenacidad se realizaron en orientación TS. La estructura y propiedades mecánicas del acero se han estudiado con gran detalle [21]. Por lo que respecta a la ductilidad, es interesante señalar que el acero contiene 0,043 % en volumen de inclusiones no metálicas mayores de 0,5 μm que

se presentan con una densidad superficial $N_A = 179 \text{ mm}^{-2}$, equivalente a una distancia entre inclusiones $x_d \approx 75 \text{ }\mu\text{m}$. Por otra parte, contiene 2,74 % en volumen de carburos (cementita) cuya densidad superficial es $6,3 \cdot 10^6 \text{ mm}^{-2}$ y su distancia mütua, 0,40 μm .

2.2 Medida de la ductilidad

La ductilidad, $\bar{\epsilon}_f(\sigma_h/\bar{\sigma})$, se ha medido en condiciones de alargamiento plano, utilizando probetas entalladas de geometría similar a las usadas por Hancock y Brown [22], más una probeta tipo Clausing [23] con dimensiones dentro de los límites aconsejados por Lee y Backofen [24] para obtener deformación plana a tracción. La última de las probetas se considerará como "no entallada". Se han realizado ensayos a -70°C , 20°C , 100°C y 180°C con velocidades de deformación plástica en la zona de rotura entre 10^{-4} y 10^{-3} s^{-1} . Los ensayos se han efectuado en una máquina electromecánica INSTRON dotada de una cámara ambiental, registrándose el esfuerzo tractivo frente a la reducción del espesor de las probetas medido con un extensómetro de tipo diametral. La sección final mínima se midió también, tras la rotura, en un SEM. El instante en que la tensión real media en la sección mínima de la probeta decae se tomó como situación de rotura.

Para las probetas "no entalladas" se ha considerado un estado triaxial $\sigma_h/\bar{\sigma} = 0,58$, es decir, el correspondiente a un material isotrópico tipo Von Mises que se deformara estrictamente bajo tracción plana. De hecho, se observaron desviaciones respecto a esa situación ideal, que se han tenido en cuenta a la hora de calcular $\bar{\epsilon}_f$, aunque se ha mantenido el valor ideal de $\sigma_h/\bar{\sigma}$.

Para las probetas entalladas se han utilizado los resultados numéricos de Hancock y Brown [22], complementados por cálculos adicionales para deformaciones mayores que las previstas por esos autores [25], necesarios dada la ductilidad del material ensayado y las dificultades de extrapolación a partir de las figuras de la ref. [22]

Todas las probetas se mecanizaron con orientación T-S (tracción en dirección transversal -T- y entalla paralela a la dirección de laminación -L-) para reproducir la deformación plana en la zona plástica de las probetas compactas de mecánica de la fractura TS. Se han usado probetas de 3 niveles del espesor de la plancha de 80 mm.

Las medidas de ductilidad en situación de alargamiento plano se han complementado con medidas en condiciones de alargamiento

axisimétrico (dirección T), utilizando probetas cilíndricas lisas y entalladas también similares a las de la referencia citada [22]. Las condiciones de fractura en la estricción de las probetas entalladas, de acuerdo con [22] y cálculos adicionales para deformaciones mayores [26]. Los ensayos se realizaron en condiciones similares a los de las probetas planas.

Las superficies de rotura se examinaron mediante SEM. Se llevaron a cabo medidas cuantitativas de la geometría y densidad de alvéolos dúctiles nucleados en inclusiones o carburos.

3. RESULTADOS

3.1 Deformación crítica para producir rotura dúctil

Las medidas de ductilidad en condiciones de deformación plana o axisimétrica se muestran en las Figs. 1a y b. La representación semi-logarítmica elegida corresponde a la relación lineal entre $\ln(\epsilon_f)$ y $(\sigma_h/\bar{\sigma})$ esperable según el cálculo teórico de Rice y Tracey, ec. (7), siempre que la deformación previa a la nucleación de huecos pueda despreciarse. Esa relación teórica es aceptable para el intervalo $20 \leq T (^\circ\text{C}) \leq 180^\circ\text{C}$ (upper shelf) pero a -70°C la sensibilidad de la ductilidad a la tensión hidrostática es claramente mayor, al menos para niveles altos de ésta ($\sigma_h/\bar{\sigma} > 0,6$). En este caso se observaron roturas mixtas, con predominio frágil a mayores niveles de tracción hidrostática.

La geometría de las probetas se eligió para obtener niveles aproximados de 0,6, 1,0 y 1,4 de $\sigma_h/\bar{\sigma}$ en el centro de las probetas. Sin embargo, un análisis de los resultados indicó que en la probeta plana de máxima concentración de tensiones la rotura se iniciaba en la superficie, donde $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 0,6$.

Algunos trabajos previos con aceros similares supusieron que la ductilidad, medida en términos de deformación equivalente, era prácticamente independiente del estado de deformación aplicado [17, 18, 27] o no detectaron ninguna influencia de la temperatura [17, 18]. En este trabajo, se ha medido una diferencia de un 20 a un 30% entre las roturas por alargamiento axisimétrico o plano. Y, aunque las roturas a -70°C no son genuinamente dúctiles, dentro de la zona del "upper shelf", donde sí lo son, también se han observado ligeras diferencias de ductilidad con la temperatura (Tabla 1), en coincidencia con otros trabajos [27].

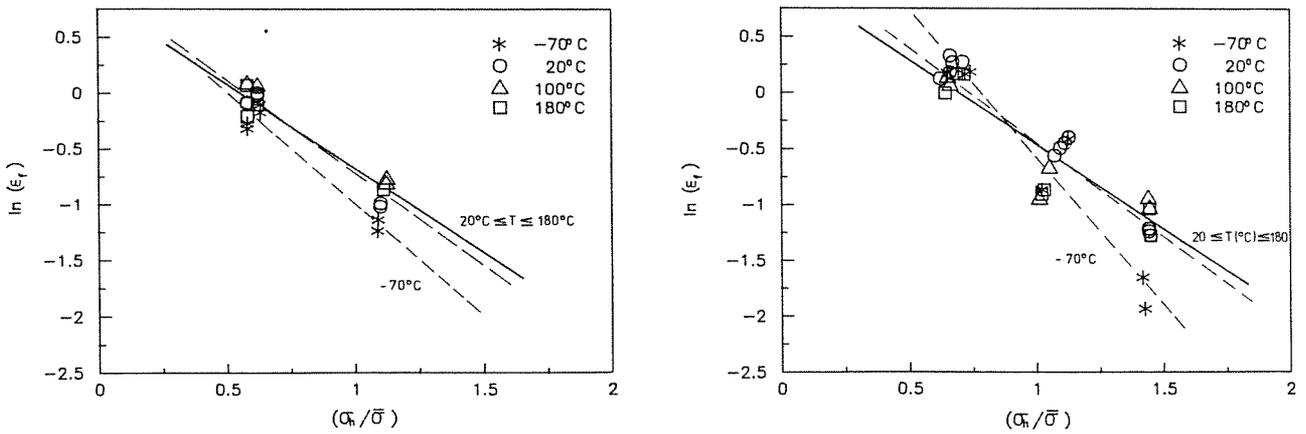


Fig. 1

- a) Deformación de rotura, ϵ_f , en función de la tensión hidrostática relativa a la tensión plástica equivalente. Alargamiento plano. A trazo grueso, recta de pendiente -1,5 ajustada a los resultados del intervalo $20 \leq T(^{\circ}\text{C}) \leq 180$. Líneas de puntos: ajustes por mínimos cuadrados a los resultados de ese intervalo y a los de -70°C (pendientes -1,67 y -1,97, respectivamente).
- b) Id., alargamiento axisimétrico. Las pendientes de las rectas discontinuas son -1,67 para $20 \leq T(^{\circ}\text{C}) \leq 180$ y -2,62 para -70°C .

TABLA 1.- Ductilidad en función de la tensión hidrostática y de la temperatura:

$$\bar{\epsilon}_f = A/\exp [B(\sigma_h/\bar{\sigma})].$$

T(°C)	Alargamiento plano		Alargamiento axisimétrico	
	A	B	A	B
-70	2,64	1,97	7,67	2,62
20	2,97	1,90	4,37	1,84
100	2,89	1,66	2,66	1,53
180	2,34	1,54	3,07	1,66

3.2 Cavidades generadas por inclusiones

Suponiendo $\bar{\epsilon}_n = 0$, es posible utilizar la ecuación (7) de Rice y Tracey [16] junto con los resultados experimentales de ductilidad para calcular el diámetro de las cavidades relativo al de las inclusiones que las nuclearon, D_c/D_p , tal como, teóricamente, se encontrarían sobre las superficies de fractura. Estos valores se presentan en la Fig. 2, donde puede apreciarse que existe muy poca influencia de la temperatura o del nivel de $\sigma_h/\bar{\sigma}$ sobre D_c/D_p , que determina, según se describió en la introducción, X_d . Incluso los valores de ductilidad medidos a -70°C , que propiamente son, a lo sumo, un límite inferior del verdadero valor de $\bar{\epsilon}_f$, conducen a valores de D_c/D_p muy similares a los del "upper shelf".

Para probetas rotas a 20, 100 y 180°C se ha medido experimentalmente el diámetro de

cavidades generadas a partir de inclusiones de diámetro $4 \mu\text{m} \leq D_p \leq 8 \mu\text{m}$ (Fig. 3). En el intervalo de temperatura citado, la influencia de la temperatura, tensión hidrostática o incluso modo de deformación no son importantes. Comparando esta figura con la anterior se confirma la validez de la ec. (7) de Rice y Tracey [16] excepto en el valor de la constante, como ya se ha señalado por otros autores [28].

Como puede verse, el diámetro real de las cavidades, de 4 a 5 veces el diámetro de la partícula, es aproximadamente doble del predicho por la ecuación de Rice y Tracey.

La relación W/D_p se ha medido también en la zona inicial de propagación dúctil de grietas en probetas CT utilizadas para medir la integral J_I (Fig. 4). Se trata de valores individuales (no medios), por lo que la dispersión es grande. El límite inferior de W/D_p varía de 3 para -40°C y 150°C en la zona próxima al borde enromado a 4 para 20°C y parece crecer suavemente al ir progresando el avance de la grieta. El valor medio es del orden de 5, muy próximo al observado en las probetas de medida de ϵ_f (fig. 3).

3.3 Densidad superficial de cavidades

Las superficies de fractura de una serie de probetas axisimétricas entalladas se observó en el SEM (80x y 5000 x para cavidades nucleadas en inclusiones y carburos, respectivamente). De las primeras se con-

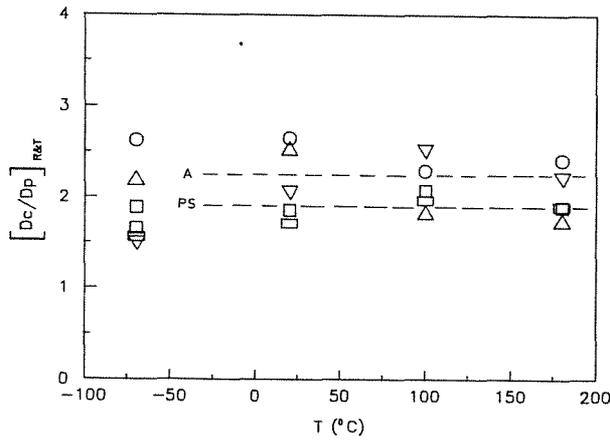


Fig. 2.- Diámetro de cavidades, D_c , generadas a partir de inclusiones de diámetro D_p (suponiendo $\bar{\epsilon}_n = 0$), en el momento de la rotura. Predicción según la ecuación de Rice y Tracey [16] con los datos de la Fig. 1 (valores medios para cada tipo de probeta). Símbolos: \square , $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 0,6$, \square , $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 1$, def. plana; \circ , $\sigma_a/\bar{\sigma} \approx 0,6$, \triangle , $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1$, ∇ , $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1,4$, def. axisimétrica.

tabilizaron las mayores de (aproximadamente) $10 \mu m$, generadas a partir de inclusiones de tamaño $D_p \gtrsim 1 \mu m$. Los resultados, con indicación de la tensión hidrostática y la tensión principal máxima, se dan en la tabla 2. La densidad superficial de alvéolos dúctiles, corregida por la contracción de área, resulta insensible al nivel de tensión hidrostática o al nivel de máxima tensión principal existente. El valor medio puede considerarse próximo a la densidad superficial de inclusiones (apartado 2.1, 189 mm^2 ,

$D_p \geq 0,5 \mu m$), teniendo en cuenta que esta medida incluye la fracción inferior a $1 \mu m$, que representa aprox. el 50% [21] y que, en sentido contrario, la superficie de rotura dúctil muestrea un espesor que puede equivaler a varias veces el diámetro de las partículas [29].

Los alvéolos generados por carburos tapizan las superficies correspondientes a los ligamentos entre huecos grandes, generados por inclusiones. Su densidad superficial es una orden de magnitud inferior a la de carburos y correspondería a la generación de cavidades por la fracción de carburos de tamaño superior a $0,05 \mu m$ [21]. Parece crecer al aumentar la tensión principal máxima, pero las medidas realizadas no son suficientemente concluyentes.

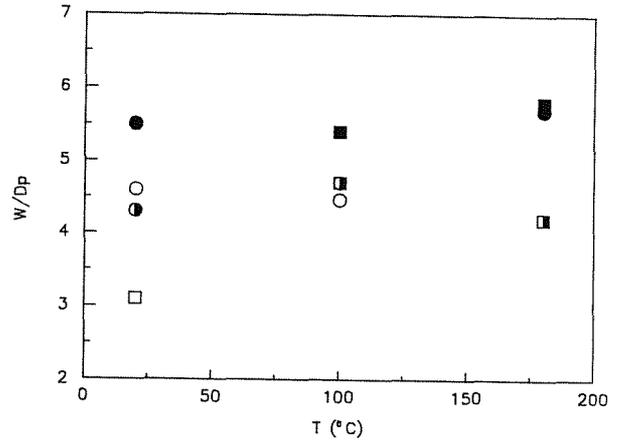


Fig. 3.- Diámetros de cavidades, w , nucleadas a partir de inclusiones de diámetro D_p . Medidas experimentales en superficies de rotura de probetas axisimétricas (\circ , $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 0,6$; \bullet , $\sigma_h/\bar{\sigma} \approx 1,4$) y planas (id., \square , \blacksquare). Medidas en el SEM (valores medios) con $4 \mu m \leq D_p \leq 8 \mu m$.

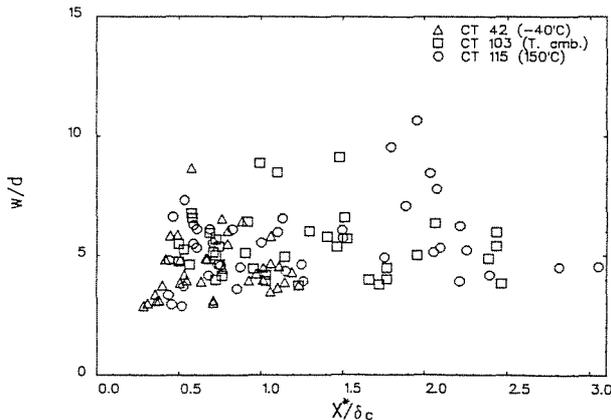


Fig. 4.- Diámetro de cavidades relativo al diámetro de las inclusiones que las generaron en la banda de inicio de la propagación dúctil de grietas en probetas CT usadas para la medida de J_I . La abscisa es la distancia desde el borde de propagación por fatiga, es decir, $x'+SZW \approx x'+0,33 \delta_I$ [1].

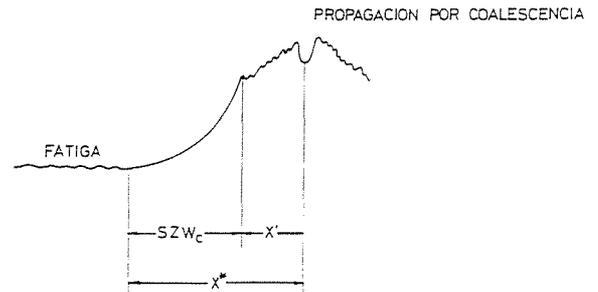


TABLA 2.- Densidad de cavidades en las superficies de rotura de probetas axisimétricas entalladas (límite de confianza del 95%)

T °C	$\frac{\sigma_h}{\sigma}$	σ_y (MPa)	n	$\bar{\epsilon}_f$	σ_I (MPa)	N_A (mm ⁻²), inclusiones		$10^{-5}N_A$ (mm ⁻²), carburos	
						Sup.def.	Sup.original	Sup. def.	Sup.original
20	0,62	371	0,18	1,13	1493	337±34	109±11	-	-
	1,11	371	0,18	0,64	1861	267±28	141±15	15,2±1,3	8,0±0,7
	1,13	371	0,18	0,67	1898	-	-	11,9±1,2	6,1±0,6
	1,44	371	0,18	0,30	1926	171±23	127±17	19,8±3,0	14,7±2,2
180	1,44	343	0,14	0,35	1489	199±24	140±17	-	-

La tensión principal máxima, σ_I , se ha calculado como $\sigma_I = \sigma_h + 2\bar{\sigma}/3$, calculando $\bar{\sigma}$ a partir del ajuste tipo Hollomon.

La densidad superficial se ha corregido con el factor $\exp(-\bar{\epsilon}_f)$ para restituir el área original no deformada.

4. CALCULO DE LA CONDICION DE INICIO DE LA PROPAGACION DUCTIL Y COMPARACION CON LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES

De acuerdo con el análisis descrito en el apartado 1.2, se han calculado valores teóricos de J_i utilizando los resultados de ductilidad en condiciones de deformación plana (Tabla 1), las propiedades plásticas del material en función de la temperatura para $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ y tomando como distancia crítica la distancia experimental entre inclusiones no metálicas sobre una sección plana, $X_d = 75 \mu\text{m}$. Los resultados se contienen en la Tabla 3 y se comparan con las medidas experimentales en la Fig. 5.

Dada la dispersión de las medidas de ductilidad y la relativa incertidumbre sobre el valor de X_d , el acuerdo entre los resultados experimentales y las predicciones del análisis teórico puede considerarse bueno (discrepancia menor del 30% en todos los casos), teniendo en cuenta que no se ha utilizado ningún parámetro ajustable. Entre la curva J_i -T experimental y calculada parece haber una traslación de unos 50°C que en parte, podría explicarse por una diferencia entre la velocidad de deformación supuesta y la real en la zona plástica de los ensayos teniendo en cuenta la existencia de una zona de envejecimiento entre T.A. y 300°C [27, 30].

En el cálculo se ha considerado una distancia crítica, X_d , constante y determinada por la población de inclusiones no metálicas. Los carburos intervendrían sólo

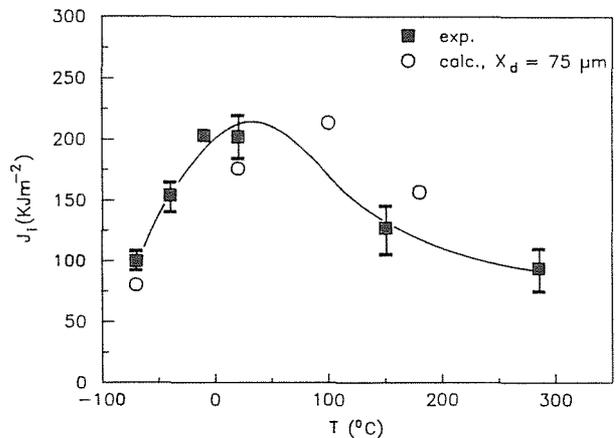


Fig. 5.- Integral J_i en función de la temperatura. Medidas experimentales y valores calculados.

TABLA 3.- Cálculo teórico de J_i . Datos utilizados y resultados. La condición de rotura, $\bar{\epsilon}_f$, utilizada es la correspondiente a deformación plana de la Tabla 1.

T °C	σ_y (MPa)	n	d_n	X_d/δ_i	J_i/X_d (MPa)	J_i (KJm ²) $X_d=75\mu\text{m}$
-70	417,6	0,189	0,292	1,34	1067	80,0
20	371,2	0,176	0,305	0,52	2340	175,5
100	357	0,150	0,33	0,38	2847	213,5
180	343	0,140	0,35	0,47	2085	156,4

en la fase de coalescencia entre cavidades grandes, coalescencia que aporta una contribución despreciable a $\bar{\epsilon}_f$ pero cuyo desencadenamiento marca el final de la fase de crecimiento de huecos, es decir, el nivel de $\bar{\epsilon}_f$ suponiendo $\bar{\epsilon}_N$ nula para las inclusiones. La constancia aproximada de X_d la sugieren los resultados de geometría y densidad de cavidades. La variación de J_i con la temperatura estaría determinada aquí por la variación de σ_y y de $\bar{\epsilon}_f$ y esta última por la facilidad de deformar inestablemente los ligamentos entre cavidades nucleadas en inclusiones.

Por encima de 20°C, la leve caída de ductilidad, que colabora con el descenso de σ_y en provocar el decrecimiento de J_i entre 20 y 300°C se explicaría por el descenso creciente de la capacidad de endurecimiento del material (índice n, Tabla 3).

Por debajo de 20°C, aunque la capacidad intrínseca de endurecimiento del material crece, al aumentar fuertemente la resistencia a la deformación plástica (transición a un régimen plástico controlado por la tensión de fricción de la red) la nucleación de daño a partir de los carburos se facilita progresivamente y este daño contribuye a rebajar la capacidad efectiva de endurecimiento del material: los ligamentos entre cavidades están constituidos por material creciente poroso desde las primeras fases de la deformación; con bajos niveles de tensión plástica, la nucleación de cavidades en carburos ocurre sólo en las bandas de cortadura intensa que se forman después de alcanzarse la situación de inestabilidad plástica (inestabilidad geométrica). La descohesión de la intercara ferrita/cementita exige una tracción local elevada, 1200 a 1600 MPa [13,31,32]. En condiciones de deformación plástica plana, prevalentes en la zona plástica de la grieta:

$$\sigma_I = \sigma_h + \bar{\sigma}/\sqrt{3} \quad (8)$$

donde σ_h crece desde $\bar{\sigma}/\sqrt{3}$ en la superficie libre hasta $0,81 \bar{\sigma}$ a la distancia crítica $X_d/\delta_i = 0,5$ correspondiente a 20°C. Es decir para este acero a 20°C (y aproximadamente, en todo el "upper shelf").

$$1,15 \leq \sigma_I/\bar{\sigma} \leq 1,39, \quad X=X_d \quad (9)$$

La deformación es decreciente en toda esa zona:

$$\bar{\epsilon} \geq 0,65, \quad X \leq X_d \quad (10)$$

Suponiendo un comportamiento tipo Hollomon con $n = 0,18$:

$$[\sigma_I (0 \leq X \leq X_d)/\sigma_y]_{T \rightarrow 20^\circ C} \geq 3,94 \sigma_y \quad (11)$$

$$\sigma_I > 1400 \text{ MPa} + \sigma_y > 355 \text{ MPa}$$

valor que prácticamente coincide con el de σ_y en la zona de la transición (máximo J_i). A temperaturas muy bajas, es probable que la profusión de cavidades nucleadas en carburos, unida a la creciente frecuencia de formación de núcleos de fractura no viables, contribuyan también a un descenso del valor de X_d , que también contribuiría a la caída de J_i [19].

5. CONCLUSIONES

- Un análisis local del proceso de rotura dúctil que ocurre en la zona plástica de una grieta que inicia su propagación permite relacionar la tenacidad con la ductilidad del material y su contenido de inclusiones no metálicas, tanto en la zona de propagación totalmente dúctil como en la zona de transición.
- Los resultados del análisis sugieren que en el descenso de la tenacidad entre 20 y 300°C, más rápido que el descenso concomitante del límite elástico del acero, interviene una disminución de ductilidad probablemente asociada a un proceso de envejecimiento por intersticiales.
- La fuerte caída de la tenacidad J_i por debajo de temperatura ambiente, mientras el límite elástico aumenta fuertemente, se puede explicar por la creciente facilidad para nuclear huecos por descohesión de carburos ya desde los primeros estadios de deformación. El progresivo aumento de densidad de huecos generados por núcleos de fractura frágil no viables al bajar la temperatura supone un factor adicional de pérdida de tenacidad.

AGRADECIMIENTO

El contenido de este artículo se ha generado en el curso de un proyecto de investigación financiado por la Comunidad Europea del Carbón y del Acero, CECA (Programa "Acero", proyecto nº 7210/KE/931).

REFERENCIAS

- [1] Viviente, J.L., Gil, J., Fuentes, M. (1990), artículo en este mismo volumen.
- [2] McMeeking R.M. (1977) *J. Mech. Phys. Solids.*, 25, 357.
- [3] Shih, C.F., (1981) *J. Mech. Phys. Solids.*, 29, 305.
- [4] Schwalbe, K.H., (1984) *Int. J. Fract.* 25, R49.
- [5] Kolednik, D. y Stüwe, H.P. (1985), *Eng. Fract. Mech.*, 21, 145.
- [6] Schwalbe, H.H., Heerens, J., Hellmann, D. y Cormec, A., (1986) "The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics", p. 133, K.H. Schwalbe, ed., Springer-Verlag, Berlín.
- [7] Slatcher, S. y Knott, J.F., (1986) *Mater. Sci. Eng.*, 82, 37.
- [8] Kolednik, O. y Stüwe, H.P., (1986) *Eng., Fract. Mech.*, 24, 277 .
- [9] Shi, C.F., (1983) "Tables of Hutchinson-Rice-Rosengen Singular Fields Quantities" Brown University report no. MRL E-147. Providence, R.I. (USA).
- [10] Schwalbe, K.H. (1977), *Eng. Fract. Mech.*, 9, 975.
- [11] Rice, J. y Johnson, M.A. (1970). "Inelastic Behavior of Solids". p. 641. M.F. Kanninen, W.F. Adler y A.R. Rosenfield, eds., McGraw-Hill, New York.
- [12] Hancock, J.W. y Cowling, M.J., (1980). *Metal Sci.*, 14, 293.
- [13] Le Roy, G., Embury, J.D., Edward, G. y Ashby, M.F., (1981) *Acta Metall.*, 29, 1509.
- [14] Van Stone, R.H., Cox, T.B., Low Jr., J.R. y Psioda, J.A., (1985) *Inst. Met. Reviews*, 30 157.
- [15] Dod, B. y Bai, Y., (1987) "Ductile Fracture and Ductility, with Applications to Metalworking". Academic Press, London.
- [16] Rice, J. y Tracey, D.M. (1969), *J. Mech. Phys. Solids*, 17, 201.
- [17] Ritchie, R.O., Server, W.L. y Wullaert, R.A. (1979), *Metall. Trans. A.*, 10A, 1557.
- [18] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W. (1985), *Metall. Trans. A.*, 16A, 233.
- [19] Bates, R.C. (1984). "Fracture: Interactions of Microstructure, Mechanisms and Mechanics" p. 117. J.M. Wells y J.D. Landes, eds. TMS-AIME, Warrendale, Pa. (USA).
- [20] Pineau, A. (1981). *Proc. 5th Int. Conference on Fracture*, p. 533. D. Francois y col., eds., Pergamon Press, Oxford.
- [21] Viviente, J.L. (1989) "Micromecanismos de Fractura Dúctil en un Acero con Estructura Bainítica". Tesis de Doctorado, Universidad de Zaragoza, Facultad de Ciencias.
- [22] Hancock, J.W. y Brown, D.K., (1983) *J. Mech. Phys. Solids*, 31, 1.
- [23] Clausing, D.P., (1970) *Int. J. Fracture Mech.*, 6, 71.
- [24] Lee, D. y Backofen, W.A., (1966) *Trans. AIME*, 236, 1077 .
- [25] Marcos, R. y Martínez Esnaola, J.M., (1989) Informe Interno MAT21-04, Dptº de Mecánica Aplicada, Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Univ. de Navarra, San Sebastián .
- [26] Marcos, R. y Martínez Esnaola, J.M., (1989) Informe Interno MAT 21-03, Dptº de Mecánica Aplicada, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Univ. de Navarra.
- [27] Amar, E. y Pineau, A. (1985). *Eng. Fract. Mech.*, 22, 1061.
- [28] Marini, B., Mudry, F. y Pineau, A. (1985). *Eng. Fract. Mech.*, 22, 989.
- [29] Widgery, D.J. y Knott, J.F. (1978). *Metals Sci.*, 12, 8.
- [30] Jung, Y.H. y Murty, K.L. (1988). "Fracture Mechanics: 19th Symposium". p. 392. ASTM STP 969. ASTM, Philadelphia. (USA).
- [31] Goods, S.H. y Brown, L.M. (1979). *Acta Metall.*, 27, 1.
- [32] Brownrig, A., Spitzig, W.A., Richmond, O., Tierlinck, D. y Embury, J.D. (1983). *Acta Metall.*, 31, 1141.

TENACIDAD CORRESPONDIENTE AL INICIO FISICO DE LA PROPAGACION DUCTIL, J_i (ZONA DE TRANSICION Y UPPER SHELF) MEDIDA MEDIANTE UNA COMBINACION DE ANALISIS FRACTOGRAFICO Y CURVA DE RESISTENCIA

Viviente J.L. (*), Gil J. y Fuentes M.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Apartado 1.555,
20080 - SAN SEBASTIAN

(*) Dirección actual: INASMET, Barrio de Igara, 20009 - SAN SEBASTIAN

Resumen.- Combinando distintas técnicas fractográficas (medida de la profundidad proyectada de enromamiento, reconstrucción del perfil enromado de la grieta mediante pares estereográficos y secciones seriadas de grietas detenidas) con un ajuste de la curva de resistencia coherente con la pendiente real de enromamiento, se ha podido estimar con precisión la tenacidad de inicio físico de la propagación dúctil de grietas, J_i , en la zona de transición y en el "upper shelf" del acero SA 533B ($-70 \leq T (^{\circ}C) \leq 285$). En casi todos los casos, esa tenacidad resulta estar muy por debajo de los valores "convencionales" de J_{Ic} obtenidos de acuerdo con las normas ASTM o con la propuesta de norma europea.

Abstract.- The toughness for the physical initiation of ductile crack propagation in a SA 533B steel, J_i , has been determined by a combination of fractographical observations with a fitting of the R-curve coherent with the actual slope of the blunting line. The experimental measurements cover a temperature range spanning both the transition and the upper-shelf zones ($-70 \leq T (^{\circ}C) \leq 285$). This physically based toughness is significantly lower than the conventional initiation toughnesses, J_{Ic} , defined by the ASTM or european standards.

1. INTRODUCCION

El inicio de la propagación dúctil, por encima de la temperatura de transición, se define convencionalmente en la norma ASTM E-813 [1] como la intersección del ajuste lineal a la curva de resistencia $J-\Delta a$ con la "línea de enromamiento":

$$J = 2 \sigma_{fl} \Delta a \tag{1}$$

Es bien conocido [2-6] que la ec. (1) sobreestima el crecimiento, por lo que el valor de J_{Ic} derivado del método ASTM es también una sobreestimación del inicio físico del desgarre dúctil tras la fase de enromamiento, únicamente aceptable a efectos utilitarios (ingenieriles).

Una amplia serie de trabajos teóricos y experimentales [7-14] indican que entre el avance por enromamiento, la apertura del

borde de la grieta " δ " y la integral J existen las relaciones

$$\delta = dn J/\sigma_y \tag{2}$$

$$\Delta a = 0.4 \delta \tag{3}$$

con lo que

$$J = (2.5 \sigma_y/d_n)\Delta a \tag{4}$$

donde d_n es un parámetro dependiente del límite elástico, σ_y , del índice de endurecimiento de Hollomon, n , y de las constantes elásticas del material [15-17].

Aunque no es posible definir unívocamente δ (CTOD), y esto es causa de cierta ambigüedad a la hora de comparar resultados, es posible medir localmente sobre las superficies de fractura el avance crítico de enromamiento previo al inicio físico de la

propagación dúctil, Δa_c , que coincide, en principio, con la longitud proyectada de la llamada "stretch zone" SZW_c , la zona entre la propagación por fatiga y la propagación dúctil, y utilizar su valor medio como parámetro de fractura, bien directamente (usando la ecuación (4)) ó para fijar, en la curva de resistencia $J-\Delta a$, el auténtico valor físico de iniciación dúctil. El interés por este parámetro ha crecido fuertemente en los últimos años, en detrimento de los métodos basados en la obtención de un CTOD convencional (norma británica BS 5762, por ejemplo). Su medida (así como la de un valor de la integral J asociado al inicio físico del desgarre dúctil) está incluida ya en la norma japonesa (JSME 5001-19) [18] y en la propuesta de norma europea EGF Pl-87D [19] y las posibles dificultades e inconvenientes que presenta su, en principio, sencilla determinación se están verificando mediante "round robin program" [14, 20].

2. MATERIAL

La composición del material utilizado, un acero A533B con estructura bainítica revenida, se detalla en la Tabla 1.

TABLA 1.- Composición química (% peso)

0,18 C, 1,41 Mn, 0,24 Si, 0,56 Ni, 0,18 Cr, 0,49 Mo, 0,021 Al, 0,005 S, 0,009 P, 0,17 Cu, < 0,005 V.
--

Las propiedades elastoplásticas del material se detallan en la siguiente Tabla [2]

TABLA 2.- Propiedades elastoplásticas

T (°C)	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	$\sigma_{\frac{1}{2}l}$ (MPa)	n	$\sigma_0^{(*)}$ (MPa)
-70	532	673	602	0.189	418
-40	496	672	584	0.188	381
-10	489	639	564	0.184	376
20	482	606	544	0.176	371
150	453	584	519	0.149	348
285	423	560	492	0.150	325

$\sigma_0 = \sigma_{0,2\%}$ según ajuste tipo Hollomon

3. TECNICAS EXPERIMENTALES

3.1 Ensayos de fractura

Los ensayos de fractura se realizaron de acuerdo con la norma ASTM E813 [1] y según el método de muestras múltiples. Se utilizaron probetas compactas de tracción con orientación T-S, de 25 mm de espesor y provistas de entallas laterales de 2.5 mm de profundidad.

Las probetas se ensayaron con una máquina servohidráulica de 100 kN de capacidad, INSTRON 1342, bajo control de posición, con una velocidad del actuador de $0,01 \text{ mm s}^{-1}$. En cada ensayo se registró la carga, el desplazamiento y la apertura de los labios de la fisura sobre la línea de carga. La apertura de midió mediante un "clip" extensométrico o mediante un varillaje coaxial de Inconel cargado con unos muelles y un LVDT (Linear Variable Displacement Transducer) montado en un extensómetro para los ensayos realizados a más alta temperatura (150 y 285°C).

Las probetas se ensayaron a cinco temperaturas diferentes dentro de la zona de transición y del "upper shelf": -70, -40, 20, 150 y 285 °C. Salvo a temperatura ambiente, los ensayos se realizaron dentro de una cámara ambiental Instron 3110 refrigerada con nitrógeno líquido a -70 y -40%. Las propagaciones estables de las probetas que no se llevaron a fractura se marcaron mediante oxidación, manteniéndolas durante 30 minutos en un horno de mufla a 400°C.

3.2 Análisis fractográfico

El avance de la grieta por enromamiento (SZW) se ha medido mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) en cinco probetas CT (ref. n° 106, 42, 103, 115 y 111) ensayadas a -70, -40, 20, 150 y 285°C respectivamente.

En una primera serie, se obtuvieron medidas de la anchura proyectada de enromamiento crítico SZW_p , directamente sobre la pantalla del SEM, en una de las dos superficies de rotura, colocada ésta perpendicular al haz de electrones. El valor medio de SZW_p se obtuvo a partir de 37 o 39 medidas distribuidas sobre la anchura de las probetas CT (despreciando los laterales).

En una segunda serie, se reconstruyó la forma real del frente enromado crítico en nueve secciones transversales de cada probeta, mediante pares estereográfico [22] conteniendo posiciones comunes del frente en ambas mitades de las probetas, cara A y cara B [21]. Los perfiles del enromamiento de las grietas permiten obtener un valor medio de SZW_c y de SZH_c (Fig. 1), la apertura máxima de la zona enromada, que es una particular definición del CTOD ($CTOD = \delta_c = SZH_A + SZH_B$).

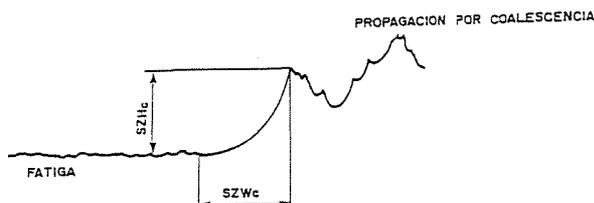


Fig. 1 Geometría del semifrente después de la propagación.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

4.1 Análisis Fractográfico

Las probetas ensayadas muestran un inicio y una propagación por desgarre dúctil generalizado a lo largo de todo el frente antes de la propagación frágil (zona de transición, -70 a 20°C) ó de su descarga (zona del "upper shelf"), aunque en 4 de las probetas rotas a -70°C y en 2 de las rotas a -40°C, la propagación fué directamente frágil a partir de la grieta de fatiga enromada.

Las superficies de rotura con propagación estable muestran las características típicas de separación por coalescencia de huecos nucleados por descohesión de inclusiones o partículas no metálicas, observándose huecos de gran tamaño (10 - 60 μm) nucleados en inclusiones de 3 a 10 μm de diámetro, cuya coalescencia ha ocurrido por rotura a cortadura de los ligamentos que los separaban, inducida por coalescencia de huecos (0,2 - 0,5 μm) nucleados en carburos.

4.1.1 Profundidad del enromamiento. Medida de la anchura proyectada

Los valores medios de la profundidad crítica de enromamiento obtenidos midiendo la anchura de enromamiento sobre la pantalla del SEM se detallan, junto con su I.C. del 95% respecto a la media, en la Tabla 3.

TABLA 3.- Anchura de enromamiento proyectada.

T (°C)	-70	-40	20	150	285
SZ _w _p (μm)	29.6 ±4	34.4 ±3	56 ±7.7	41 ±4.8	30.3 ±2

Las medidas realizadas [21] presentan una gran dispersión, pero las desviaciones típicas absolutas o relativas son similares a las obtenidas en los dos estudios estadísticos inter-laboratorios europeos ya mencionados [14,20]. Heerens y col. [14] obtienen desviaciones típicas relativas en el intervalo $10 \leq S/SZ_{w_p} \leq 75\%$ con el 90% de ellas inferiores al 35%. Holim y Col. [20] obtienen $S/SZ_{w_p} \leq 43\%$ si las medidas se realizan sobre fotografía y $S/SZ_{w_p} \leq 65\%$ si se realizan directamente sobre la pantalla del SEM. Las desviaciones típicas relativas a las medias de las medidas de la Tabla 3 son, en orden creciente de temperatura, 41.9, 27.0, 41.8, 36.0 y 21.4%. Es decir, inferiores al 42% y 60% de ellas inferiores al 36%. Los errores típicos obtenidos son inferiores a los de las dos encuestas mencionadas debido al número muy superior de medidas aquí realizadas (37 +39), frente a las 10 medidas por frente de enromamiento impuestas en los dos "round robin" europeos.

Aunque parte de la dispersión de las medidas es imputable a dificultades de definición de las fronteras de inicio y fin de la zona de enromamiento, la dispersión es coherente con un inicio casi aleatorio del desgarre dúctil en cualquier punto del perfil transversal de enromamiento.

4.1.2 Perfiles de enromamiento medidos mediante pares estereográficos

La figura 2 muestra el conjunto de perfiles de enromamiento medidos a 20°C.

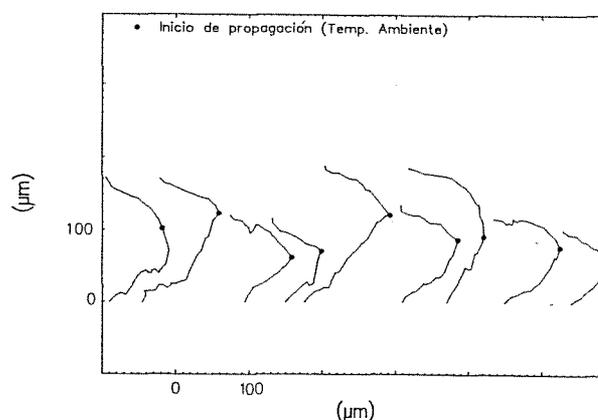


Fig. 2 Perfiles de enromamiento, T = 20°C

La variedad de formas es grande; aunque el enromamiento suele idealizarse como semi-circular, es sabido que las formas teóricas pueden ser muy diversas [23,24] y que la heterogeneidad de la estructura real puede

introducir componentes de cortadura (modos mixtos de carga) [12], (Fig. 3), que perturban la forma y simetría del perfil.

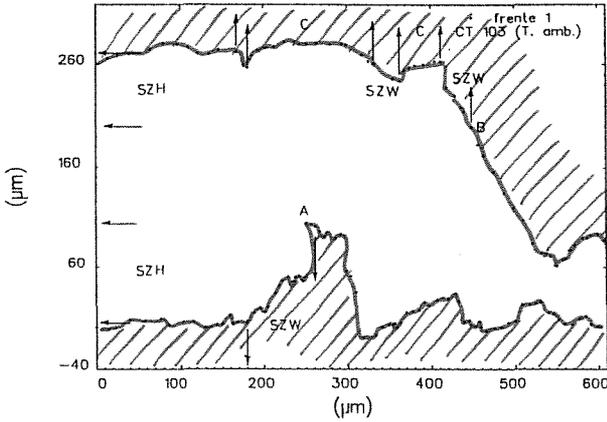


Fig. 3.- 1er Frente. Probeta CT 103, (20°C)

En la Tabla 4 se recogen los valores medidos, junto con su I.C. del 95%, de los parámetros que caracterizan el frente de grieta en el instante crítico de propagación.

TABLA 4

T (°C)	SZW _c (μm)	δ _c (μm)	SZW _c /δ _c
-70	51±7	100±13	0.51
-40	66±10	127±21	0.52
20	77±9	146±23	0.53
150	61±14	113±19	0.53
285	46±12	90±17	0.51

Como puede observarse, tanto la profundidad de enromamiento, como la apertura crítica (Fig. 4), presentan un máximo en el entorno de la temperatura ambiente.

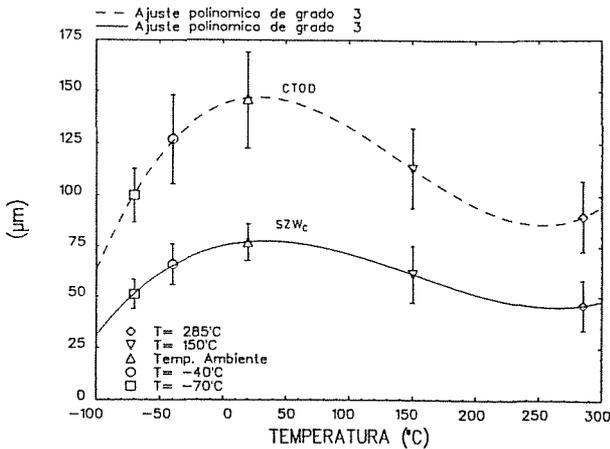


Fig. 4.- Variación de δ_c y SZW_c en función de la temperatura.

Es interesante considerar la relación entre la profundidad crítica de enromamiento proyectada (Tabla 3) y la profundidad crítica "real", medida teniendo en cuenta ambas mitades del frente mediante pares estereográficos (Tabla 4), pues la primera medida es la que se incluye en la propuesta de norma europea [19]. Esa relación se recoge en la Tabla 5.

TABLA 5

T (°C)	SZW _p /SZW _c (μm)
-70	0.59 ± 0.16
-40	0.52 ± 0.12
20	0.73 ± 0.18
150	0.67 ± 0.23
285	0.65 ± 0.21
Media	0.63 (S=0.08)

Las relaciones obtenidas son cercanas a los valores ideales suponiendo localización aleatoria del inicio de la propagación dúctil sobre perfiles semicirculares, 0,64 ó perfiles triangulares simétricas 0,5. Como puede observarse, las medidas de la anchura proyectada, SZW_p, subestiman el crecimiento del frente de grieta asociado al enromamiento.

4.2 Medida de la tenacidad a Fractura dúctil

En la referencia [25] y la Tabla 6 se detallan los valores de la integral J y del crecimiento estable Δa considerados en este estudio.

TABLA 6.- Ensayos realizados

T	Ref.	Δa (mm)	J (KJ/m ²)
-40°C	43	0.19	277.8
	51	0.42	370.7
	52	0.55	446.1
20°C	53	0.19	277.8
	100	0.42	370.7
	102	0.55	446.1
	103	0.19	277.8
	104	0.42	370.7
	119	0.55	446.1
	A14	0.19	277.8
	H14	0.42	370.7
	117*	-	393.12
118*	-	308.8	
150°C	114	1.211	482.44
	115	0.297	231.93
	116	0.226	244.19
	200	0.709	346.39
	A13	0.497	258.07
	285°C	109	1.838
110		0.922	310.7
111		0.760	265.41
112		0.364	196.17
113		0.309	172.01
H8		0.380	170.56

(* Ensayos utilizados para observar secciones transversales del CTOD y la propagación

La determinación exacta de la tenacidad para el inicio de la propagación estable depende de la exactitud con que representamos o modelicemos la curva de resistencia del material.

Los valores de la pendiente de la línea de enromamiento según las ecs. (1) y (4) se detallan junto con los valores experimentales (a -70 y -40°C), en la Tabla siguiente. Para la ec. (4) se consideró σ_0 .

TABLA 7.- Pendiente de la línea de enromamiento.

T (°C)	ASTM	Ec. (4)	Experimental
-70	1204	3560	3732
-40	1168	3287	3367

Como puede observarse la ecuación (4) representa mucho mejor la línea de enromamiento. Una forma de evitar este error sería, si fuese posible conocer el avance crítico de enromamiento previo al inicio físico, Δa_c , considerar la curva J vs Δa de propagación por desgarre dúctil (restando Δa_c a los valores de crecimiento dúctil considerados en la norma [1]).

Si el inicio fuera simultáneo en todos los puntos del frente enromado, se produciría una transición brusca de la curva lineal de enromamiento a la curva de propagación por desgarre. Como el inicio está ligado a la distribución espacial de inclusiones y carburos, no ocurre instantáneamente en todos los puntos del frente enromado y la transición dúctil es gradual. Luego, aún considerando un ajuste lineal, se produciría una sobrevaloración. Las nuevas propuestas de normas, ASTM [26] y europea [19] ajustan funciones de tipo potencial $J = A (\Delta a + B)^C$. No obstante en el caso de la norma ASTM [26], se mantiene la línea de enromamiento incorrecta ec. (1) y se define una tenacidad convencional.

4.2.1 Tenacidad (J_1) correspondiente al inicio físico de la propagación dúctil

A partir del valor de SZW_0 es posible, si se dispone de la "curva de resistencia", determinar el valor de la tenacidad para el que se inicia físicamente la propagación dúctil.

Para simular la transición suave entre la línea de enromamiento y la propagación estable a lo largo de todo el frente de grieta, a los datos J- Δa disponibles se les ha ajustado la función:

$$J = A \text{Tangh}(B\Delta a) + C\Delta a$$

$$\left(\frac{dJ}{d(\Delta a)}\right)_{\Delta a \rightarrow 0} = AB + C = \sigma_y / 0.4 \text{ dn} \tag{5}$$

de manera que la pendiente inicial coincide con la pendiente de enromamiento teórica (ec. 4) y, para valores grandes de Δa , la curva de resistencia tiende a hacerse lineal con pendiente C. Las figuras 5-10 muestran los ajustes obtenidos, así como el ajuste preconizado por la propuesta de norma europea.

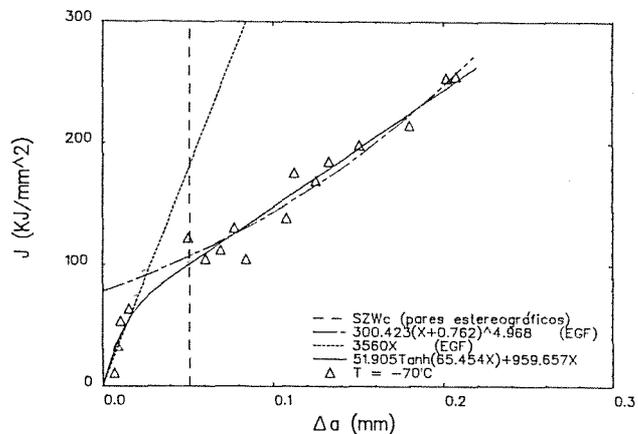


Fig. 5.- Ensayos realizados a -70°C

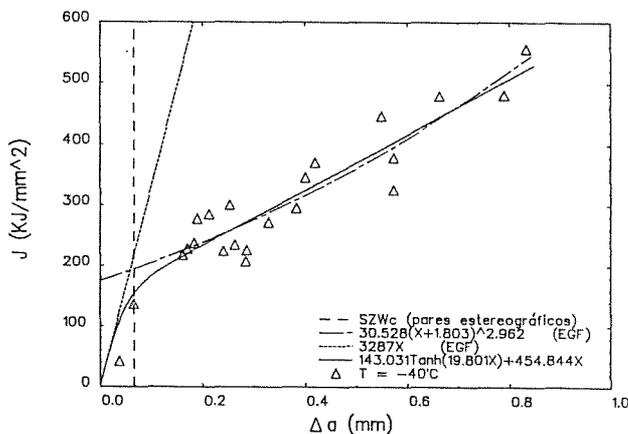


Fig. 6.- Ensayos realizados a -40°C

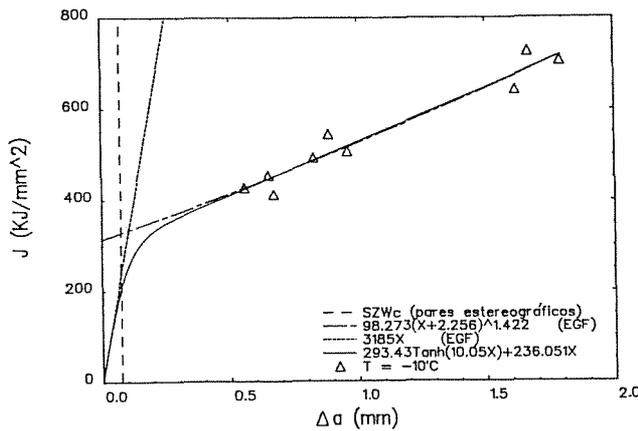


Fig. 7.- Ensayos realizados a -10°C

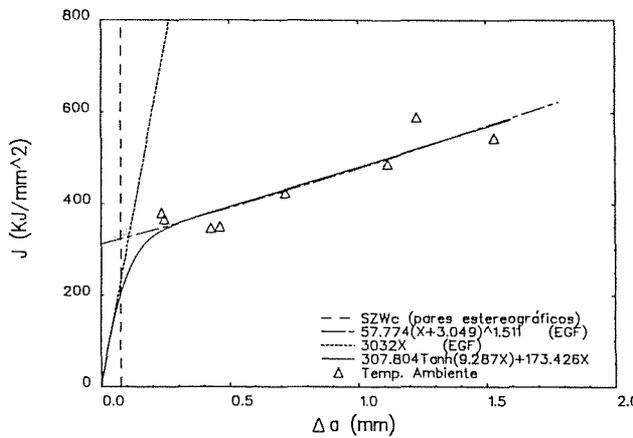


Fig. 8.- Ensayos realizados a 20°C

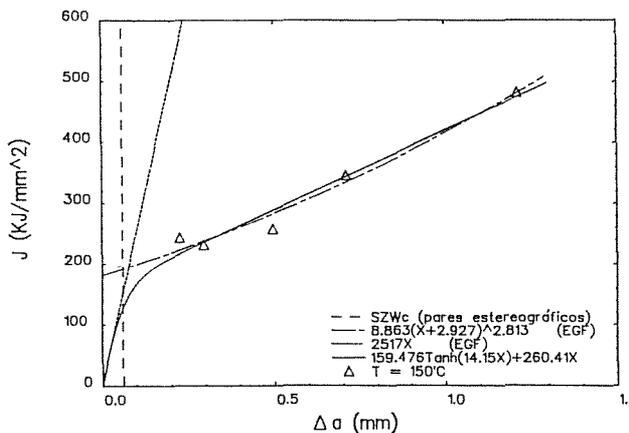


Fig. 9.- Ensayos realizados a 150°C

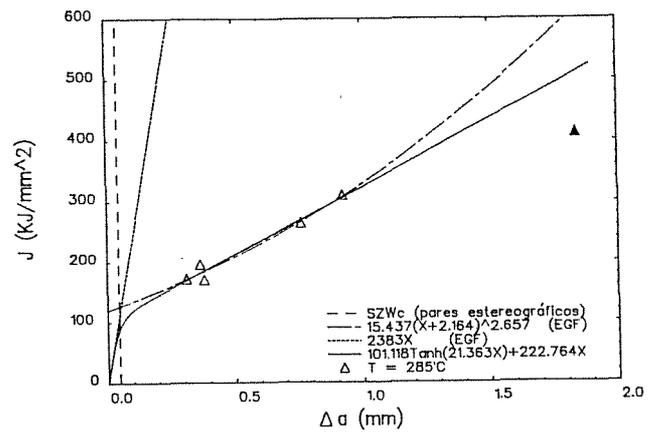


Fig. 10.- Ensayos realizados a 285°C

En la Tabla 8 se recogen los valores de \$J_i\$, \$J_d\$, \$J_e\$ y \$J_{Ic}\$ (tenacidad de inicio de propagación según la ec. (5), considerando propagación por desgarre únicamente, según norma europea [19] y según ASTM [1] respectivamente). En la Tabla se indica también los casos en que se incumple la norma.

TABLA 8.- Tenacidad de inicio dúctil

T (°C)	\$J_{ASTM}\$ (KJ/m²)	\$J_e\$ (KJ/m²)	\$J_i\$ (KJ/m²)	\$J_d\$ (KJ/m²)
-70	-	92 *	99±7	94±14*
-40	160±294	194	154 ⁺¹⁰ -14	144±53
10	368±43	338 *	203	282±159*
20	374±318	326	202 ⁺¹⁷ -18	319±61
150	188±65	196	127 ⁺¹⁸ -22	175±61
285	164±56	128	93 ⁺¹⁶ -19	112±41

* Incumple la Norma

Como puede observarse en la figura 11, donde se representan los valores de tenacidad de iniciación reportados en la Tabla 8 en función de la temperatura, la medida de la tenacidad obtenida a partir del ajuste propuesto (ec. 5) es un límite inferior para la tenacidad de inicio obtenida según las otras normas o propuestas consideradas. La mayor coincidencia de los valores obtenidos a -70 y 40°C se debe a que los ajustes se realizaron sobre puntos cercanos al inicio de propagación, incumpliendo en algunos casos la norma.

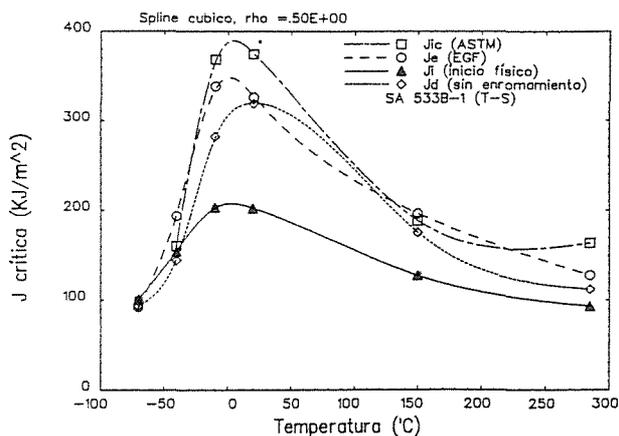


Fig. 11.- Tenacidad de inicio de propagación

Se constata así mismo, que J_i descende fuertemente por debajo de la temperatura ambiente, en consonancia con las curvas correspondientes de SZW_c ó δ_c (Fig. 4).

Este fuerte descenso de la tenacidad de inicio dúctil en la zona de transición apenas ha recibido atención en la bibliografía, aunque su existencia sí ha sido constatada para el mismo tipo de aceros [27, 28]. Todo parece indicar que existe alguna transición en el proceso local de avance por fractura dúctil. Un análisis de esta transición se presenta en otra comunicación contenida en este mismo volumen [29].

5. CONCLUSIONES

- Tanto la norma ASTM-813 (versiones 81 u 87) como la propuesta de norma europea de medida de la integral J , conducen a una sobrevaloración de la tenacidad crítica de inicio de la fractura dúctil. Esa sobrevaloración puede ser muy importante.
- Un procedimiento como el propuesto en este trabajo permite obtener medidas de tenacidad más próximas a la real de inicio de propagación dúctil. Así mismo, el rango de temperaturas donde puede aplicarse es mayor que el de las normas anteriores.
- En el caso del acero estudiado, la tenacidad crítica de inicio de propagación dúctil presenta un máximo en el entorno de la temperatura ambiente, descendiendo fuertemente al penetrar en la zona de transición dúctil-frágil.

AGRADECIMIENTO

El contenido de este artículo se ha obtenido en el curso de un proyecto de investigación financiado por la Comunidad Europea del Carbón y del Acero, CECA (Programa "Acero", proyecto nº 7210/KE/931).

REFERENCIAS

- [1] A.S.T.M., Designation E399-83, Vol. 03.01, 518-553, Anual Book of A.S.T.M. Standards.
- [2] Kobayashi, H., Nakanura, H. y Nakazama, H., (1983). A.S.T.M. STP 856, 183-195. Wessel, E.T. y Loss, F.J., Eds. American Society for Testing and Materials.
- [3] Yin, S.W., (1983). Engineering Fracture Mechanics, Vol. 18, 1025-1036.
- [4] Schwalbe, K.H. y Heerens, J., (1985). Nuclear Engineering and Design, 87, 101-107.
- [5] Davies, P.H., (1983). Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Vol. II, ASTM STP 803, 611-631, Eds., American Society for Testing and Materials.
- [6] Mills, W.J., (1981). Journal of Testing and Evaluation, Vol. 9, 56-62.
- [7] McMeeking, R.M. (1977). J. Mech. Phys. Solids, Vol. 25, 357-381.
- [8] Shih, C.F. (1981). J. Mech. Phys. Solids, Vol. 29, 305-326.
- [9] Slatcher, S. y Knott, J.F., (1986). Materials Science and Engineering, Vol. 82, 37-44.
- [10] Kolednik, O. y Stüwe, H.P., (1986). Engineering Fracture Mechanics, Vol. 24, 277-290.
- [11] Paraujpe, S.A. y Banerjee, S., (1979). Engineering Fracture Mechanics, Vol. 11, 43-53.
- [12] Kolednik, O. y Stüwe, H.P., (1985). Engineering Fracture Mechanics, Vol. 21, 145-155.
- [13] Schwalbe, K.H., Heerens, J., Hellewan, D. y Cornec, A., (1986). 133-153, Schwalbe, K.H., Ed., Springer-Verlags, Berlin.
- [14] Schwalbe, K.H., Cornec, A. y Heerens, J., (1988). Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 11, 19-29.
- [15] Shih, C.F., (1988), Division of Engineering, Brown University Report. No. MRL E-147, Providence, RI, June.
- [16] Schwalbe, K.H., (1984). International Journal of Fracture, Vol. 25, R49-R52.

- [17] Schwalbe, K.H., (1984). ADDEMUM. International Journal of Fracture, Vol. 25, R75-R76.
- [18] Kobayashi, H., Nakamura, H. y Nakazawa, H., (1985). ASTM STP 856, 3-22, Wessel, E.T. y Less. F.J., Eds. American Society for Testing and Materials.
- [19] Schwalbe, K.H., Neale, B.K. y Ingham, T., (1988). Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 11, 409-420.
- [20] Halim, A., Dahl, W. y Hagedorn, K.E. (1988). Eng. Fract. Mech., Vol. 31, 857-866.
- [21] Viviente, J.L., (1989). Tesis Doctoral. Facultad de Ciencias. Sección de Físicas. Universidad de Zaragoza.
- [22] Lane, G.S., (1972)' p. 219, Sparrow, J.T. y Cross, P.M., eds. Pergamon Press.
- [23] Pelloux, R.M.N., (1970). Engineering Fracture Mechanics, Vol. 1, 697-704.
- [24] McMeeking, R.M. (1977). Journal of Engineering Materials and Technology, 290-297.
- [25] Viviente, J.L., Menchaca, H., Rodríguez, J.M. y Gil J., (1989). Anales de Mecánica de la Fractura VI, 214-218.
- [26] ASTM E813-87, (1987).
- [27] Iwadate, T., Tanaka, T., Ono, S. y Watanabe, (1983). ASTM STP 803, Shih, C.F. y Gudas, J.P., Eds., II-531 - II-561.
- [28] Bates, R.C., (1984). Fracture: Interactions of Microstructure, Mechanics, Wells, J.M. y Landes, J.D., Eds., The Metallurgical Society of AIME, 117-155.
- [29] Viviente, J.L., Gil, J., Fuentes, M., (1990). En este volumen.

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN LA TENACIDAD DE UNA
FUNDICION NODULAR BAINITICA (ADI)

J. Aranzabal Otaduy*, I. Gutierrez Sanz, J.M. Rodríguez Ibabe, J.J. Urcola Galarza

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), Paseo Manuel de Lardizábal, 15, Apdo. 1555. San Sebastián

(*) INASMET, Camino de Portuetxe, Apdo. 1689, San Sebastián

El elevado contenido de Si en las fundiciones esferoidales, lleva a que la transformación en la zona bainítica tenga lugar con la retención de elevadas cantidades de austenita estable. La presencia de esta fase confiere al material una elevada tenacidad, alcanzando valores de $K_{IC} \approx 80 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ para $\sigma_y = 1000 \text{ MPa}$. Para contenidos de $\gamma \geq 30\%$, se produce una transformación inducida por plasticidad $\gamma \rightarrow \alpha'$ (martensita), resultando que el material presenta unas tenacidades muy superiores a las fundiciones convencionales. Dichos efectos beneficiosos desaparecen si en la microestructura de partida existe martensita.

High Si content in nodular cast iron originates an important proportion of retained austenite during the transformation in the bainitic zone. The existence of γ phase gives the material a high toughness with $K_{IC} \approx 80 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ for $\sigma_y = 1000 \text{ MPa}$. For γ volume fraction $\geq 30\%$, the $\gamma \rightarrow \alpha'$ (martensite) transformation induced plasticity takes place giving the material superior toughness than in conventional cast irons. Both beneficial effects disappear if there is martensite in the initial microstructure.

1.- INTRODUCCION

La producción de estructuras bainíticas utilizando tratamientos térmicos isotérmicos ("Austempering") permite la consecución de una deseada combinación de propiedades que incluyen una alta resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad y resistencia al desgaste. Recientemente ha aparecido un buen número de publicaciones sobre las aplicaciones de las fundiciones esferoidales bainíticas (Austempered Ductile Iron, ADI) tales como cigüeñales, árboles de levas, ruedas de vagones y, sobre todo, engranajes. En estas aplicaciones, el ADI sustituye a ciertos tipos de acero de manera económicamente ventajosa [1].

El "austempering" es un tratamiento térmico de transformación isotérmica de la austenita que se compone, en general, de dos etapas:

- Austenitización de las muestras a una temperatura cercana a los 900°C , normalmente durante 30 min. (850-950°C)
- Temple de las muestras hasta una temperatura normalmente comprendida entre 250 y 450°C , y mantenimiento a dicha temperatura durante un tiempo para asegurar la transformación bainítica.

La estructura deseada en la matriz del ADI consiste en una mezcla de dos fases: ferrita acicular y austenita. El alto contenido en silicio de las fundiciones esferoidales evita, en un principio, la formación de carburos, normalmente asociada a las transformaciones bainíticas de los aceros [2].

Este trabajo pretende analizar las características relativas a la tenacidad a la

fractura, que los tratamientos de austempering confieren a una fundición esferoidal, y su relación con las características microestructurales presentes en cada caso.

2.- TECNICAS EXPERIMENTALES

La fundición esferoidal objeto de estudio se realizó en Inasmet (San Sebastián) en un horno eléctrico de inducción de media frecuencia (3000 Hz) de 100 Kgs. de capacidad. Para el tratamiento de esferoidización, por el sistema "sandwich", se ha utilizado un 1.5% de FeSiMg (5%). Para inoculación, parte en la cuchara y parte en el mismo molde, se ha empleado un 0.5% de FeSi. Las probetas en bruto de colada tienen forma de Y, y un espesor normalizado de 12.5 mm en las patas. La temperatura de colada ha superado, en todos los casos, los 1380°C.

La composición química de la fundición esferoidal analizada es: 3.69%C, 2.53%Si, 0.25%Mn, 0.014%P, 0.009%S, 1.07%Ni, 0.10%Mo, 0.47%Cu, 0.021%Ti, 0.045%Mg.

Los tratamientos térmicos se han realizado en dos hornos de sales: uno para austenizar a 900°C, y el otro para transformar isotérmicamente la austenita entre 300 y 410°C. Los tiempos de tratamiento han sido de 30 min. en el horno de alta, oscilando entre los 5 min. y las 24 horas en el de baja.

El estudio de la microestructura del material se ha realizado mediante el empleo de microscopía óptica, difracción de rayos X y microscopía electrónica de transmisión (TEM). La perforación de láminas delgadas se ha hecho por bombardeo iónico de la muestra, utilizándose para su observación un microscopio electrónico de transmisión Philips CM12, a un voltaje de 100 Kv.

La difracción de rayos X se ha empleado en la cuantificación de la austenita, asociada a cada tratamiento térmico, de acuerdo con el método propuesto por Miller [3].

Los ensayos de tracción se han realizado sobre probetas mecanizadas de 6 mm de diámetro, según la norma DIN 50125, a la velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.1 mm/s.

Los ensayos de tenacidad a la fractura se han realizado siguiendo el procedimiento desarrollado por Barker [4], utilizando una probeta de geometría cilíndrica de pequeña longitud con dos cortes laterales que dejan un ligamento en forma de V. Una descripción del proceso de realización del ensayo se detalla en [5]. Las superficies de fractura de las muestras ensayadas se analizaron en el microscopio electrónico de barrido (SEM).

3. RESULTADOS Y DISCUSION

En las fundiciones nodulares, durante el tratamiento térmico de austempering se producen diferentes tipos de estructuras que dependen de la temperatura de tratamiento y del tiempo. Uno de los parámetros más importantes en la caracterización de estas microestructuras es la cantidad de austenita retenida [6]. En la Fig. 1 se ha representado la fracción volumétrica de austenita en función del tiempo para diferentes temperaturas de austempering. Es de notar que la cantidad de austenita retenida se hace mayor según aumenta la temperatura de tratamiento. A la vista de la forma que presentan las curvas cabe destacar dos etapas en el tratamiento para cada temperatura. En la primera etapa, para tiempos cortos (~ menores que 1 h.) la fracción volumétrica de austenita aumenta con el tiempo. Este comportamiento puede explicarse si se tiene en cuenta que para tiempos cortos de tratamiento la reacción bainítica es incompleta. Aquellas regiones con menores concentraciones de Si y en consecuencia mayores de carbono, como son las zonas alejadas de los núcleos de grafito no habrán iniciado dicha transformación [2]. En estas regiones se produce martensita durante el enfriamiento como se ilustra en la Fig. 2.a. Según aumenta el tiempo de tratamiento la transformación de austenita a ferrita sobresaturada en C y austenita enriquecida en C se hace extensiva a zonas más amplias del material, disminuyendo la cantidad de martensita formada hasta desaparecer totalmente. Esta situación corresponde al máximo de las curvas de la Fig. 1, y se ilustra en la micrografía de la Fig. 2.b.

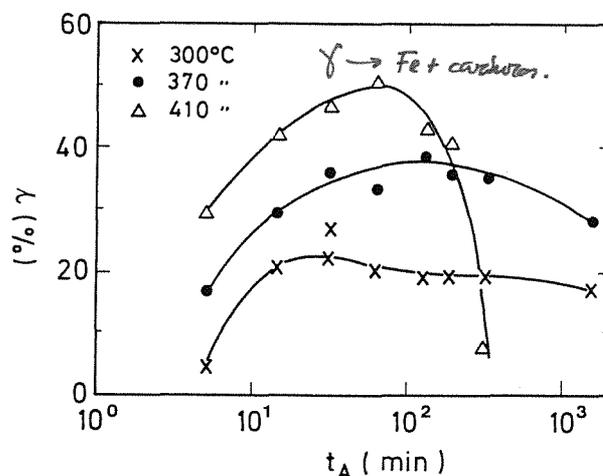


Fig. 1 Influencia del tiempo de austempering en la fracción volumétrica de austenita para las temperaturas de 300, 370 y 410°C.

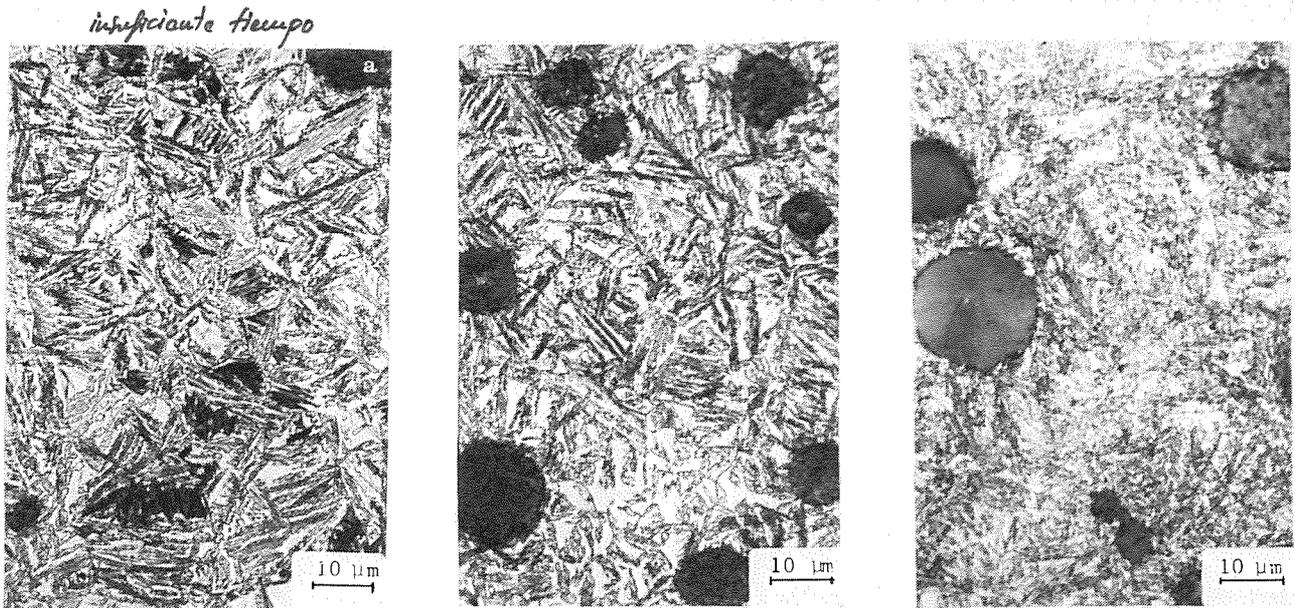


Fig. 2 Microestructuras de una transformación bainítica (microscopía óptica), a) incompleta (370°C, 30 min.); b) completa (370°C, 120 min.); c) descomposición de la austenita (410°C, 960 min.).

En la segunda etapa de la transformación la fracción volumétrica de austenita post-bainítica disminuye con el tiempo de tratamiento si bien la velocidad de evolución de esta etapa es fuertemente dependiente de la temperatura. A la temperatura de 300°C la estructura alcanzada se mantiene estable y solo para tiempos muy largos disminuye ligeramente el contenido de austenita. Para temperaturas superiores (370 y 410°C) la evolución es más rápida y está asociada con la descomposición de la austenita en ferrita y carburos, como puede verse en la Fig. 2.c.

En la Fig. 3 se muestra una selección de micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de transmisión para diferentes condiciones de tratamiento. La Fig. 3.a. corresponde a un tratamiento de 1 h. a 300°C. La anchura de las agujas de bainita es de

aproximadamente 0,15μm entre las que se aprecian bandas, en general más finas, de austenita. Esta última puede encontrarse también ocupando zonas más extensas, como la indicada con una A en la figura. En esta muestra se han encontrado asimismo precipitados de cementita, finamente repartidos en la ferrita. La Fig. 3.b corresponde a un tratamiento de 2 hr a 370°C, pudiendo apreciarse la diferencia con el caso anterior: las agujas de bainita presentan una anchura próxima a las 0,3μm y la austenita ocupa regiones más amplias. Para la misma temperatura pero un tiempo más largo de tratamiento, (24 hrs.), no se observan grandes diferencias, si bien aparecen carburos de forma dispersa. Carburos con aspecto similar pero en cantidades muy importantes, pueden verse en la Fig. 3.c., correspondiente a un tratamiento de 16 hrs. a 410°C y aparecen indicados con flechas.

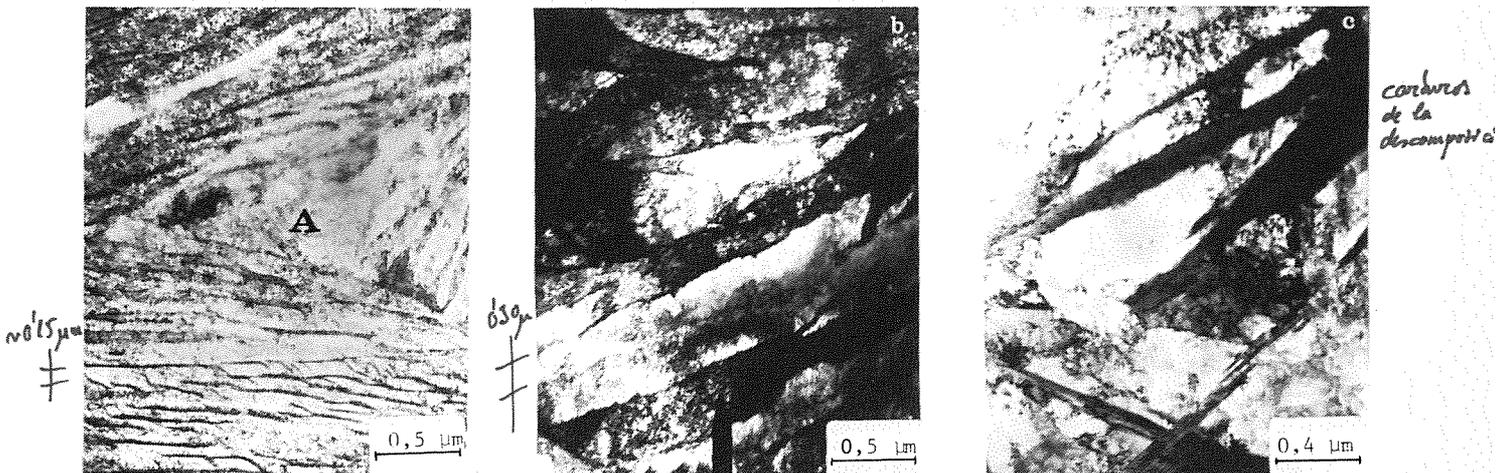


Fig. 3 Microestructuras de una transformación bainítica (TEM) a) 300°C, 1 h; b) 370°C, 2h; c) 410°C, 16 h.

A la temperatura más baja (300°C), la difusión de carbono hacia la austenita resulta muy pequeña y la reacción progresa mediante la formación de cementita. Finalmente se alcanza una combinación estable austenita-ferrita+Fe₃C. Esta cementita se encuentra finamente repartida en la ferrita y posiblemente habrá nucleado en la intercara de transformación austenita/ferrita. Para tiempos más largos dado que la sobresaturación de la austenita no es demasiado importante y que la difusión es escasa debida a las bajas temperaturas, la situación se mantiene estable.

Para temperaturas más elevadas (370 y 410°C) la difusión de carbono hacia la austenita es más importante, no se produce precipitación de carburos en la ferrita y en consecuencia se alcanzan mayores cantidades de austenita retenida. A 410°C, esta facilidad para la difusión hace que no se forme una combinación estable de ferrita/austenita. Debido a la nucleación de carburos en la austenita ésta se descarga de carbono y se transforma espontáneamente en ferrita + carburos, con lo que se pierden las cualidades del ADI. A 370°C, el proceso es similar pero su progreso más lento.

Debido a todo lo comentado, las propiedades mecánicas: límite elástico, resistencia mecánica y ductilidad, se verán afectadas, no solo por la temperatura de tratamiento, sino también por el tiempo. En la Fig. 4.a. se representan las curvas tensión-deformación de muestras tratadas a la misma temperatura, 300°C, durante diferentes tiempos. Es de notar la escasa ductilidad de la muestra (1) -correspondiente al menor tiempo de tratamiento, 15 min.- debido a la presencia de martensita. La curva relativa a un tratamiento de 60 min. presenta la mayor ductilidad debido a la presencia de austenita (~20%), (ver Fig. 1). Para tiempos mayores la cantidad de austenita cae ligeramente y con ella la ductilidad. La resistencia mecánica aumenta ligeramente debido a una mayor proporción de bainita en la muestra. En la Fig. 4.b se muestran las curvas tensión-deformación obtenidas tras los tratamientos realizados a 410°C. De nuevo, para el tiempo más corto la ductilidad es pequeña debido a la presencia de martensita. Para tiempos mayores cae la resistencia mecánica y aumenta la ductilidad, coincidiendo con una mayor cantidad de austenita en la muestra. De nuevo la muestra tratada durante 60 min. posee la mayor ductilidad coincidiendo este tratamiento con el máximo de la curva de la Fig. 1. Para microestructuras correspondientes a la segunda etapa de la transformación bainítica, la ductilidad cae inicialmente (curvas (4) y (5)) conforme aumenta el tiempo de tratamiento debido a la formación de carburos, proceso que se acentúa en las curvas (6) y (7) en las que la resistencia mecánica aumenta al hacerlo el contenido de bainita.

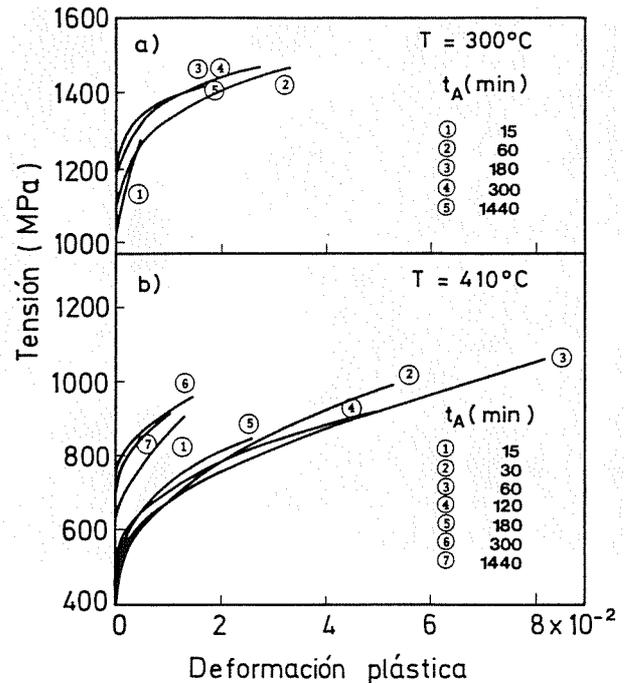


Fig. 4 Curvas tensión-deformación para diferentes condiciones de temperatura y tiempo de tratamiento.

En la Fig. 5 se han representado las curvas correspondientes a dos tiempos de tratamiento 60 y 1440 min., para diferentes temperaturas. Para el tratamiento de 60 min., la resistencia mecánica aumenta y la ductilidad disminuye conforme la temperatura de transformación es más baja. El efecto del tiempo resulta ser muy significativo para 410°C, en el que se observa un aumento importante de la resistencia y una notable disminución de la ductilidad, debido al efecto conjunto de precipitación de carburos y consiguiente aceleración de la transformación de austenita en bainita.

De acuerdo con lo visto hasta aquí resulta evidente que desde el punto de vista de los tratamientos térmicos, la temperatura de 300°C proporciona unos niveles altos de resistencia mecánica (~1400 MPa) con unas ductilidades bajas (~3% de deformación plástica), y la temperatura de 370°C confiere una combinación más equilibrada de ambas propiedades, con una resistencia mecánica algo inferior (~1000 MPa) y un nivel de ductilidad superior (~6% de deformación plástica). Estas dos temperaturas dan lugar además a unas microestructuras que presentan una respuesta mecánica poco dependiente frente a variaciones en el tiempo de tratamiento. Esto no ocurre a la temperatura de 410°C en la que la degradación del ADI es drástica, debido al desarrollo de la 2ª etapa de la transformación.

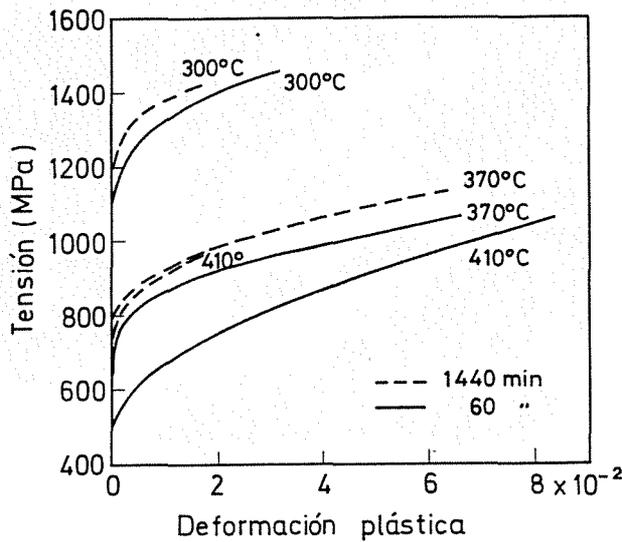


Fig. 5 Curvas tensión-deformación comparando el efecto del tiempo de tratamiento a diferentes temperaturas.

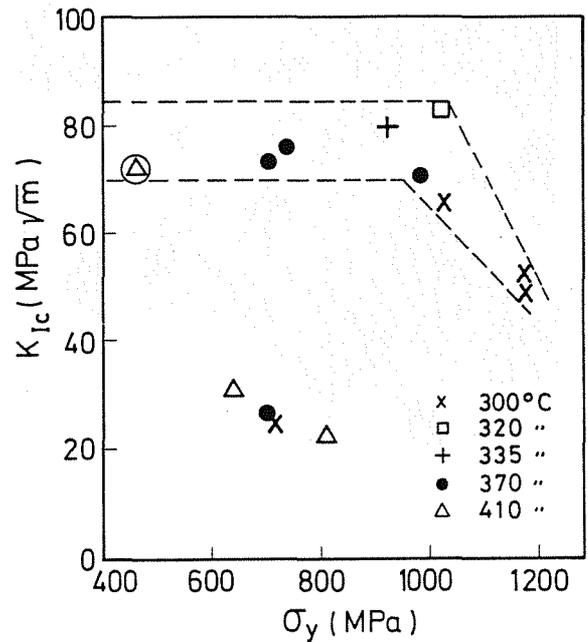


Fig. 6 Variación de la tenacidad en función del límite elástico.

Los resultados de tenacidad determinados con probetas sometidas a diferentes tratamientos de austempering se señalan en la Fig. 6 en función del límite elástico. Aquellos datos que no cumplen las condiciones de la mecánica lineal de la fractura (y por lo tanto no pueden considerarse como K_{Ic}) se han señalado mediante un círculo. Excepto cuatro valores en los que la tenacidad no supera los $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, en el resto de los casos se observa que hasta $\sigma_y \approx 1000 \text{ MPa}$ la tenacidad se mantiene en un rango comprendido entre 70 y $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, para posteriormente presentar una tendencia descendente para $\sigma_y > 1000 \text{ MPa}$.

En la Fig. 7 se han representado los valores de K_{Ic} en función del contenido de austenita retenida. A medida que aumenta el porcentaje de γ el material es más tenaz hasta alcanzar una saturación para $\gamma > 30\%$. Exceptuando los cuatro valores con $K_{Ic} < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, el resto de los datos queda inscrito dentro de una banda bien definida. En la misma figura se señalan los mecanismos de fractura observados en las probetas ensayadas. En tres de las probetas con $K_{Ic} < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ la fractura ha sido fundamentalmente intergranular (Fig. 8a). Analizando las microestructuras de las probetas, se constató que los tratamientos térmicos correspondían a tiempos de austempering cortos ($\sim 10 \text{ min.}$) en los que se forma un importante contenido de martensita.

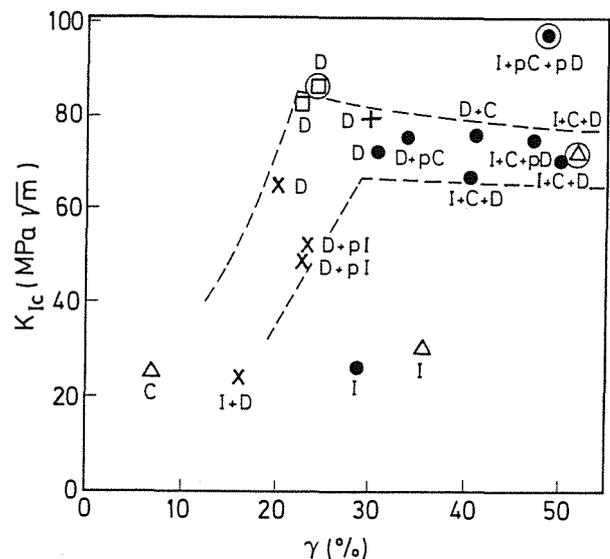


Fig. 7 Variación de la tenacidad (K_{Ic}) en función de la fracción volumétrica de austenita retenida (I: intergranular, C: cuasicleavage, D: dúctil, p: poca cantidad).

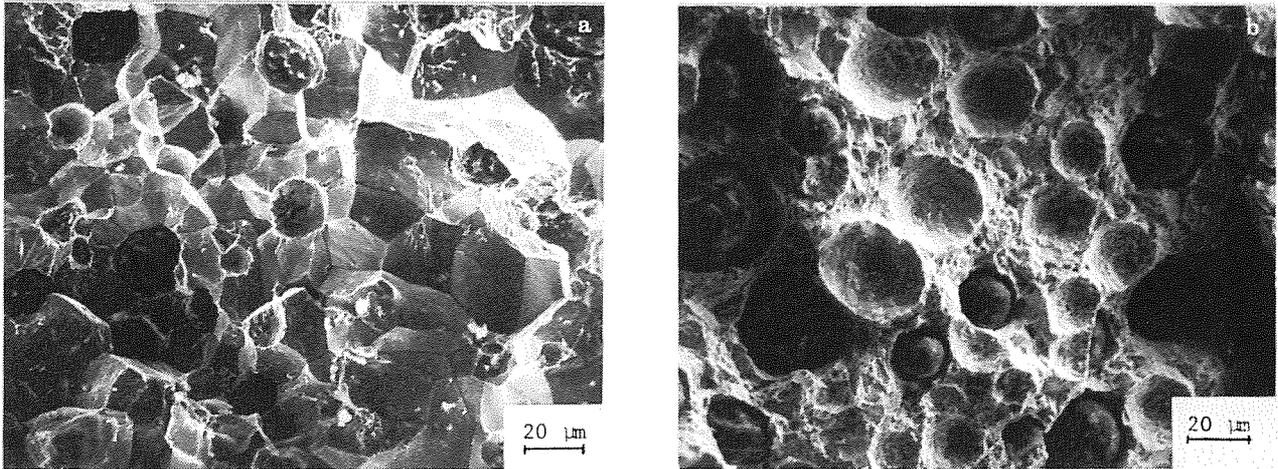


Fig. 8 Fractografías de probetas de tenacidad mostrando, a) mecanismos intergranulares en estructura con martensita inicial ($K_{IC} < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) y b) fractura predominantemente dúctil para $K_{IC} \approx 80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $\gamma < 30\%$

La cuarta probeta de baja tenacidad ($K_{IC} = 22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) presenta una fractura del tipo "cuasicleavage". En este caso el material fue tratado a 410°C durante 16 horas, produciéndose la descomposición de la austenita en ferrita y carburos (Fig. 2.c). En el resto de las probetas, a medida que aumenta el contenido de γ , el material es más tenaz y la fractura es predominantemente dúctil (Fig. 8b). Dicho comportamiento se cumple hasta $\gamma \approx 30\%$. Para fracciones volumétricas más altas de austenita, principalmente cuando $\gamma > 40\%$, la fractura muestra un aspecto predominantemente intergranular acompañado de pequeñas zonas con cuasicleavage y fractura dúctil. Este comportamiento se reproduce en todas las probetas ensayadas.

El efecto beneficioso de la austenita retenida en la tenacidad ha sido previamente observado en los aceros de alta resistencia [7] y en aceros de herramienta [5]. La presencia de la fase γ más tenaz que las fases α (ferrita) o α' (martensita) proporciona al material un valor más elevado de K_{IC} . De los resultados experimentales se constata que para que ese efecto sea beneficioso es necesario que la presencia de martensita en la microestructura de partida sea mínima. En caso contrario, la propia martensita proporciona a la grieta caminos de fácil propagación resultando un material de baja tenacidad, independientemente del contenido de austenita retenida.

Para valores de γ comprendidos entre 25 y 30% la fundición posee la máxima tenacidad con una fractura totalmente dúctil. Dichos valores han sido obtenidos con estructuras constituidas por bainita inferior con una total ausencia de martensita.

Para fracciones volumétricas de austenita más elevada, la tenacidad se mantiene entre 70 y $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Sin embargo, a pesar de los elevados valores de K_{IC} , el análisis fractográfico señala la presencia de una elevada porción de fractura intergranular, mecanismo de fractura típicamente frágil. Esta aparente anomalía puede explicarse considerando el hecho de que la austenita retenida se transforma mediante deformación plástica en martensita. El mecanismo que tendrá lugar sería similar al de los aceros "TRIP" (transformation induced plasticity), en los cuales, la energía que se absorbe en la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ adicionándola a la energía necesaria para crear superficie confiere al material una elevada tenacidad. Una vez transformada la austenita en martensita, la fractura de ésta tendría lugar intergranularmente, tal y como sucedía con los tratamientos térmicos con $K_{IC} < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

La confirmación de que la austenita experimenta una transformación inducida por plasticidad se ha llevado a cabo en probetas de tracción. Realizando el análisis de la fracción de austenita antes de la deformación y después de finalizado el ensayo en la zona de deformación uniforme, se comprobó que la

austenita final en una gran cantidad de probetas no llegaba a ser el 60% de la inicial y que simultáneamente aparecía martensita. El aprovechamiento de esta posibilidad permitiría utilizar la fundición ADI con valores de tenacidad elevados manteniendo unas ductilidades altas. Como contrapartida debe señalarse que en aquellas situaciones en las que el material experimenta una importante deformación plástica, si la misma induce la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$, el producto resultante podría presentar una baja tenacidad. Con objeto de confirmar si dicha situación puede tener lugar con el ADI, sería necesario realizar ensayos de tenacidad con probetas que previamente hayan experimentado una determinada deformación plástica.

En la Fig. 9 se muestran los resultados de tenacidad en función del contenido de austenita retenida comparando con los datos existentes en la bibliografía [8-12] para otras fundiciones ADI, pudiendo comprobarse la buena correlación existente. Al igual que sucedía con la fundición analizada en el presente trabajo, los resultados de baja tenacidad recopilados de la bibliografía corresponden a tratamientos térmicos prolongados en los que la austenita se ha descompuesto precipitando carburos.

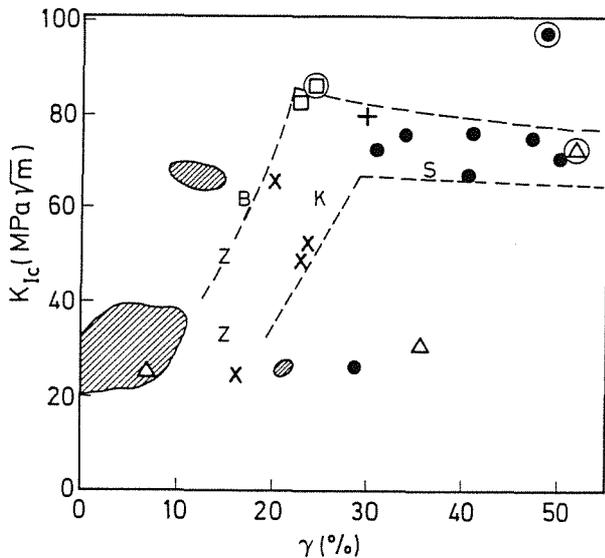


Fig. 9 Comparación de los resultados de tenacidad en función de γ con los reportados en la bibliografía [8], K[9], Z[10], B[11], S[12].

Finalmente, en la Fig. 10 se comparan los resultados de tenacidad medidos con las bandas de comportamiento de las fundiciones convencionales [12], apreciándose la notable mejora de la tenacidad que supone el tratamiento del austempering.

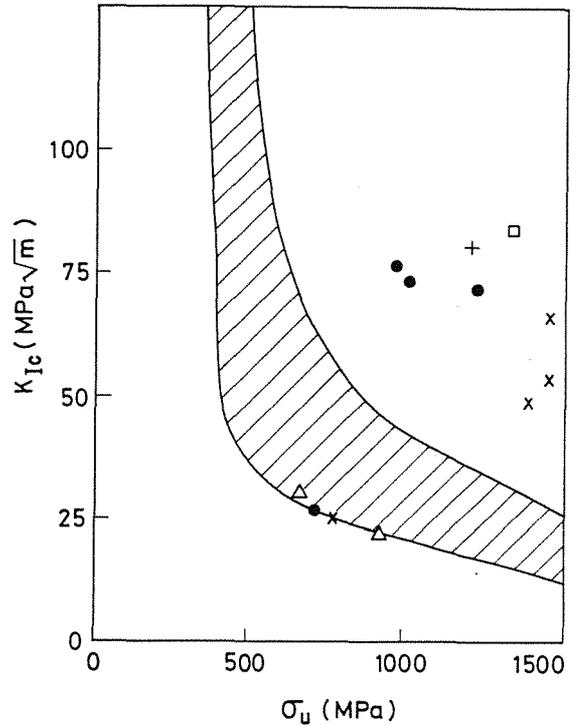


Fig. 10 Comparación de las tenacidades medidas experimentalmente con la banda de comportamiento correspondiente a fundiciones nodulares convencionales [12] en función de la resistencia a la tracción, σ_u .

4. CONCLUSIONES

- * En la fundición analizada, el tratamiento de austempering a 300°C proporciona unos elevados niveles de resistencia mecánica (~1400 MPa) con ductilidades bajas (~3% de deformación plástica) y a 370°C una situación equilibrada de resistencia mecánica (1000 MPa) y ductilidad (~6%).
- * En todos los casos, tiempos de tratamientos cortos (aproximadamente menores de 1 hora) dan lugar a la aparición de martensita con una notable disminución en la ductilidad y tenacidad.
- * Para tratamientos de austempering a 410°C, tiempos superiores a 180 min. originan la descomposición de la austenita provocando una pérdida en la ductilidad y en la tenacidad.
- * La presencia de austenita ejerce un efecto beneficioso en la tenacidad, alcanzándose valores de $K_{IC} \approx 80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para contenidos de γ comprendidos entre 25 y 30%.
- * Para fracciones volumétricas de γ más elevadas, tiene lugar la transformación de ésta en martensita como consecuencia de la deformación plástica. El aprovechamiento de este mecanismo proporciona tenacidades comprendidas entre 70 y 80 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ con importantes niveles de ductilidad.

5. REFERENCIAS

- [1] Forrest, R.D., BCIRA International Conference, 7, 1987, 24/1-24/31.
- [2] Schissler, J.M. y Saverna, J., J. Heat Treating, 4, 1985, pp. 167-176.
- [3] Miller, R.L., Trans. ASM., 57, 1964, pp. 892-899.
- [4] Barker, L.M., ASTM STP678, 1979, pp. 73-82.
- [5] Martínez, V.P., Palma, R.H. y Urcola, J.J., J. Met. Powder Rep., 44, 1989, pp. 751-754.
- [6] Rundman, K.B., Moore, D.J., Hayrynen, K.L., Dubensky, W.J. y Rouns, T.N., J. Heat Treating, 5, 1988, pp. 79-95.
- [7] Webster, D., Metall. Trans., 2, 1971, pp. 2097-2104.
- [8] Ji-Liang Doong y Chun-Sheing Chen, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 12, 1989, pp. 155-165.
- [9] Klug, R.C., Hintz, M.B. y Rundman, K.B., Metal. Trans., 16A, 1985, pp. 797-805.
- [10] Luyendijk, T. y Nieswaag, H., 50th Inter. Foundry Congress, El Cairo, 1983, comun 9.
- [11] Blom, A.F., Hedlunz-Aström, Björkegren, L.E. y Nilsson, J., 55th Inter. Foundry Congress, Moscú, 1988, comun. 21.
- [12] Mayer, H. y Barbezat, B., 2nd Int. Conf. on ADI, Univ. of Michigan, Ann Arbor, 1986, pp. 99-115.

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO EN LA TENACIDAD A FRACTURA Y EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE FUNDICIONES NODULARES ACICULARES**Belzunce, F.J., Rodríguez C.**

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
E.T.S. Ingenieros Industriales (Universidad de Oviedo)
Ctra. de Castiello s/n
33204 - GIJON

Resumen.- La tenacidad a fractura y la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga son las características más adecuadas a la hora de valorar mediante ensayos simples de laboratorio el comportamiento en servicio de las fundiciones nodulares utilizadas en la fabricación de cilindros de trenes de laminación en caliente. Tratamientos térmicos de laboratorio efectuados sobre muestras de una de estas fundiciones nos han permitido valorar estas propiedades y definir de este modo el tratamiento térmico idóneo para lograr la máxima resistencia en presencia de grietas. Se ha observado igualmente la trayectoria de las grietas de fatiga en estas microestructuras y definido los caminos de propagación preferente.

Abstract.- Fracture toughness and fatigue crack propagation rate are the most interesting properties for assessing, by means of simple mechanical tests, the service behaviour of nodular cast irons used to make hot working rolling rolls. These properties have been measured on several specimens subjected to different thermal treatments, with the aim of defining the one which optimizes the strength in the presence of cracks. The fatigue crack trajectories along these microstructures have been observed as well as the existence of preferential propagation paths.

1. INTRODUCCION

Actualmente, dentro del conjunto de los materiales férreos, las fundiciones nodulares aciculares son unos de los de más rápido desarrollo, dado que pueden sustituir eficazmente y con costes inferiores a los aceros templados y revenidos en múltiples aplicaciones.

Este tipo de fundiciones se obtienen mediante la transformación de la austenita en bainita en virtud de un tratamiento isotérmico en la región de los 300-400 °C (austempering). Se logran así unas fundiciones con unas propiedades mecánicas semejantes o incluso superiores a las de los aceros, como por ejemplo, resistencias del orden de 1000 MPa junto a alargamientos del 10% [1].

La transformación en estado sólido que opera en la gama de temperaturas habituales en el citado tratamiento térmico se diferencia de la transformación bainítica de los aceros por el

hecho de desarrollarse en dos fases en virtud del carácter grafitizante del silicio, elemento siempre presente en estas fundiciones: en un primer momento, la austenita comienza a transformarse en ferrita y la austenita no transformada se enriquece progresivamente en carbono hasta alcanzar contenidos próximos al 2%. En este instante comienza la segunda etapa caracterizada por la precipitación de carburos y la transformación final de la austenita en ferrita [2,3]. Debe evitarse siempre el desarrollo de la segunda etapa de la transformación, ya que acarrea un descenso de la tenacidad de la fundición [3] y simultáneamente interesa completar la primera etapa de aquélla, para que la austenita, muy enriquecida en carbono, sea lo suficientemente estable como para evitar su transformación en martensita en el enfriamiento posterior [4].

En este trabajo se presenta la influencia del tratamiento térmico en la tenacidad y en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga de estos materiales. De cualquier modo, las

fundiciones objeto de este estudio se utilizan en la fabricación de cilindros de laminación para trabajos en caliente (elementos de 700-1000 mm de diámetro) y poseen un contenido mayor de elementos aleantes que las fundiciones con las que hasta ahora se han llevado a cabo este tipo de investigaciones. Estos cilindros, desde su puesta en servicio en el tren de laminación, sufren unas sollicitaciones térmicas cíclicas (contacto con un material a más de 1000 °C seguido de una refrigeración intensa) tan grandes, que al cabo de muy pocos ciclos de trabajo se crea inevitablemente una red de fisuras superficiales [5]. Por esta razón la fase de nucleación de grietas tiene una importancia práctica menor, siendo el crecimiento de las grietas por fatiga y el comportamiento mecánico en presencia de las mismas (tenacidad a fractura), lo que caracteriza el rendimiento en servicio de estos elementos.

2. TECNICAS EXPERIMENTALES UTILIZADAS

La composición química de las fundiciones utilizadas en la elaboración de estos cilindros de laminación se refleja en la tabla 1.

%C	%Mn	%Si	%Cr	%S	%Ni	%Mo
3-3,5	0,4-0,7	1-2	<0,4	<0,02	2-4	0,5-1

TABLA 1. Composición química de las fundiciones nodulares aciculares para cilindros de laminación

Para la realización de este trabajo se fundió un pequeño cilindro, y en estado bruto de colada se dividió en ocho muestras y se efectuaron diferentes tratamientos térmicos en un horno de laboratorio. Las muestras de un primer grupo, TT1, TT2, TT3 y TT4, se sometieron a temperaturas de austenización crecientes. A continuación todas ellas sufrieron un enfriamiento análogo hasta una determinada temperatura de mantenimiento y finalmente un tratamiento de revenido también idéntico. Una vez seleccionada la temperatura de austenización óptima, merced a los ensayos realizados sobre esta serie de muestras, que más adelante se mencionan, se austenizaron las 4 muestras, TT5, TT6, TT7 y TT8, a la temperatura seleccionada, estudiándose en esta serie el efecto de la temperatura de mantenimiento isotérmico (disminuye progresivamente desde el tratamiento TT5 al TT8), finalmente, igual que en la serie primera, se utilizó el mismo tratamiento de revenido.

De cada una de las citadas muestras se mecanizaron probetas de tracción, flexión, para medir la tenacidad a fractura y una probeta compacta con objeto de determinar la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga.

Todos los ensayos mecánicos se realizaron a temperatura ambiente en una máquina servohidráulica MTS 810 de 250 KN de capacidad máxima de carga. La fisuración de las probetas se llevó a cabo utilizando una onda sinusoidal, frecuencia de 9 Hz y un parámetro R ($\sigma_{\min} / \sigma_{\max}$) igual a 0,05.

La medida del crecimiento de las grietas en el ensayo de fatiga se realizó con la ayuda de una lupa desplazable de 50 aumentos sujeta al bastidor de la máquina de ensayos, que nos permite situar el error de medida por debajo de 0,02 mm. En estos ensayos se prepararon las dos caras laterales de la probeta hasta llegar a un pulido con pasta de diamante de 1 μm y a continuación se atacó una de las caras con Nital-3% con objeto de observar la trayectoria de la grieta a través de la microestructura de estas fundiciones.

El espesor de las probetas de flexión utilizadas para determinar la tenacidad a fractura fué de 25 mm. a fin de asegurar un estado de deformación plana. Por el contrario, las probetas compactas eran de 10 mm. de espesor y 100 mm. de ancho, y una vez finalizado el ensayo de fatiga, se rompieron para obtener una medida adicional de la tenacidad, aunque en estos casos nunca se pudo asegurar un estado de deformación plana.

3. RESULTADOS

La figura 1 muestra la microestructura general de estas fundiciones. Puede apreciarse en ella la existencia de grafito nodular (aunque con nódulos mal formados), cementita, perlita rodeando a esta última fase y finalmente un constituyente matriz no identificable en esta micrografía.

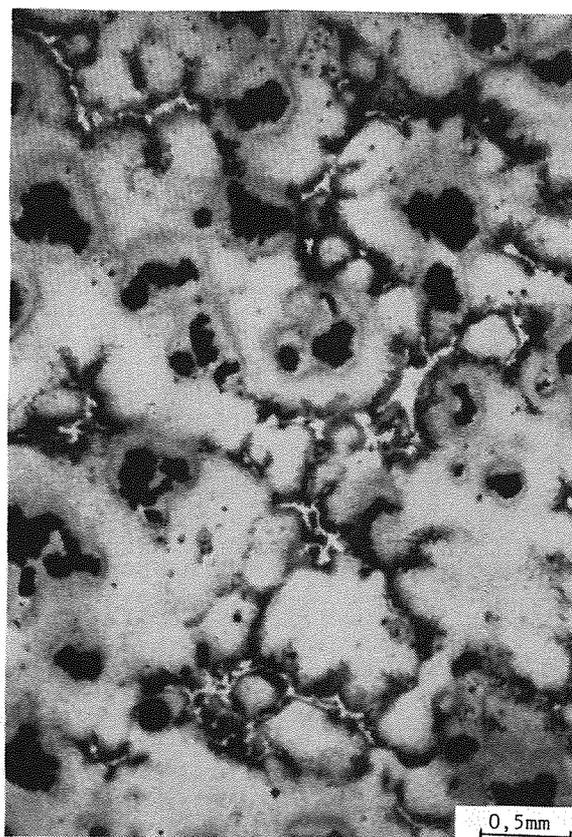


Fig. 1. Microestructura de las fundiciones nodulares aciculares (TT1).

La figura 2 muestra a un mayor número de aumentos esa fase matriz, constituida por ferrita y austenita estable.

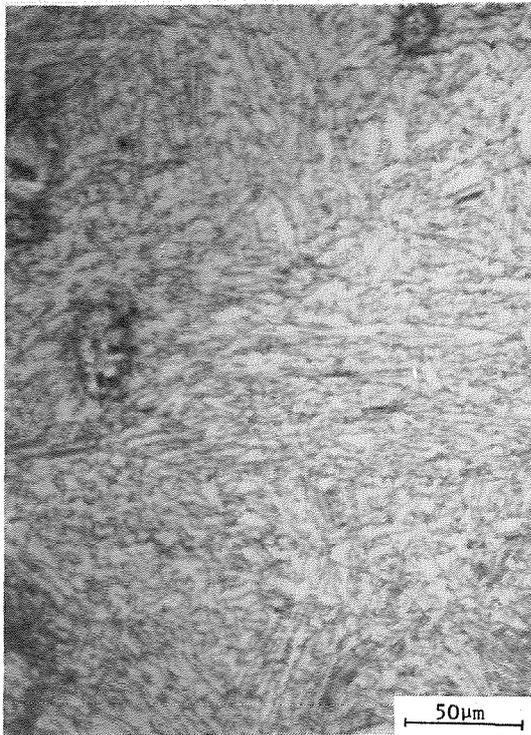


Fig. 2. Fase matriz de las fundiciones nodulares aciculares (TT1).

En la tabla 2 se presentan los resultados de los ensayos de tracción, dureza y microdureza de la fase matriz, para los diferentes tratamientos térmicos. La medida de las microdurezas se realizó con un penetrador Vickers y carga de 200 gramos.

	σ_R (MPa)	A(%)	HRC	HV
TT1	650	2,2	24,8	695
TT2	540	1,0	25,7	605
TT3	525	0,9	30,4	945
TT4	515	0,9	25,4	825
TT5	624	2,0	25,8	500
TT6	600	1,7	28,4	520
TT7	567	1,6	28,6	570
TT8	527	1,1	26,1	785

TABLA 2. Propiedades mecánicas de las fundiciones estudiadas.

la dispersión es grande en esta medida.

Se hace notar un claro aumento de la resistencia mecánica y del alargamiento al disminuir la temperatura de austenización (TT1...TT4) y al aumentar la temperatura del tratamiento isotérmico (TT8...TT5). La microdureza de la fase matriz evoluciona en sentido opuesto .

La tabla 3 refleja los valores de la tenacidad a fractura obtenidos en estos mismos materiales tanto sobre las probetas de flexión, como sobre las probetas compactas una vez finalizado el ensayo de crecimiento de grietas por fatiga. Los valores más altos de la tenacidad medidos con las probetas compactas se justifican dado que el espesor de éstas no era suficiente para asegurar un estado de deformación plana. Por otro lado, en todos estos ensayos, exceptuando el realizado con el tratamiento TT8, se producía una plastificación importante delante de la grieta, de modo que no se cumplía el requisito $P_{m\acute{a}x}/P_0 < 1,10$, exigido por la norma ASTM E399. Esta es la razón por la que los valores K_Q medidos no han podido ser considerados como la tenacidad a la fractura (K_{Ic}) de estas fundiciones. Además se han incluido en la tabla 3 los valores $K_{m\acute{a}x}$ determinados a partir de la carga máxima ($P_{m\acute{a}x}$) obtenida en cada ensayo, que parece ser un parámetro más adecuado para la caracterización de la tenacidad de este tipo de materiales, puesto que la zona plastificada generada delante de la grieta puede desvirtuar el valor K_Q obtenido utilizando el criterio especificado en la propia norma.

	FLEXION 25mm		<i>muente en fatiga. COMPACTA 10mm → No deform. plana.</i>	
	K_Q (MPa. \sqrt{m})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPa. \sqrt{m})	K_Q (MPa. \sqrt{m})	$K_{m\acute{a}x}$ (MPa. \sqrt{m})
TT1	40,4	52,9	48,0	53,9
TT2	42,1	65,4	51,5	57,0
TT3	32,1	40,8	46,4	49,0
TT4	32,9	57,2	-	-
TT5	40,1	55,8	48,5	70,5
TT6	41,3	50,4	56,9	66,9
TT7	35,4	43,6	52,7	55,5
TT8	40,7*	43,1	48,5	52,1

No válido: exastra plastificación

(*) Resultado válido según norma ($K_Q = K_{Ic}$).

TABLA 3. Tenacidad a fractura de las fundiciones estudiadas.

Obsérvese el claro aumento de la tenacidad a fractura de estas fundiciones al hacerlo la temperatura de mantenimiento (TT8 a TT5), y aunque el efecto no sea tan claro, la tenacidad también aumenta al disminuir la temperatura de austenización (TT4 a TT1). En relación con esta última variable el tratamiento térmico TT2 es el mejor. Hemos de destacar de cualquier modo la variabilidad de los resultados obtenidos, dado que los tratamientos denominados TT2 y TT5 son idénticos (véase tablas 2 y 3).

Finalmente, la figura 3 muestra la región lineal de Paris de las curvas de crecimiento de grietas por fatiga de los ocho tratamientos térmicos realizados.

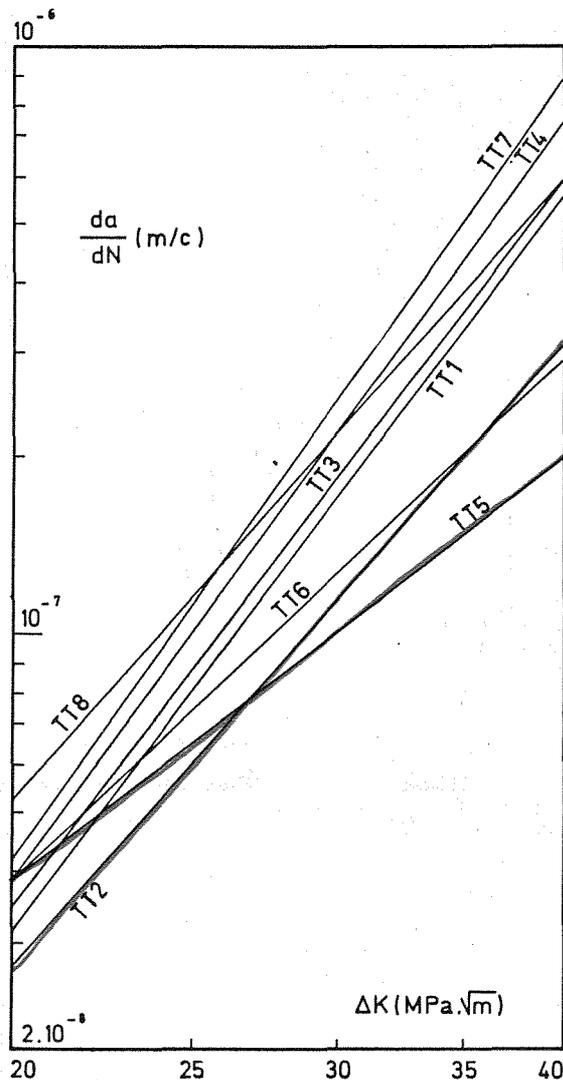


Fig. 3. Región lineal de la curva velocidad de crecimiento de grietas-amplitud del factor de intensidad de tensiones.

La velocidad de crecimiento de grietas por fatiga aumenta al disminuir la temperatura de mantenimiento isotérmico (TT5 a TT8), mientras que en relación con la temperatura de austenización de nuevo el tratamiento TT2 es el más adecuado. Las temperaturas de austenización más altas (tratamientos TT3 Y TT4) dan lugar a mayores velocidades de crecimiento de grietas por fatiga. De nuevo los tratamientos TT2 y TT5, supuestamente idénticos, dan resultados visiblemente diferentes.

Por último, las figuras 4 y 5 muestran la trayectoria seguida por las grietas de fatiga a través de la microestructura de estos mate-

riales. La presencia de grafito, sobre todo aquél con formas alargadas en la dirección de avance de las grietas, es especialmente nociva, dado que la descohesión de las intercaras de grafito en la zona plástica del frente de la grieta genera caminos preferentes para el avance de ésta, tal y como se observa nítidamente en las micrografías anteriores. Además, en algunas ocasiones, véase la micrografía de la figura 6, la fragilidad de la cementita facilita también el crecimiento de las grietas a su través.

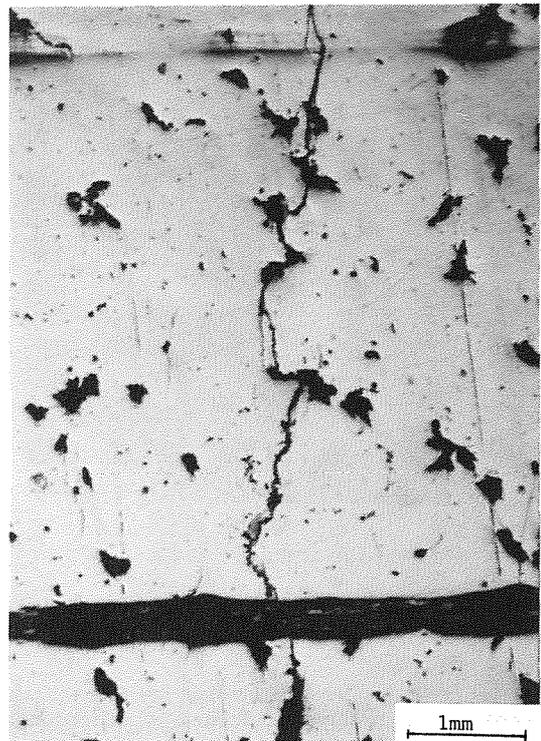


Fig. 4. Trayectoria de la grieta de fatiga (TT4)

4. DISCUSION DE LOS RESULTADOS

La resistencia mecánica, la tenacidad y el comportamiento a fatiga de estas fundiciones mejora con un tratamiento térmico posterior a la solidificación consistente en una austenización a una temperatura moderadamente baja (TT2) seguida de un enfriamiento hasta alcanzar una temperatura de mantenimiento relativamente alta (TT5) y finalmente un revenido para eliminar tensiones internas.

El efecto de disminuir la temperatura de mantenimiento isotérmico es el de aminorar la velocidad de transformación de la austenita (difusión más lenta). Las microestructuras de esta serie de probetas, aunque eran bastante parecidas, mostraban un grado de finura mayor y un menor porcentaje de transformación de la

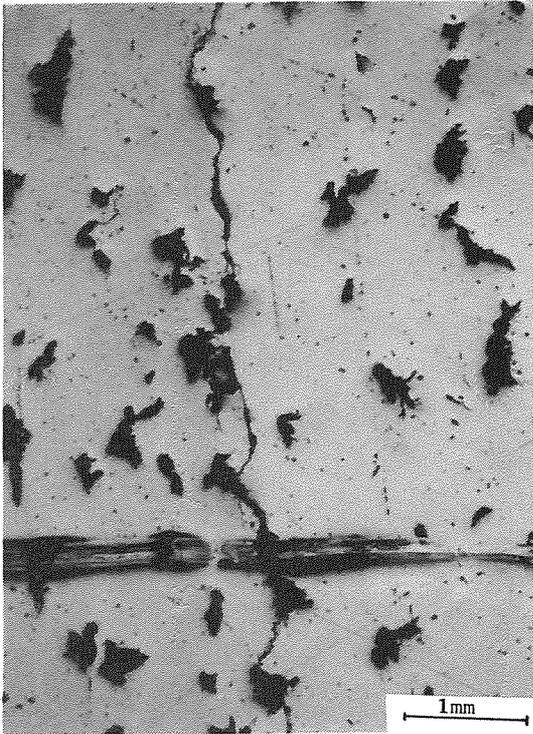


Fig. 5. Trayectoria de la grieta de fatiga (TT3)

austenita en ferrita al disminuir aquella temperatura. Tras el mantenimiento isotérmico de estas fundiciones, la austenita residual, sobresaturada en carbono, es una fase dura y frágil [6], comparada con la ferrita, lo que justifica los efectos observados en relación con la tenacidad a fractura, velocidad de crecimiento de grietas y microdureza. Debe tenerse en cuenta que las microestructuras de todas estas fundiciones no presentaron nunca cantidades significativas de martensita o de algún otro constituyente similar a las bainitas de los aceros, debido al elevado contenido de elementos de aleación de su composición química: La temperatura inicio de la transformación martensítica es inferior a la ambiente, y este hecho a su vez confirma la estabilidad de la austenita residual de estas microestructuras.

Por lo que respecta a la temperatura de austenización, su efecto principal reside en el aumento de solubilidad del carbono en la austenita al hacerlo aquella temperatura. La austenita es así más estable y las transformaciones de todo tipo, se retrasan en el posterior enfriamiento. Esta es la causa de la disminución del porcentaje de perlita y de la presencia de una fase matriz más fina y con menos austenita transformada en las muestras tratadas a las temperaturas mayores. De acuerdo con estos hechos, la justificación del descenso de la tenacidad y del aumento de la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga y de la microdureza, es idéntica a la ya descrita a propósito de la otra serie de probetas.

Las diferencias de comportamiento mecánico observadas al comparar los tratamientos térmicos TT2 y TT5 (supuestamente idénticos) pueden atribuirse a la dificultad de reproducir exactamente los tratamientos en el horno de laboratorio, especialmente la fase de enfriamiento de todas estas muestras, que pretendíamos no fuera muy diferente del enfriamiento de los verdaderos cilindros.

5. CONCLUSIONES

La morfología del grafito, y en menor medida, la de la cementita son los elementos microestructurales que tienen una mayor influencia en el comportamiento mecánico en presencia de grietas de las fundiciones aciculares utilizadas en la fabricación de cilindros de laminación. En relación con el resto de las fases presentes en proporciones modificables por tratamiento térmico, la microestructura más resistente se logra evitando las temperaturas de austenización excesivas y simultáneamente utilizando temperaturas de mantenimiento isotérmico altas.

En ninguno de los tratamientos térmicos realizados se detectaron cantidades significativas de martensita, lo que demuestra la estabilidad de la austenita retenida de la fase matriz.



Fig. 6. Trayectoria de la grieta de fatiga (TT4)

6. AGRADECIMIENTOS.

Este trabajo ha sido desarrollado en el marco de un proyecto de investigación realizado por la Universidad de Oviedo en colaboración con la empresa Fundición Nodular S.A. de Lugones (Asturias) y financiado por la Fundación para la Investigación Aplicada y la Tecnología (FICYT) del Principado de Asturias.

7. REFERENCIAS

- [1] Harding R.A. (Noviembre 1987) "La production, les propriétés et les applications des fontes G.S. bainitiques" Hommes et Fonderie, pp. 21-35.
- [2] Béchet S. (1984) "Fontes aciculaires, fontes bainitiques". Traitement Thermique, 187, pp-27-36.
- [3] Tartera J. y otros (1989) "Las propiedades mecánicas de las fundiciones nodulares austempladas (ADI), comportamiento a fatiga". Anales de Ingeniería Mecánica, Vol.1, año 7, pp-241-246.
- [4] Ji-Liang Doong y Chun-Sheng Chen (1989). "Fracture toughness of bainitic nodular cast iron". Fatigue Fract. Engng. Mater. Struc. Vol.12, nº2, pp. 155-165.
- [5] García Castañón y otros (1987). "Influencia de la microestructura en el comportamiento a fatiga de aceros de cilindros de laminación. Anales de Mecánica de Fractura, 4, pp. 315-325.
- [6] Klug R.C., Hintz M.B. y Rundman K.B. (Mayo 1985) "Embrittlement of austempered nodular irons: grain boundary phosphorus enrichment resulting from precipitate decomposition Metallurgical Transactions A., Vol. 16A, pp. 797-805.

INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO A 475 °C SOBRE LA VELOCIDAD DE PROPAGACION DE GRIETAS DE FATIGA EN UN ACERO INOXIDABLE AUSTENO-FERRITICO

Iturgoyen, L. y Anglada, M.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Universidad Politécnica de Catalunya
Avd. Diagonal, 647
08028-Barcelona

Resumen.- Se ha estudiado la influencia del envejecimiento a 475 °C sobre la propagación de grietas de fatiga en el acero inoxidable austeno-ferrítico UNS S31803 (Avesta 2205). Se ha observado que en el acero recocido el valor umbral del factor de intensidad de tensiones para la propagación disminuye al aumentar el valor de R y que la velocidad de propagación a velocidades intermedias aumenta con el tiempo de envejecimiento. La influencia de R disminuye en el acero envejecido. Los resultados obtenidos se discuten en términos del efecto de cierre de la grieta y de los cambios microestructurales que tienen lugar en la fase ferrítica durante el envejecimiento a 475 °C.

Abstract.- The influence of ageing at 475 °C on fatigue crack propagation has been studied in the duplex stainless steel UNS S31803 (Avesta 2205). It has been shown that in the annealed steel the stress intensity factor threshold for crack propagation velocity at intermediate velocities increases with ageing time. The influence of R on the fatigue threshold diminishes in the aged steel. The results are discussed in terms of the influence of crack closure on the fatigue threshold and in terms of the changes in the microstructure of the ferrite during ageing at 475 °C.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidables austeno-ferríticos poseen una estructura bifásica compuesta por ferrita y austenita, lo cual les confiere unas excelentes propiedades mecánicas así como una alta resistencia a la corrosión en medios corrosivos tales como, por ejemplo, en la extracción de gas y petróleo y en medios salinos. Cuando estos aceros son expuestos a temperaturas elevadas, tal como ocurre durante el enfriamiento después del tratamiento de recocido a alrededor de 1050 °C, pueden ocurrir distintas reacciones de precipitación si el cambio de temperatura no es suficientemente rápido. Esto hace que la metalurgia física de los aceros inoxidables austeno-ferríticos sea bastante compleja [1].

Una de estas reacciones produce una fuerte fragilización en un intervalo de temperatura alrededor de 475

°C. La anchura de este intervalo no es conocida con exactitud, principalmente debido a que a bajas temperaturas el tiempo de envejecimiento necesario para detectar la fragilización es extremadamente largo. Sin embargo, a 475 °C son suficientes algunas pocas horas para observar una rápida caída en la energía absorbida en el impacto en el ensayo de resiliencia.

La fragilización está relacionada con la aparición de la fase α' en la ferrita, la cual tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo y es una fase rica en Cr. Según cual sea la composición de la ferrita y la temperatura de envejecimiento, la descomposición de la ferrita tiene lugar mediante la nucleación y crecimiento de la fase α' , o bien vía descomposición espinodal [2]. La descomposición espinodal es un proceso mediante el cual se pro-

ducen fluctuaciones en la composición de Cr cuya amplitud crece paulatinamente con el tiempo hasta formarse la fase de equilibrio α' . Es decir, tiene lugar por la difusión en contra del gradiente de concentración, aunque obviamente en la dirección dictada por el gradiente de energía libre de Gibbs. El inicio de la descomposición es difícil de detectar por medio de las técnicas usuales de microscopía electrónica y rayos X debido a que el Fe y el Cr tienen un poder dispersor de los rayos X muy similar. Además, las zonas ricas en Cr y las deformaciones de coherencia entre éstas y la matriz son muy pequeñas debido al tamaño similar de los átomos de Cr y Fe.

Existen muy pocos estudios de la resistencia de estos materiales a la propagación de grietas de fatiga. Wasén et al. [3] encontraron que la laminación en frío de la estructura bandeada original obtenida por laminación en caliente aumenta el umbral de fatiga. Existen muchos detalles importantes escasamente estudiados respecto a la influencia de la microestructura sobre el umbral de fatiga y sobre la velocidad de propagación de las grietas. En el trabajo presente, se pretende abordar un aspecto apenas conocido como es la influencia del tratamiento a 475 °C sobre la velocidad de propagación de las grietas de fatiga. También se examina la influencia del factor R sobre el valor umbral del factor de intensidad de tensiones, ya que la estructura bifásica del material estudiado en principio puede presentar una alta resistencia al inicio de la propagación de grietas de fatiga, tal como ha sido observado en otras aleaciones compuestas por dos fases [4].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero estudiado fué elaborado por Avesta (Avesta 2205, UNS S31803) y fué suministrado en forma de barras cilíndricas de 50 mm. de diámetro. El acero fué conformado en el intervalo de temperatura entre 950 y 1050 °C, recocido a 1050 °C y finalmente enfriado en agua. La composición química nominal del acero se muestra en la Tabla 1.

TABLA 1. Composición química del acero UNS S31803.

C	N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
0.025	0.13	1.6	0.3	22.0	5.5	3.0	Balance

Para aprovechar al máximo el material y al mismo tiem-

po extraer probetas de las máximas dimensiones se mecanizaron probetas en forma de disco (DT) de 48.6 mm de diámetro con un espesor de 5 mm. para el estudio de la velocidad de propagación de grietas de fatiga tal como se indica en la Fig. 1. Las probetas fueron entalladas en la dirección radial y el fondo de la entalla se hizo más agudo mediante un disco de corte adiamantado muy fino. La dirección de la entalla, por consiguiente, es perpendicular a la estructura bandeada de ferrita y austenita. Las probetas fueron sujetadas a la máquina de fatiga mediante unos bulones a través de los orificios circulares de las probetas y unas mordazas en forma de horquilla.

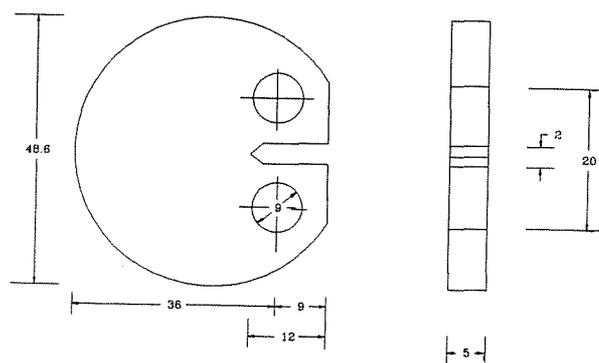


Fig. 1. Geometría de la probeta DT para el ensayo de propagación de grietas de fatiga.

Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica de fatiga Instron a una frecuencia alrededor de 30 Hz, en el medio del laboratorio y a una temperatura de 21 °C.

La extensión de la grieta fué medida directamente en la superficie de las probetas mediante un microscopio óptico móvil con tornillo micrométrico acoplado a la máquina de fatiga. Inicialmente se aplicaron cargas cíclicas de magnitud creciente hasta observar el inicio de la propagación de la grieta. Entonces la amplitud de la carga fué disminuída paulatinamente hasta que la grieta se detuvo. A continuación se aumentó la carga ligeramente hasta que se observó que la grieta se extendía de nuevo y a partir de este momento se empezó a medir la velocidad de propagación manteniendo siempre fija la carga máxima aplicada así como el valor del cociente entre las cargas mínima y máxima aplicadas en cada ciclo. De esta manera se pretende minimizar la influencia de la zona plástica producida inicialmente al aplicar cargas relativamente grandes para iniciar la grieta de fatiga sobre la velocidad de propagación posterior. Los ensayos se realizaron tanto en probetas de acero en la condición de recepción, es decir, recocidas a 1050 °C,

así como en probetas expuestas a la temperatura de 475 °C durante tiempos distintos.

Por otra parte, en orden a estimar la variación del límite elástico de cada una de las fases presentes con el tiempo de envejecimiento se determinó la evolución de la microdureza Vickers de ambas fases aplicando una carga de 25 gr. También se prepararon probetas de resistencia tipo Charpy de sección cuadrada de 10 mm de lado extraídas en la dirección paralela al eje del redondo de partida.

Finalmente, se han realizado algunos ensayos para determinar la tenacidad a la fractura por medio de la determinación de la integral J a partir del método basado en las descargas parciales en una sola probeta. Para ello se prepararon probetas de flexión por tres puntos con las dimensiones indicadas en la Fig. 2. La extensión estable de la grieta se determinó a partir de la medida de los registros carga-COD durante descargas parciales de alrededor del 20% de la carga, siguiendo la norma E-813 de la ASTM.

Las superficies de fractura fueron analizadas mediante un microscopio electrónico de barrido.

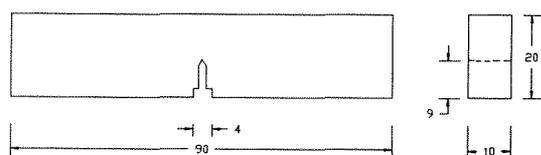


Fig. 2. Geometría de la probeta de flexión por tres puntos para la determinación de la Integral J del material.

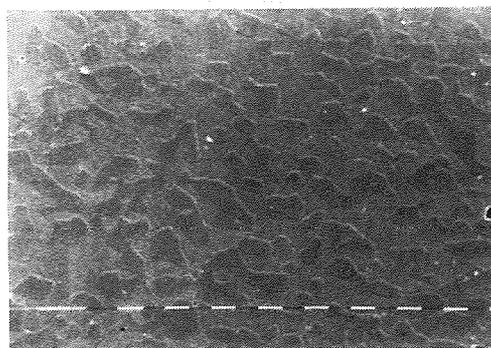
3. RESULTADOS

La microestructura del acero estudiado está formada por aproximadamente 45% de ferrita y 55% de austenita. El tamaño de grano es de aproximadamente 10 μm. En la Fig. 4 se muestra el aspecto de la microestructura en las direcciones longitudinal y transversal. Obsérvese la estructura bandeada en ambas fases; la fase continua es la fase α. La composición química de las fases determinada por Wahlberg y Dunlop [5] mediante análisis por STEM/EDX en este mismo acero (Tabla 2) pone de manifiesto la partición de los elementos ferritizantes hacia la ferrita y la de los elementos austenizantes hacia la austenita. Nótese que la cantidad de nitrógeno en cada una de las fases es muy diferente. Esto se debe a que el nitrógeno es un elemento con alto poder gammágeno, el cual, además, aumenta sensiblemente el límite

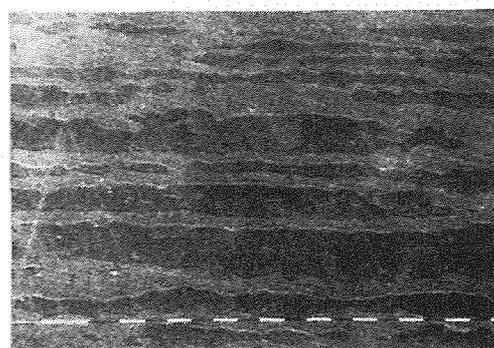
elástico de la austenita sin, aparentemente, disminuir la tenacidad de los aceros inoxidable austeníticos [6]. Por otro lado, la composición de la ferrita está en el intervalo correspondiente a los aceros inoxidable superferríticos. Un acero de esta familia ha sido recientemente estudiado por los autores [7], el cual tiene una composición similar a la ferrítica del acero estudiado en el presente trabajo.

TABLA 2. Composición química de la ferrita (α) y la austenita (γ).

Fase	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
α	0.039	0.1	1.3	25.5	3.4	2.6	67.2
γ	0.225	0.0	1.4	21.9	6.4	1.8	68.6



(a)



(b)

Fig. 3. Microestructuras del acero (a) en la dirección transversal y (b) en la dirección longitudinal a la de conformado.

Los resultados de los ensayos de tracción realizados en probetas cilíndricas del material recocido fueron los siguientes: $\sigma_{0.2\%} = 484$ MPa, $\sigma_m = 699$ MPa y $A = 37\%$, donde $\sigma_{0.2\%}$ es el límite elástico determinado a una deformación plástica del 0.2%, σ_m es la resistencia máxima a la tracción y A es el alargamiento porcentual en una longitud de 50 mm.

En la Fig. 4 se ha representado la disminución de la energía absorbida en el impacto en el ensayo de resiliencia en probetas de tipo Charpy en función del tiempo de envejecimiento a 475 °C. Nótese que la energía absorbida en el acero recocido es muy elevada (superior a 200 J), pero disminuye rápidamente con el tiempo de envejecimiento alcanzando valores de aproximadamente 23 J después de tiempos de envejecimiento de alrededor de 25 horas. También se ha representado en la misma Fig. 4 la energía absorbida en el impacto por un acero superferrítico y puede observarse que en este último caso que la energía absorbida es menor y que para tiempos de envejecimiento largos, también alcanza valores inferiores a los correspondientes al acero austeno-ferrítico.

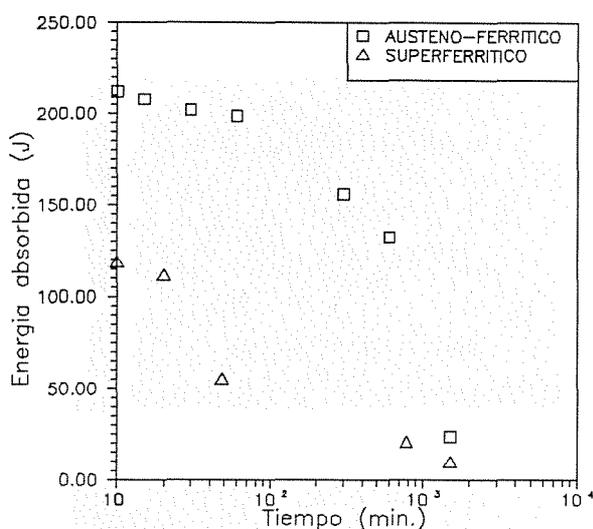


Fig. 4. Representación de la energía absorbida en el impacto en el ensayo de resiliencia para el acero austeno-ferrítico y un acero superferrítico en función del tiempo de envejecimiento.

La influencia del envejecimiento a 475 °C sobre la microdureza Vickers de ambas fases se ilustra en la Fig. 5. Cada punto representa el valor medio de 15 determinaciones. Obsérvese que en estado recocido la dureza de que los aceros inoxidable austeníticos con menor contenido en nitrógeno poseen durezas menores [5]. Puede apreciarse como el tratamiento a 475 °C aumenta sustancialmente la dureza de la ferrita, mientras que la dureza de la austenita sólo varía ligeramente.

En los ensayos para determinar la velocidad de propagación de la grieta por fatiga, para el cálculo del factor de intensidad de tensiones se utilizó la expresión propuesta en la norma E-399-81 de la ASTM para probetas entalladas, en forma de disco (DT) y prefisuradas por fatiga:

$$K_I = (P/BW^{1/2})f(a/W) \quad (1)$$

donde

$$f(a/W) = [(2 + a/W)(0.76 + 4.8a/W - 11.58(a/W)^2 + 11.43(a/W)^3 - 4.08(a/W)^4)/(1 - a/W)^{3/2}] \quad (2)$$

válida para valores de a/W comprendidos entre $0.2 < a/W < 1$. P es la carga aplicada, B el espesor de la probeta, a la longitud de la grieta medida desde la línea de aplicación de la carga y W es la anchura de la probeta.

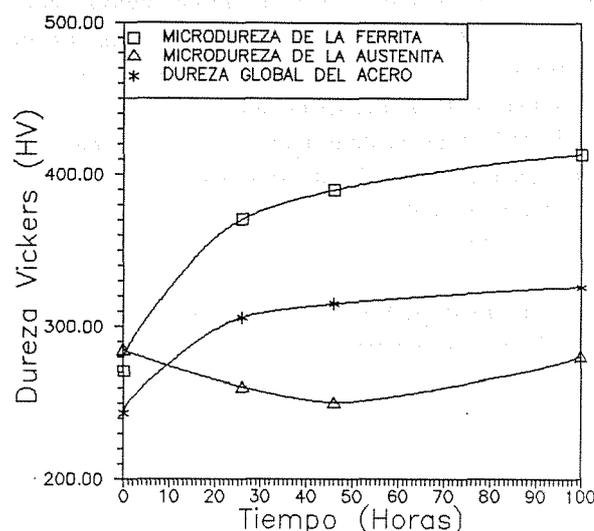


Fig. 5. Representación de la microdureza Vickers de ambas fases del acero y la dureza Vickers global del acero en función del tiempo de envejecimiento.

Los resultados de los ensayos de propagación de grietas de fatiga se presentan mediante gráficas del logaritmo de la velocidad de propagación en función del logaritmo de la variación nominal del factor de intensidad de tensiones en cada ciclo, ΔK , es decir:

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} \quad (3)$$

siendo $K_{\text{máx}}$ y $K_{\text{mín}}$ los valores extremos del factor de intensidad de tensiones en cada ciclo. A pesar de la dispersión inherente en este tipo de medidas se puede ajustar una línea recta a través de los puntos experimentales en el caso de velocidades de propagación "intermedias", es decir, en la región en la que se cumple la relación de Paris-Erdogan:

$$da/dN = A\Delta K^n \quad (4)$$

donde A y n son constantes.

En la Fig. 6 se han representado los resultados obtenidos para $R=0.1$ en probetas envejecidas durante diferentes tiempos. Los valores correspondientes de A y n se indican en la Tabla 3. Puede apreciarse que la velocidad de propagación aumenta con el tiempo de envejecimiento, fundamentalmente debido al aumento en el valor del exponente n , es decir, en el valor de la pendiente de las rectas trazadas a lo largo de los puntos experimentales correspondientes a velocidades intermedias. Después de 46 horas de envejecimiento la velocidad de propagación apenas depende del tiempo de envejecimiento, tal como se desprende al comparar las rectas correspondientes a tiempos de envejecimiento de 46 y 100 horas.

TABLA 3. Valores de los coeficientes n y A de la relación de Paris-Erdogan para $R=0.1$.

Tiempo de envejecimiento	n	A ($m^{(1-n/2)}/MPa^n \cdot ciclo$)
Sin envejecer	3.19	$1.35 \cdot 10^{-12}$
Envejecida 26 horas	4.21	$5.23 \cdot 10^{-14}$
Envejecida 46 horas	4.23	$1.08 \cdot 10^{-13}$
Envejecida 100 horas	4.47	$4.02 \cdot 10^{-14}$

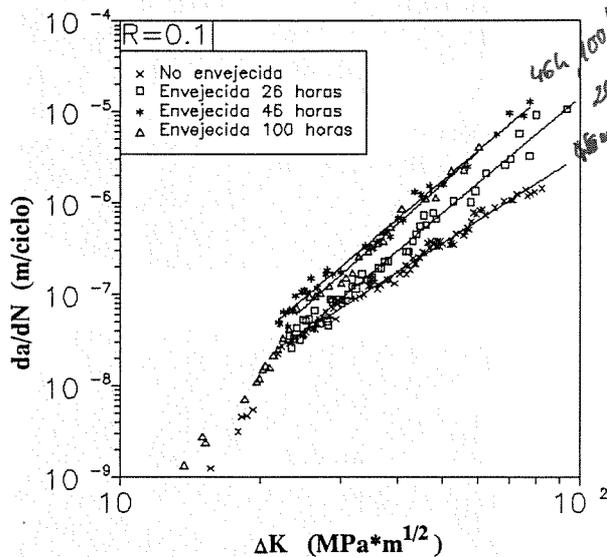


Fig. 6. Representación de da/dN frente ΔK , para $R=0.1$.

El envejecimiento a $475^\circ C$ durante 100 horas apenas afecta a la velocidad de propagación de la grieta en el caso de $R=0.7$ tal como puede apreciarse en la Fig. 7. Los valores correspondientes de A y n para este caso se indican en la Tabla 4.

TABLA 4. Valores de los coeficientes n y A de la relación de Paris-Erdogan para $R=0.7$.

Tiempo de envejecimiento	n	A ($m^{(1-n/2)}/MPa^n \cdot ciclo$)
Sin envejecer	2.82	$8.21 \cdot 10^{-12}$
Envejecida 100 horas	3.19	$2.86 \cdot 10^{-12}$

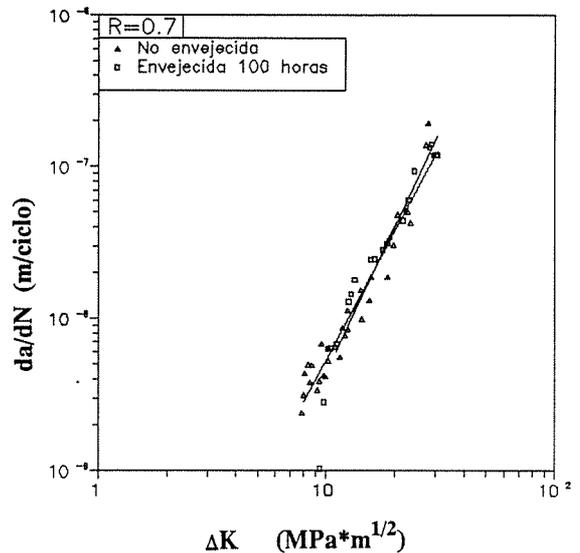


Fig. 7. Representación de da/dN frente ΔK , para $R=0.7$.

La influencia del factor R sobre la velocidad de propagación se ilustra en las Figs. 8 y 9 para el acero no envejecido y para el acero envejecido durante 100 horas, respectivamente. La influencia de R es especialmente notable en el caso del acero no envejecido, puesto que el valor umbral, ΔK_{th} (valor de ΔK para una velocidad de propagación de 10^{-9} m/ciclo) cambia desde $\Delta K_{th} \approx 15$ $MPa \cdot m^{1/2}$ para $R=0.1$ a $\Delta K_{th} \approx 6$ $MPa \cdot m^{1/2}$ para $R=0.7$. Por otra parte, en el caso del acero envejecido durante 100 horas, el valor umbral de ΔK es menos sensible al valor de R , ya que $\Delta K_{th} \approx 13$ $MPa \cdot m^{1/2}$ para $R=0.1$ y $\Delta K_{th} \approx 9$ $MPa \cdot m^{1/2}$ para $R=0.7$. En todo caso, ΔK_{th} disminuye a medida que R aumenta. Tanto para $R=0.1$ como para $R=0.7$ el envejecimiento a $475^\circ C$ tiende a disminuir ligeramente el valor de ΔK_{th} .

Las observaciones factográficas realizadas de la superficie de fractura del acero no envejecido se presentan en las Figs. 10 y 11. En el caso de $R=0.1$, en la zona de velocidades de propagación bajas e intermedias, es frecuente encontrar asperezas aplastadas por el contacto de las superficies de la grieta (Fig. 10 (a)). En general, tanto para $R=0.1$ como para $R=0.7$ la superficie está compuesta por pequeñas estrías, las cuales ponen de

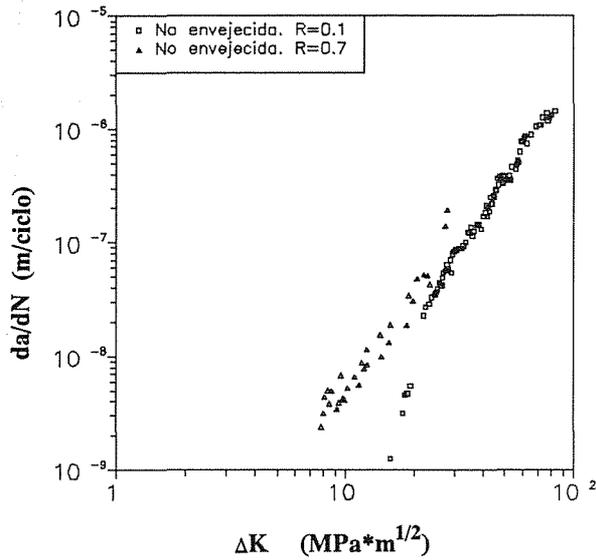


Fig. 8. Comparación de las curvas de Log da/dN-ΔK para el acero sin envejecer, en los casos R = 0.1 y R = 0.7.

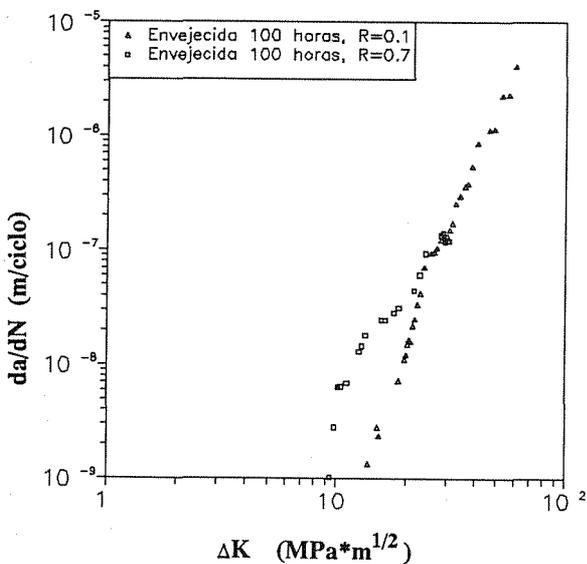
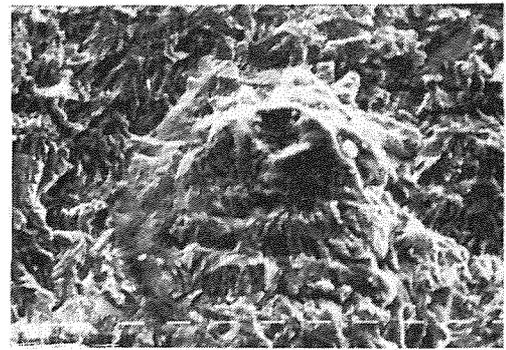
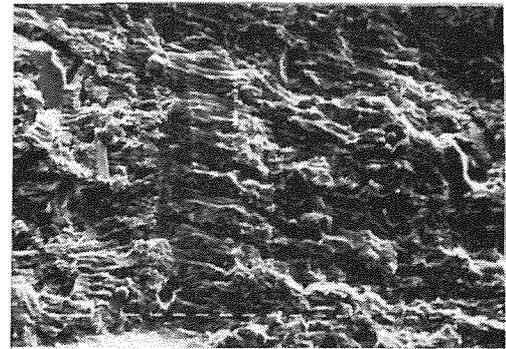


Fig. 9. Comparación de las curvas de Log da/dN-ΔK para el acero envejecido 100 horas, en los casos R = 0.1 y R = 0.7.

manifiesto la deformación plástica responsable del crecimiento de la grieta. En las superficies de fractura por fatiga de las probetas envejecidas a 475 °C durante 100 horas, se observan regiones en que la grieta se ha propagado de forma intergranular. Las estrías son menos abundantes y están más separadas. A medida que aumenta la velocidad de propagación aparecen grandes facetas de clivaje, las cuales corresponden a las bandas de ferrita (Fig. 12 y 13). En la región de velocidades de propagación altas, la propagación ocurre por clivaje no tan solo en la ferrita, sino también en la austenita (Fig. 12 (b)). La influencia de R sobre las superficies de fractura se traduce en que la superficie de fractura para



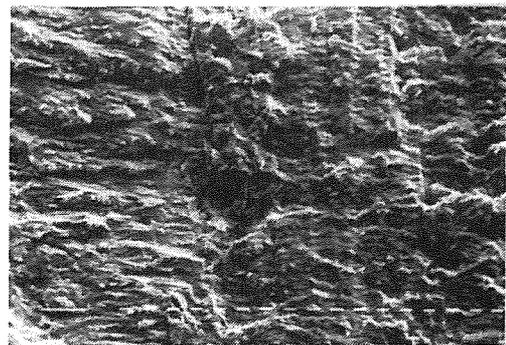
(a)



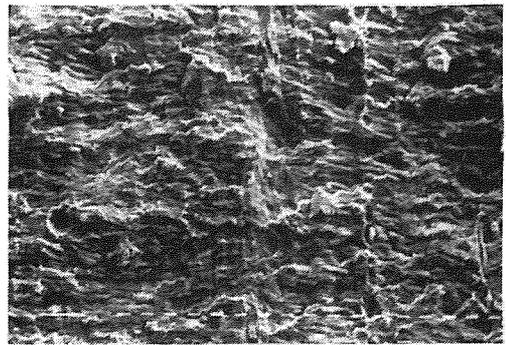
(b)

Fig. 10. Superficies de fractura de la probeta sin envejecer para R = 0.1: (a) zona cercana al umbral; (b) zona de velocidades intermedias. Cada raya horizontal son 10 μm.

superficie opacada debido al contacto entre las superficies.



(a)



(b)

Fig. 11. Superficies de fractura de la probeta sin envejecer para R = 0.7: (a) zona cercana al umbral; (b) zona de velocidades intermedias. Cada raya son 10 μm.

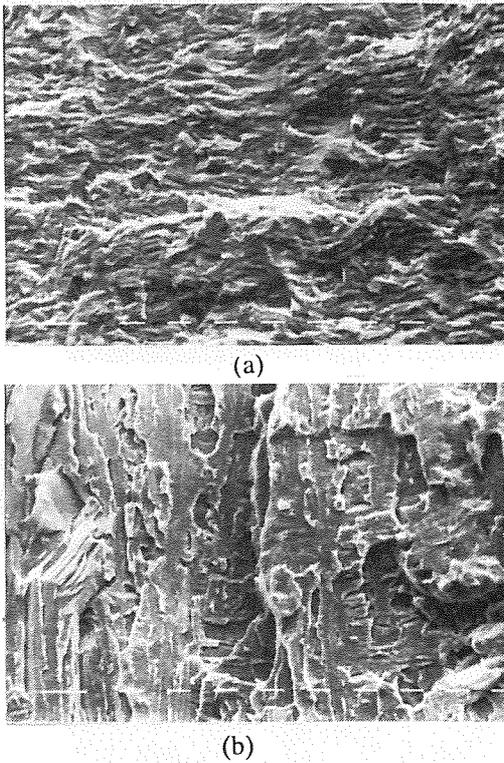


Fig. 12. Superficies de fractura de la probeta envejecida 100 horas a 475 °C para R = 0.1: (a) zona cercana al umbral; (b) zona de velocidades intermedias. Cada raya son 10 μm.

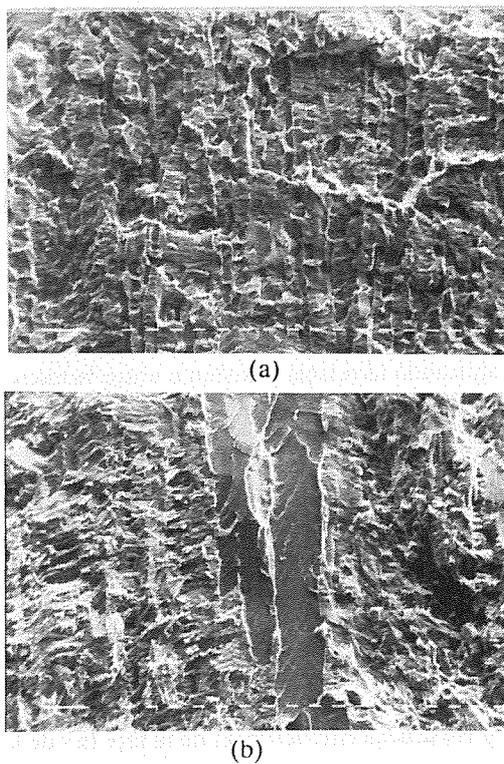


Fig. 13. Superficies de fractura de la probeta envejecida 100 horas a 475 °C para R = 0.7: (a) zona cercana al umbral; (b) zona de velocidades intermedias. Cada raya son 10 μm.

R = 0.1 tiene un caracter más dúctil que para R = 0.7, y se observa (para R = 0.1) alguna zona en que se aprecian que ha existido contacto entre las superficies de fractura.

Finalmente, el aspecto de la superficie de rotura estática final de las probetas de fatiga es completamente distinta para el acero no envejecido y para el acero envejecido 100 horas (Fig. 14). En el primer caso se observan las microcavidades típicas de la rotura dúctil, mientras que en el segundo se aprecia una superficie de rotura por clivaje.

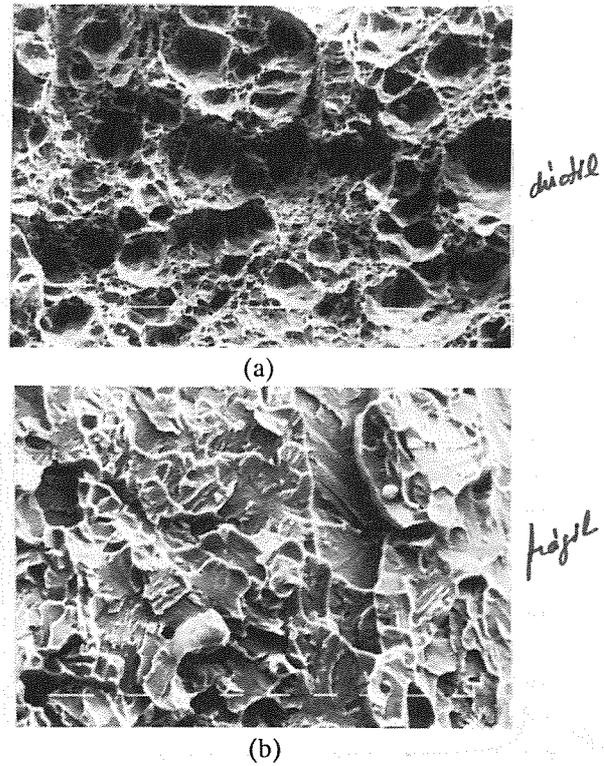


Fig. 14. Superficie de fractura de la zona de rotura estatica final: (a) acero sin envejecer; (b) acero envejecido 100 horas a 475 °C. cada raya horizontal son 100 μm en (a) y 10 μm en (b).

Se pensó que utilizando probetas de 10 mm de espesor se podría determinar el valor crítico de J en un intervalo relativamente amplio de tiempos de envejecimiento. Sin embargo, se ha encontrado que incluso después de 25 horas de envejecimiento a 475 °C no es posible determinar el valor de J_{Ic} (Figs. 15 y 16), debido al rápido aumento de J con la extensión de la grieta, es decir, se cumple $dJ/da > \sigma_y$ lo cual invalida el ensayo para la determinación del valor crítico. En la Fig. 17 (a) se muestra el aspecto de la frontera entre las superficies de fatiga y la correspondiente al inicio de la propagación estable para el acero envejecido durante 25 horas. Nótese el aspecto dúctil de la rotura estática

Al ensayar probetas envejecidas durante 100 horas a 475 °C, se encontró que la fragilización es demasiado acentuada para producir una propagación estable de la grieta durante el ensayo de determinación de J_{Ic} por descargas parciales. La fractura estática es predominantemente por clivaje, tal como puede apreciarse en la Fig. 17 (b).

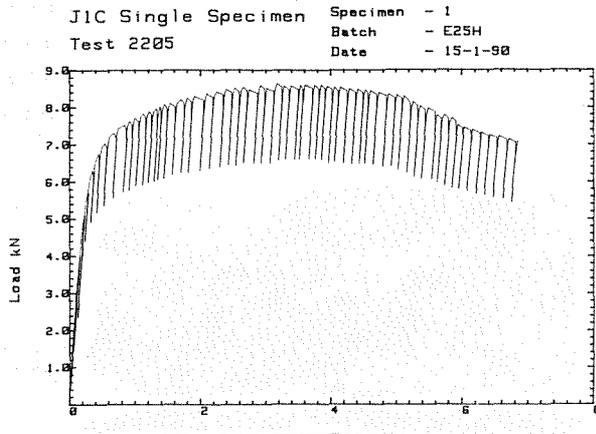


Fig. 15. Gráfica de la carga en función del COD en el ensayo de integral J por descargas parciales de la probeta envejecida 25 horas.

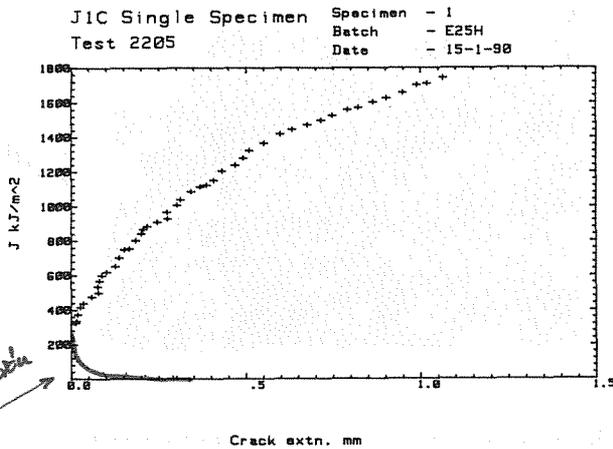
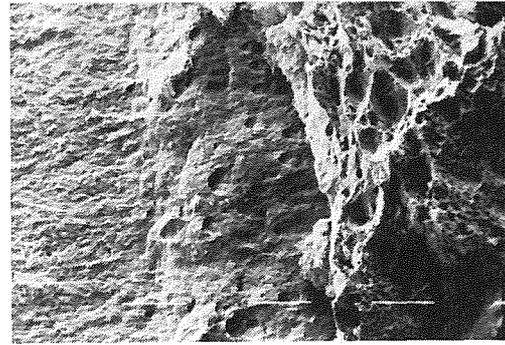


Fig. 16. Gráfica de la variación de la integral J con Δa .

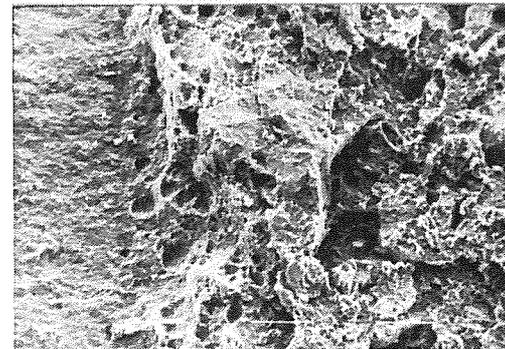
4. DISCUSION.

Al comparar los resultados de la energía absorbida en el impacto en el ensayo de resiliencia para el acero austeno-ferrítico (Fig. 4), se pone en evidencia la influencia positiva de la austenita tanto en el material envejecido como después del envejecimiento a 475 °C.

La medida de la microdureza en ambas fases en función del tiempo de envejecimiento pone de manifiesto que es en la fase ferrítica en la cual se producen los cambios microestructurales más importantes. Tal como se ha indicado en la introducción, éstos consisten en la descom-



(a)



(b)

Fig. 17. Frontera entre la superficie de fractura por fatiga y la superficie de fractura estática: (a) acero envejecido 25 horas; (b) acero envejecido 100 horas. Cada raya son 100 μm .

posición espinodal de esta fase en zonas ricas de Cr y zonas ricas en Fe. En un trabajo anterior [7] en un acero superferrítico se ha demostrado por difracción de neutrones a ángulos pequeños como evolucionan con el tiempo la amplitud de las fluctuaciones de concentraciones de Cr.

Es interesante señalar que a partir de las microdurezas medidas, aplicando la relación existente entre la microdureza, H, (definida como el cociente entre la carga y el área proyectada) y el límite elástico, σ_y , es decir,

$$H \approx 3 \cdot \sigma_y \tag{5}$$

es posible estimar el límite elástico del material utilizando la regla de las fases:

$$\sigma_y = f_\alpha \cdot (H_\alpha/3) + f_\gamma \cdot (H_\gamma/3) \tag{6}$$

donde H_α y H_γ son las microdurezas de la ferrita y de la austenita respectivamente, y f_α y f_γ son las fracciones de volumen de cada una de estas fases. El resultado se presenta en la Fig. 18 donde puede observarse que el límite elástico medido experimentalmente en el acero no envejecido coincide prácticamente con el calculado me-

diente la ecuación (6) a partir de las medidas de las microdurezas. En el caso del acero envejecido el límite elástico no ha sido medido experimentalmente, por consiguiente no es posible compararlo con el valor calculado.

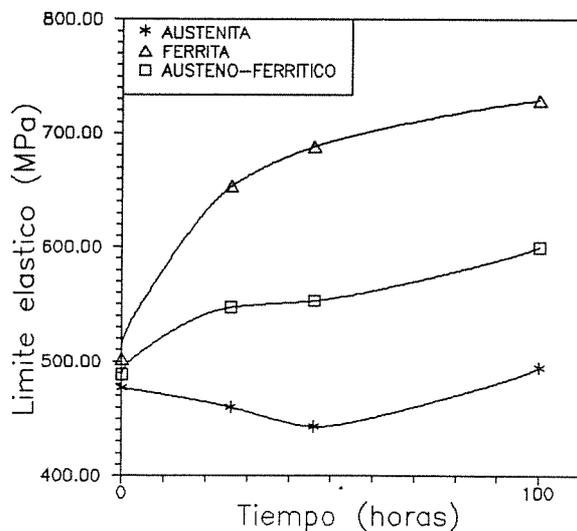


Fig. 18. Variación del límite elástico con el tiempo de envejecimiento.

La influencia del envejecimiento sobre la velocidad de propagación en el regimen de Paris puede explicarse mediante un modelo propuesto por Saxena y Antolovich [8] en el cual la propagación de la grieta por fatiga es tratada como un proceso de fatiga oligocíclica que tiene lugar a escala muy pequeña en la zona adyacente a la punta de la grieta ("zona de proceso"). Según este modelo la velocidad de propagación puede expresarse mediante la siguiente ecuación:

$$da/dN = 4(0.7/24 \cdot \pi \cdot \sigma_y \cdot \epsilon_f \cdot E)^{1/c} \cdot (1/l^{1/c-1}) \cdot (\Delta K)^{2/c} \quad (7)$$

donde σ_y es el límite elástico cíclico, ϵ_f es el coeficiente de ductilidad a fatiga, E el módulo de elasticidad, l la longitud de la zona de proceso y c el valor absoluto del exponente de la ecuación de Coffin-Manson.

Comparando la expresión (7) con la relación de Paris-Erdogan (4), se obtiene:

$$A = 4 \cdot l \cdot (0.7/24 \cdot \pi \cdot \sigma_y \cdot \epsilon_f \cdot E)^{1/c} \quad (8)$$

$$n = 2/c \quad (9)$$

El envejecimiento a 475 °C afecta fundamentalmente a la fase ferrítica. Por consiguiente si extrapolamos los resultados de fatiga oligocíclica obtenidos en el acero su-

perferrítico mencionado anteriormente al acero presente, tenemos que el hecho de que n aumente con el envejecimiento es consistente con la disminución en c observada en la relación de Coffin-Manson para el acero envejecido [9]. Por otro lado, si suponemos que el envejecimiento no afecta al producto $\sigma_y \cdot \epsilon_f \cdot E$ (puesto que el aumento de σ_y se compensa por la disminución de ϵ_f), y si no consideramos la posible variación en la longitud de la zona de proceso (ya que siempre esta comprendida entre 10 y 100 μm [7]) entonces una disminución de c en el material envejecido conduce a valores de A más pequeños (puesto que el término dentro del paréntesis es inferior a la unidad). Por otra parte, la ecuación predice una disminución en la velocidad de propagación al aumentar l si los otros parámetros permanecen constantes. En el acero envejecido se producirá una disminución en l debido al aumento en el límite elástico de la fase ferrítica y por consiguiente a un aumento en la velocidad de propagación.

La influencia del factor R en la velocidad de propagación de la grieta en el acero no envejecido, así como en el acero envejecido 100 horas, tiene su origen en el fenómeno de cierre de la grieta. Aunque no se han realizado medidas sistemáticas, el fenómeno ha sido puesto de relieve mediante un extensómetro colocado en la abertura de la entalla y se ha puesto de manifiesto para $R = 0.1$ que a aproximadamente la mitad del valor máximo aplicado de ΔK se produce una desviación de la linealidad entre la carga y el COD, para valores pequeños de la velocidad de propagación. Es decir, ocurre contacto entre las superficies de la grieta antes de alcanzar el valor mínimo de K . Se han propuesto diversos mecanismos responsables del efecto de cierre de la grieta, los cuales han sido revisados por Suresh y Ritchie [4]. En el caso presente de una microestructura bifásica, el mecanismo operativo más importante usualmente es el cierre de la grieta provocado por las asperezas de la superficie de fractura. Sobre todo, este mecanismo ha sido puesto en evidencia en aceros duales ferrítico-martensíticos [10], en los cuales el camino seguido por la grieta es un camino errante debido a que es desviada por la microestructura, lo cual produce una superficie de fractura rugosa e induce el contacto en las asperezas. Este efecto es claramente visible en las superficies de rotura por fatiga para $R = 0.1$. Por consiguiente, el valor de ΔK efectivo es inferior al nominal y la velocidad de propagación es menor. En el caso de la probeta envejecida la influencia de R es menor debido al carácter más liso de las superficies por la presencia de estrias más frágiles.

Los resultados iniciales de los ensayos de integral J, ponen de relieve que con las dimensiones de las probetas utilizadas no es posible medir el valor de J para la iniciación de la propagación estable incluso después de 25 horas de envejecimiento. El fuerte incremento observado en el valor de J durante la propagación estable debe interpretarse como un aumento en el trabajo disipado en la probeta, pero no necesariamente como un aumento en la tenacidad. Es decir, el aumento en el valor de J con Δa se debe, en parte, a la deformación plástica que ocurre en zonas alejadas de la grieta. En todo caso, es importante resaltar la discrepancia entre la baja energía absorbida en el ensayo de resiliencia y el incremento observado de J con Δa en la probeta envejecida durante 25 horas.

5. REFERENCIAS.

- [1] Solomon, H.D. y Devine, T.M. (1983) "A Tale of Two Phases", *Proceedings of the Int. Conf. on Duplex Stainless Steels*, p. 693, Am. Soc. Metals, Metals Park, Ohio.
- [2] De Nys, T. y Gielen, P.M. (1971), *Met. Trans.*, 2, p.1423.
- [3] Wasén, J.; Enström, E.U. y Karlsson, B. (1988), "Near Threshold Fatigue Growth in a Microduplex Stainless Steel", *Stainless Steels "87"*, p. 357-362, The Institute of Metals, London.
- [4] Suresh, S. y Ritchie, R.O. (1984), "Near Threshold Fatigue Crack Propagation" in *Fatigue Growth Threshold Concepts*, p. 227-262, The Metallurgical Society, Warrendale, Ohio.
- [5] Wahlberg, G. y Dunlop, G.L. (1988), "Nitrogen Strengthening of Duplex Stainless Steel", *Stainless Steels "87"*, p. 291-299, The Institute of Metals, London.
- [6] Speidel, M.O. (1988), "High Nitrogen Stainless Steel: Austenite, Duplex and Martensitic", *Stainless Steel "87"*, p. 247-252, The Institute of Metals, London.
- [7] Anglada, M.; Iturgoyen, L. e Isalgué, A. (1989), "Fatiga Oligocíclica del Acero Fe-28Cr-2Mo-4Ni Descompuesto Espinodalmente", *Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura*, (Eds. J. Dominguez, J. Garcia-Lomas y A. Navarro), p. 144-149, Sevilla.
- [8] Saxena, A. y Antolovich, S.D. (1975), *Met. Trans.*, 6A, p. 1809.
- [9] Nasarre, M. y Anglada, M. (1990), Trabajo no publicado.
- [10] Minakawa, K., Matsuo, Y. y McEvily. J. (1982), *Met. Trans A*, 13A, p. 439.

**COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE ACERO ESTRUCTURAL DE ANTIGUOS
PUENTES DE FERROCARRIL**

Varona, J.M.; Gutiérrez-Solana, F.; Alvarez J.A. y González, J.J.

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

Resumen.- Como continuación a un estudio de determinación de la vida residual de puentes metálicos antiguos de ferrocarril, se ha realizado un estudio del efecto de diferentes variables en la caracterización del comportamiento en fatiga del acero estructural utilizado en ellos. En concreto, se ha analizado, por una parte, el efecto de la preparación de las muestras ensayadas en relación con el mantenimiento en las mismas del estado de defectos existentes en el material, y, por otra, el efecto de variables resistentes y de composición, éstas como índice de la influencia de diferentes aspectos microestructurales.

Abstract.-Following a work on the residual life of old metallic railroad bridges, it has been studied the influence of different variables on the fatigue behaviour characterization of the structural steel there used. More precisely, it has been analyzed the effect of the preparation of the specimens tested, considering its relationship with the preservation on them of the existing surface defects, and also, the effect of metallurgical variables, such as strength and composition, the latest as an index of microstructural variables.

1. INTRODUCCION Y OBJETIVOS

En el marco de una serie de trabajos de determinación de la vida residual de puentes metálicos antiguos de ferrocarril [1-2], se puso a punto una metodología de caracterización en fatiga del material de los mismos [3], basado en la obtención de las curvas S-N a partir de ensayos de determinación del número de ciclos de rotura por fatiga bajo diferentes niveles de amplitud de carga.

El método establece que las muestras ensayadas, probetas planas, deben ser obtenidas por corte longitudinal exterior de los elementos de los puentes, preservando los defectos existentes en el material en tres de sus superficies laterales, incluyendo el borde exterior, y repasando convenientemente la superficie de corte.

De cada uno de los resultados, $\Delta\sigma$ -N, obtenidos se determina el correspondiente valor $\Delta\sigma_2$, amplitud de tensión que llevaría a la rotura la muestra tras $2 \cdot 10^6$ ciclos, siguiendo una ley del tipo $N=C(\Delta\sigma)^{-k}$, definida en las diferentes normativas, [4-7] como ejemplo, o establecida con ensayos complementarios de velocidad de propagación de fisuras por fatiga, $da/dN-\Delta K_I$ [3].

Con los valores $\Delta\sigma_2$ hallados se hace un tratamiento estadístico que permite obtener el valor de cálculo $\Delta\sigma_c$ como valor medio menos dos veces la desviación típica. Por él se hace pasar la recta de pendiente $-1/k$ en representación doblemente logarítmica, siendo ésta la que define un límite de comportamiento del material base con una fiabilidad del 97.5%.

El trabajo desarrollado puso de manifiesto que los materiales existentes en los puentes antiguos analizados, acero estructural y hierro pudelado, mostraban en los casos ensayados una menor resistencia a fatiga a la establecida en las normas europeas existentes. En concreto, sólo un 46% de lo previsto, como media de ellas, es lo que resisten los aceros estructurales, y un 34% los hierros pudelados. Este hecho fue justificado inicialmente por la fuerte dispersión de resultados obtenidos, desviaciones superiores al 25% del valor medio para aceros y del 30% para hierro pudelado, asociada a la gran variabilidad de forma y tamaño de los defectos iniciales que nuclean la fisura, la cual propaga hasta rotura, contrastada por técnicas macrográficas y microscopía electrónica [1-3].

El relevante papel asignado a los defectos superficiales existentes en el material en la disminución de la fiabilidad de su resistencia a fatiga, exigiría una cuidadosa definición de la extracción de muestras para asegurar su representatividad, aun en el caso de caracterizaciones sobre material a usar en nuevas realizaciones estructurales. Dicha definición no se recoge en ninguna normativa.

El presente trabajo trata de reforzar el análisis de la influencia de estos defectos en dos niveles de concreción:

- El primero, estableciendo la variabilidad de la caracterización en función del modo de preparación de las muestras tomadas, permitiendo o no la existencia de defectos superficiales.

- El segundo, tratando de correlacionar la variabilidad de respuesta en fatiga de estos materiales con cambios de variables intrínsecas del material, tales como su microestructura, su nivel inclusionario o de precipitación, o en variables relacionadas con su comportamiento mecánico, a fin de encontrar el marco general de influencias sobre su comportamiento en fatiga y, dentro de él, el efecto relativo de los defectos superficiales.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Para el desarrollo del trabajo se ha utilizado material procedente de elementos resistentes, vigas, largueros o diagonales, de cinco puentes de la línea Madrid-Sevilla.

Se extrajeron muestras de zonas de trabajo mínimo para garantizar la validez de la caracterización en fatiga. Con referencia a su localización respecto a un borde longitudinal del elemento estructural de donde se obtuvieron, las muestras se han dividido en dos grupos: muestras de corte exterior, obtenidas con un único corte longitudinal de forma que preservan el estado superficial en tres de sus superficies laterales, conforme a lo propuesto en anteriores trabajos [3], y muestras de corte interior, obtenidas por doble corte longitudinal en la zona central de los elementos estructurales. En este último caso, las muestras presentan sólo dos de las superficies laterales en su estado original, permaneciendo sobre éstas los defectos presentes contenidos en los elementos resistentes de donde proceden.

El material de todas las muestras fue caracterizado de forma convencional mediante realización de análisis químico y microestructural y ensayos de comportamiento mecánico, tracción y resiliencia, tratándose en todos los casos de acero estructural de naturaleza ferrítico-perlítica [2].

Atendiendo a la normativa vigente, UNE 36-080-85, su comportamiento mecánico permitiría designar estos aceros bajo especificación AE 235. Si bien los contenidos en carbono, variable de 0.05 a 0.10%, manganeso, máximo 0.76%, y silicio, máximo 0.18%, mantienen esta especificación, las muestras presentan un alto contenido en azufre, superior a 0.045%, y un alto contenido en fósforo, superior a 0.045% en la mayoría de ellas, lo que hace, finalmente, clasificar a estos aceros bajo especificación A 310-0.

En las muestras extraídas, tanto las de corte exterior como las de corte interior, se repasaron las superficies de corte para asegurar el paralelismo entre caras, consiguiendo sección constante, y evitar la formación de defectos que pudieran facilitar la iniciación de fisuras. Las muestras, tras proteger sus extremos con casquillos de tubo de acero calibrado e interposición de mortero 1:1 de resina epoxi [8], fueron ensayadas a fatiga, con una variación del nivel de cargas acorde con su comportamiento mecánico, y llevadas a rotura. En caso de no producirse ésta tras $2 \cdot 10^6$ ciclos, se procedió a un incremento en el nivel de variación de carga, que permitiera la finalización del ensayo. El trabajo de caracterización se completó con un estudio fractográfico final mediante toma de macrografías de la sección de rotura y análisis de la misma por microscopía electrónica de barrido.

3. RESULTADOS

En las Tablas 1 y 2, se pueden observar los datos relativos a la sección de las probetas ensayadas, los parámetros del ensayo y, como resultado, el número de ciclos soportado por cada probeta, dentro de los dos grupos de ensayos realizados: corte exterior y corte interior. La probeta 41 del primer grupo pandeó tras un parón repentino de la máquina durante su ensayo, por lo que el resultado no se considera válido para el análisis.

Los resultados obtenidos se han usado para establecer estadísticamente las

TABLA 1: RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE FATIGA DE LAS PROBETAS DE CORTE EXTERIOR

REFERENCIA	PIEZA	SECCION (mm ²)	σ_y (Kg/mm ²)	$\Delta\sigma$ (Kg/mm ²)	AP (Kg)	CICLOS
ARROYO	2	247.25	31.4	26.7	6.600	458.012
DESPEÑAPERROS	4	210	28.4	21.3	4.475	2.000.000
P.K. 284,682	5	174.28	32.4	29.2	5.100	68.517
	8	180	30.7	24.6	3.950	450.800
ARROYO	13	205	32.0	28.8	5.900	551.809
DESPEÑAPERROS	14	184.50	28.2	22.8	4.175	1.473.805
P.K. 277,836	16	205	27.8	25.0	5.125	264.559
DESPEÑAPERROS	20	210	25.1	20.1	4.225	1.357.566
P.K. 282,808	23	231	29.2	26.3	6.075	517.688
RIO GUARRIZAS	26	215.25	28.5	22.8	4.900	757.487
P.K. 271,784	35	225.50	35.8	32.2	7.250	284.822
RIO	36	199.50	29.0	23.2	4.625	828.883
GUADALQUIVIR	41	218	31.5	26.8	5.750	35.934

TABLA 2 : RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE FATIGA DE LAS PROBETAS DE CORTE INTERIOR

REFERENCIA	PIEZA	SECCION (mm ²)	σ_y (Kg/mm ²)	$\Delta\sigma$ (Kg/mm ²)	AP (Kg)	CICLOS
ARROYO	3	214	30.0	27.0	5.778	694.888
DESPEÑAPERROS	6	180	30.8	27.7	4.990	1.923.235
P.K. 284,682	9	205	33.2	29.9	6.150	865.475
ARROYO	10	146	32.4	29.16	4.257	1.000.374
DESPEÑAPERROS	11	165	27.1	24.4	4.028	2.000.000
P.K. 277,836	12	172	32.0	27.1	4.470	1.220.808
				29.0	4.990	2.000.000
ARROYO	17	204	30.7	27.83	5.636	1.782.956
DESPEÑAPERROS	18	200	33.2	30.0	6.000	490.788
P.K. 282,808	22	192	29.9	27.0	5.184	582.190
RIO GUARRIZAS	27	228	33.5	30.15	6.870	363.042
P.K. 271,784	29	223	28.3	25.5	5.680	1.202.706
RIO	30	188	26.7	23.0	6.200	402.733
GUADALQUIVIR	31	218	31.5	28.3	6.170	1.135.352
P.K. 338,630	32	190	33.5	30.15	5.776	1.527.395
	38	218	36.5	32.85	7.161	519.430
	40	197.5	29.8	26.8	5.295	797.629
	42	219	36.2	32.6	7.145	264.502
	44	216	30.6	27.54	5.950	423.043
	45	229	32.2	29.0	6.630	625.921

curvas S-N de caracterización en fatiga del material, conforme al método previamente propuesto [3] y resumido en el punto 1. Se ha tomado como valores de k los sugeridos por las diferentes normas, que varían de 3 a 5, y, en particular se presenta el análisis correspondiente a las normas que aportan valores extremos para dicho valor, 3 según la CECM, Convention Européenne de la Construction Métallique, y 5 según la UIC, Union Internationale des Chemins de fer.

La Tabla 3 resume los resultados del proceso de análisis estadístico realizado para el primer tipo de muestras, denominado de corte exterior. Los valores obtenidos, según la norma CECM, en un primer tratamiento estadístico de los valores de corte $\Delta\sigma_2$, 162.6 ± 31.2 N/mm² (19.2% de desviación sobre la media), aportan un valor $\Delta\sigma_c$ de 100.2 N/mm² y dejan fuera del campo $\Delta\sigma \pm 2s$ el resultado de la muestra 5. Sin éste, el tratamiento estadístico proporciona los nuevos valores definitivos para $\Delta\sigma_2$, 168.9 ± 23.3 N/mm² (13.8% de desviación sobre la media), para los que $\Delta\sigma_c$ alcanza el valor de 122.4 N/mm².

TABLA 3: ANALISIS ESTADISTICO DE CARACTERIZACION EN FATIGA REALIZADO CON LOS RESULTADOS DE LAS PROBETAS DE CORTE EXTERIOR

PIEZA	$\Delta\sigma$ (N/mm ²)	CICLOS	CECM K=3 $\Delta\sigma_2$ (N/mm ²)	UIC K=5 $\Delta\sigma_2$ (N/mm ²)
2	262	458.012	160.3	195.1
4	209	2.000.000	209.0	209.0
5	286	68.517	92.9	145.7
8	241	450.800	146.7	178.9
13	282	551.809	183.6	218.0
14	221.5	1.473.805	200.1	208.4
16	245	264.559	124.8	163.5
20	197	1.357.566	173.1	182.3
23	258	517.688	164.4	198.9
26	223.5	757.487	161.7	184.1
35	315.5	284.822	164.8	213.7
36	227.5	828.883	169.6	190.8
$\Delta\bar{\sigma}$ (MEDIA)	GLOBAL		162.58	190.5
s (DESVIACION)			31.21	21.36
$\Delta\bar{\sigma} - 2S$			100.16	147.70
$\Delta\bar{\sigma}$ (MEDIA)	SIN MUESTRA 5		168.92	194.61
s (DESVIACION)			23.27	16.75
$\Delta\bar{\sigma} - 2S$			122.37	161.11

En la Figura 1. se observa la situación de las curvas S-N para las dos situaciones, análisis global y sin muestra 5, en relación con la normativa de cálculo estructural y recomendaciones de verificación en fatiga de construcciones metálicas: CECM (Convention Européenne de la Construction Métallique) [4], SIA (Société suisse des Ingénieurs et des Architectes, SN 555 161) [5], BSI (British Standards Institution, BS 5400) [6], y UIC (Union International des Chemins de Fer) [7]. En ella se han considerado ambos tratamientos estadísticos, ya que si bien la probeta 5 tiene una respuesta muy por debajo del resto hay que considerar que el dato es real y que la poca longitud de las muestras deja del lado de la inseguridad al análisis realizado.

En los dos casos se observa que, aun cuando los resultados de las probetas superan o están muy próximos a lo que preconiza la curva S-N de la norma CECM, salvo para las muestras 5 y 16, los valores de $\Delta\sigma_c$ establecen curvas de comportamiento de valores inferiores a los de la norma, que parten de 160 N/mm² para 2x10⁶ ciclos. El análisis global determina una resistencia a fatiga del 63% del prescrito por la norma, elevándose dicho valor al 77% cuando se suprime del análisis la muestra 5.

El análisis global análogo, realizado siguiendo la norma UIC, ofrece para los valores de corte $\Delta\sigma_2$ un valor medio y desviación de 190.5±21.4 N/mm² (11.2% de desviación), que dan un valor de caracterización $\Delta\sigma_c$ de 147.7 N/mm². Eliminando del análisis el resultado de la muestra 5, los estadísticos son 194.6±16.7 N/mm² (8.6% de desviación), que ofrecen un valor $\Delta\sigma_c$ de 161.1 N/mm². Ambos valores, como se observa en la Figura 2, proporcionan curvas de comportamiento superiores, 17% y 28% respectivamente, a la máxima prevista por la normativa para el material base, 126 N/mm², en la vertical correspondiente a 2x10⁶ ciclos.

La Tabla 4 resume los resultados del proceso de análisis estadístico realizado para el segundo tipo de muestras, de corte interior. Los valores obtenidos, según la norma CECM, tras el tratamiento estadístico de los valores de corte $\Delta\sigma_2$, 211.8 ± 38.5 N/mm² (19.2% de desviación sobre la media), aportan un valor $\Delta\sigma_c$ de 134.8 N/mm².

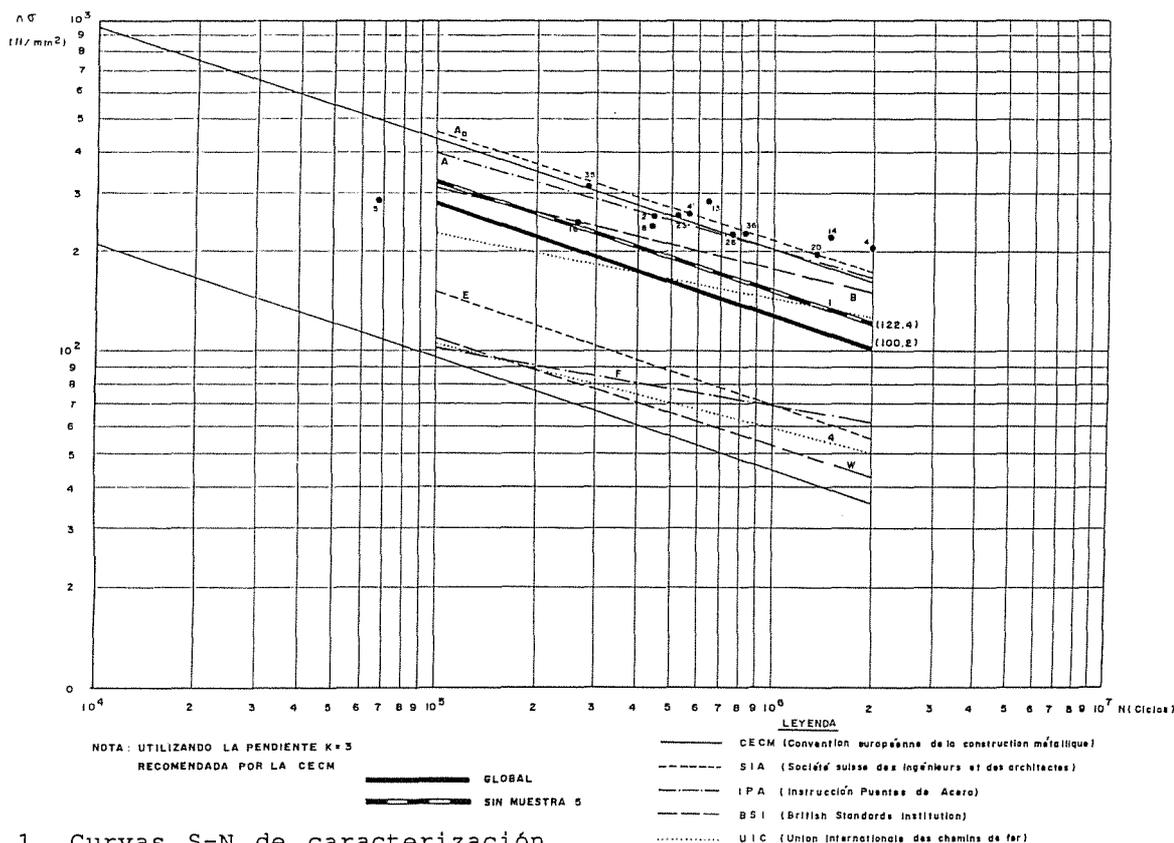


Fig. 1. Curvas S-N de caracterización obtenida para k=3 (CECM) con probetas de corte exterior.

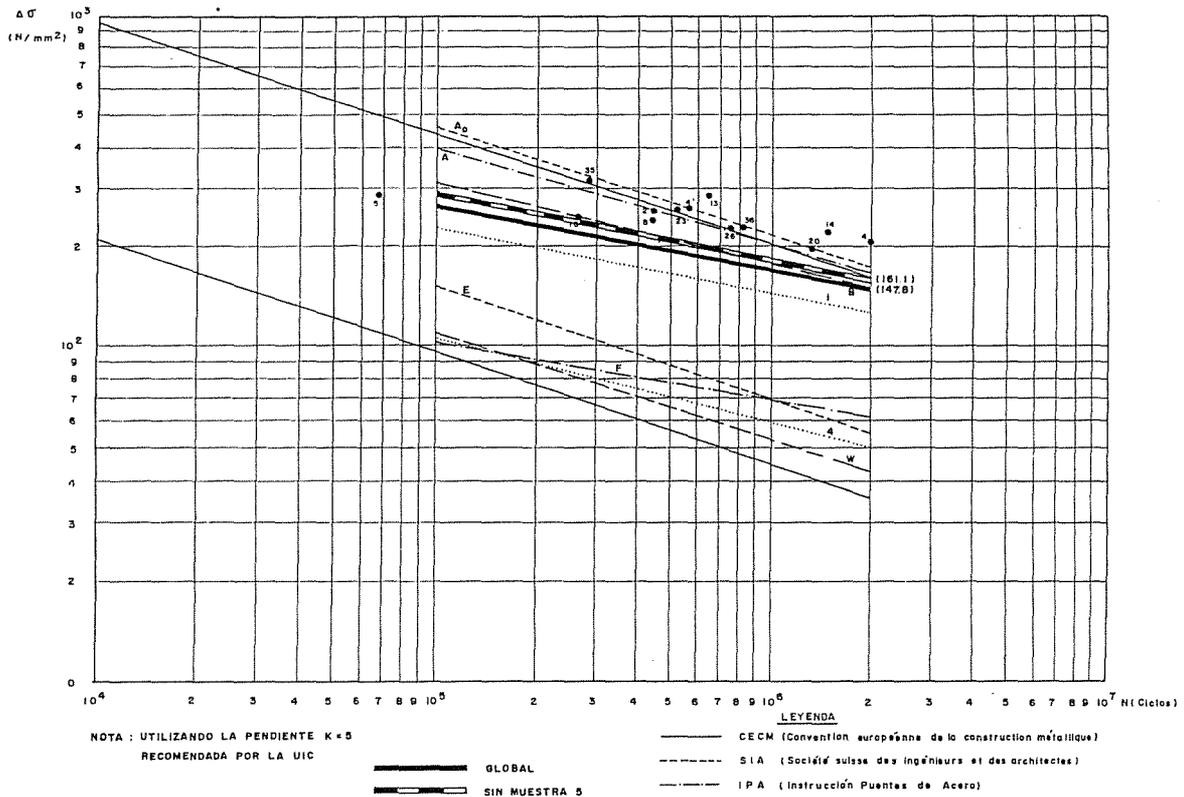


Fig. 2. Curvas S-N de caracterización obtenida para k=5 (UIC) con probetas de corte exterior.

En la Figura 3 se observa la situación de las curvas S-N correspondiente al análisis global en relación con las diferentes normativas anteriormente descritas. Aun cuando los resultados de las probetas superan claramente lo que preconiza la curva S-N de la norma CECM, el valor de $\Delta\sigma_c$ establece una curva de comportamiento de valores inferiores a los de dicha norma que parten de 160 N/mm², fijando una resistencia a fatiga del 84% del prescrito por la misma para 2×10^6 ciclos.

El análisis global análogo, realizado siguiendo la norma UIC, ofrece para los valores de corte $\Delta\sigma_2$ un valor medio y desviación de 236.5 ± 25.3 N/mm² (10.7% de desviación), que determinan un valor de caracterización $\Delta\sigma_c$ de 185.8 N/mm². Este valor, como se observa en la Figura 4, produce una curva de comportamiento superior en un 47% a la máxima prevista por la normativa para el material base, 126 N/mm² para 2×10^6 ciclos.

4. ANALISIS DE RESULTADOS I: INFLUENCIA DE LA PREPARACION

La caracterización en fatiga obtenida con las muestras de corte interior proporciona unos valores de resistencia significativamente superiores a los que

TABLA 4: ANALISIS ESTADISTICO DE CARACTERIZACION EN FATIGA REALIZADO CON LOS RESULTADOS DE LAS PROBETAS DE CORTE INTERIOR

PIEZA	$\Delta\sigma$ (N/mm ²)	CICLOS	CECM K=3 $\Delta\sigma_2$ (N/mm ²)	UIC K=5 $\Delta\sigma_2$ (N/mm ²)
3	264	694.886	186	214.1
6	271.4	1923.233	267.9	269.3
9	293	865.475	221.5	247.7
10	285.7	1000.374	226.7	246.7
11	239.1	2000.000	239.1	239.1
12	284.2	2000.000	284.2	284.2
17	270.7	1782.956	260.5	264.6
18	294	490.788	184	221.9
22	264.6	562.190	173.2	205.2
27	295.4	363.042	167.2	210
29	249.9	1202706	210.9	225.6
30	323.4	402.733	189.5	234.7
31	277.3	1135.352	229.6	247.6
32	295.4	1527.395	269.9	279.8
38	321.9	519.430	203.3	245.7
40	262.6	797.629	193.2	218.4
42	319.4	264.502	162.6	213.1
44	289.8	423.043	180.7	197.7
45	284.2	623.921	192.9	225.2
$\Delta\sigma$ (MEDIA)			211.84	236.45
H (DESVIACION)	GLOBAL		38.32	25.31
$\Delta\sigma - 2S$			134.80	185.83

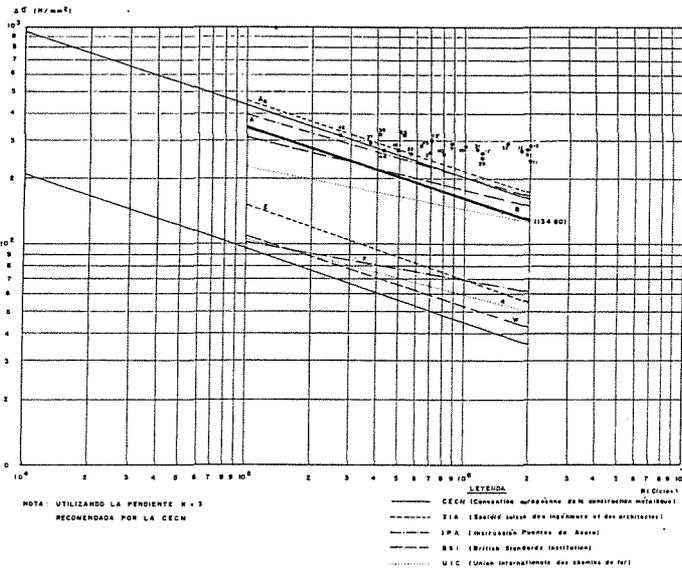


Fig. 3. Curvas S-N de caracterización obtenida para k=3 (CECM) con probetas de corte interior.

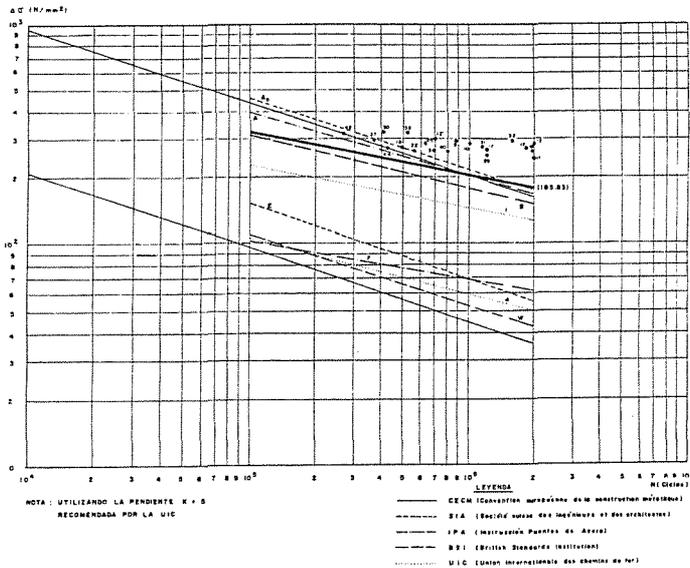


Fig. 4. Curvas S-N de caracterización obtenida para k=5 (UIC) con probetas de corte interior.

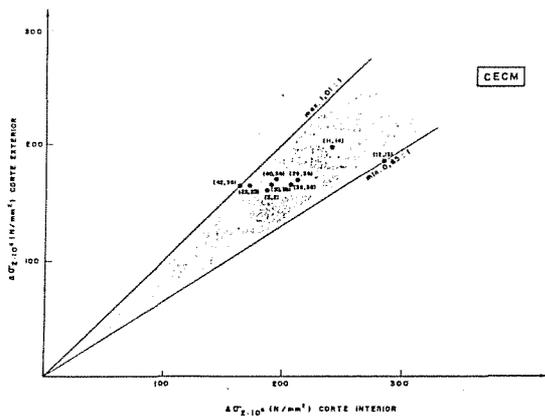


Fig.5. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, con probetas de corte exterior e interior. (k=3).

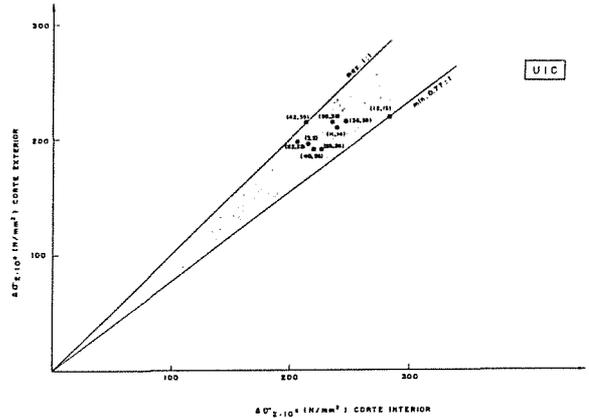


Fig.6. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, con probetas de corte exterior e interior. (k=5).

TABLA 5: RELACIONES EXTREMAS DE RESULTADOS EN FATIGA INDIVIDUALES ENTRE PROBETAS DE CORTE EXTERIOR E INTERIOR Y RELACION DE CARACTERIZACION GLOBAL

	$\Delta\sigma_c$ INDIVIDUAL		$\Delta\sigma_c$ GLOBAL
	MAXIMO	MINIMO	
<u>CECM</u>			
CORTE EXTERIOR/CORTE INTERIOR	1.01	0.65	0.74
<u>UIC</u>			
CORTE EXTERIOR/CORTE INTERIOR	1.00	0.77	0.79

ofrece la caracterización obtenida por las probetas de corte exterior.

El valor de $\Delta\sigma_c$ dado según la pendiente de la norma CECM es un 35.4 ó un 10.1% superior al correspondiente obtenido con las muestras de corte exterior, según se incluya o no el resultado de la probeta 5 en el análisis de estas últimas. Análogamente, para el estudio seguido aplicando la pendiente UIC, la mejora es de un 25.0 ó un 15.3% respectivamente.

Como puede apreciarse la dispersión propia de cada grupo es muy similar y, por tanto, la persistente mejora en la respuesta del material aportado por el segundo tipo de muestras debe ser consecuencia de las diferencias establecidas en su preparación, lo que plantea una gran incertidumbre sobre la representatividad de los resultados obtenidos.

Como complemento se ha buscado la relación individual entre resultados de uno y otro grupo, correlacionando los respectivos valores de $\Delta\sigma_2$ entre probetas muy similares en cuanto a su comportamiento mecánico global como índice de identidad. Las Figuras 5 y 6 relacionan los valores obtenidos entre las muestras de corte interior y exterior para el análisis CECM y UIC respectivamente. En ellas los resultados

quedan envueltos en una banda limitada por los valores máximo y mínimo de relación. La Tabla 5 recoge estos valores extremos y los compara con las relaciones obtenidas en los análisis globales donde se ha caracterizado el material en cada caso por el valor $\Delta\sigma_c$. Los resultados del análisis global encajan en todos los casos en la banda marcada por los valores individuales.

5. ANALISIS DE RESULTADOS II: INFLUENCIA DE VARIABLES MICROESTRUCTURALES Y MECANICAS

La discrepancia establecida en la determinación de las curvas características de resistencia a fatiga del material base según la diferenciación de las muestras por el proceso de corte, y la no consideración en la normativa de detalles en la preparación de probetas, justifica un análisis complementario de los resultados obtenidos para mejor comprensión de su representatividad.

Para cualquiera de los grupos de ensayos se ha tratado de relacionar los valores de corte $\Delta\sigma_2$ de cada probeta con diferentes variables metalúrgicas propias del material, tratando de ver la influencia de las mismas en la dispersión obtenida. De esta manera, la Figura 7 muestra la relación de la variable $\Delta\sigma_2$ con el contenido en carbono, como índice de proporción de ferrita y perlita en su microestructura, no apreciándose correlación ninguna. Tampoco se ha observado correlación del comportamiento en fatiga con el contenido en azufre, como índice del estado inclusionario, como se aprecia en la Figura 8, ni con el de fósforo, como representante del efecto de segregaciones, lo que se observa en la Figura 9.

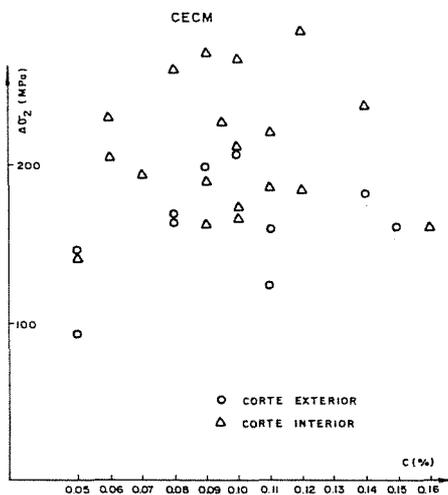


Fig.7. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, y contenido en carbono.

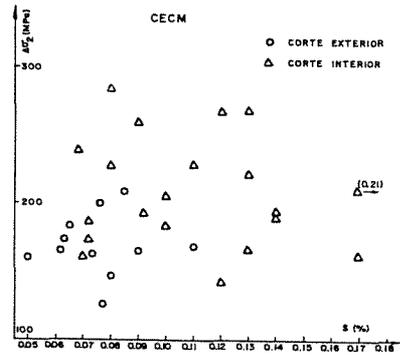


Fig.8. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, y contenido en azufre.

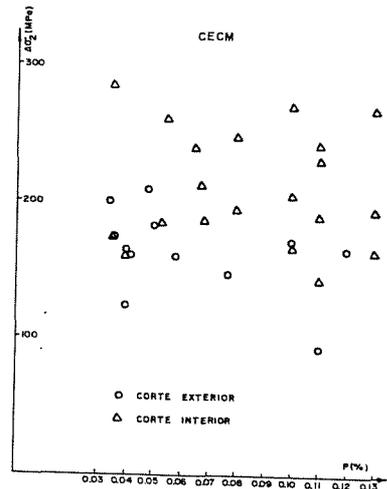


Fig.9. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, y contenido en fósforo.

La relación del comportamiento en fatiga con las variables de comportamiento mecánico de cada muestra, tales como de límite elástico o la tensión de rotura, se aprecia en las Figuras 10 y 11 respectivamente. De ellas se deduce, de nuevo, la falta de influencia de las variables analizadas con el comportamiento en fatiga.

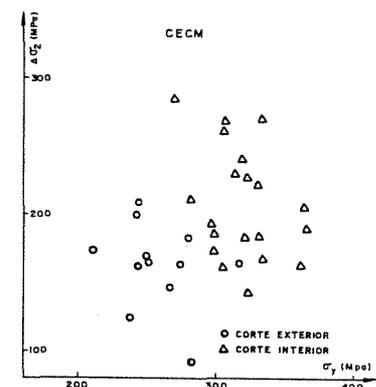


Fig.10. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, y límite elástico.

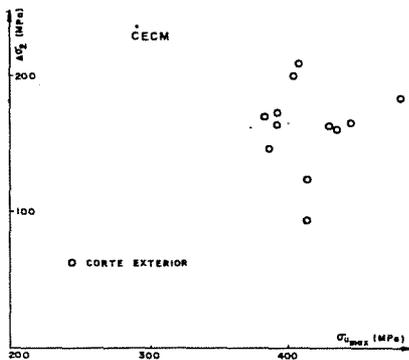


Fig.11. Relación entre comportamiento en fatiga, $\Delta\sigma_2$, y tensión de rotura.

6. CONSIDERACIONES FINALES

Dado que el material analizado resultó ser, en todos los casos, acero estructural con microestructura ferrítico-perlítica, de características y comportamiento similares, el estudio se ha realizado de forma unificada para todas las muestras procedentes de los puentes considerados. Dichas muestras se han diferenciado por su corte, puesto que tal circunstancia establece limitaciones diferentes en la representatividad del estado superficial del material y, por ello, de su resistencia.

La dispersión de respuesta obtenida en cada tipo de probetas no es debida a variables intrínsecas del material, sino a su estado superficial por lo que es muy importante que éste sea significativo de la realidad estructural a analizar. Esta aseveración queda patente tras el análisis fractográfico realizado, donde se aprecia una gran variabilidad en la morfología, localización y dimensiones del o los defectos superficiales que generan la correspondiente fisura de fatiga.

La búsqueda de la caracterización a fatiga de los aceros ensayados en su estado actual, requiere por tanto el mantenimiento en lo posible de la representatividad de los defectos de máximo tamaño presentes. Por ello el primer grupo de muestras, de corte exterior, parece más representativo de la realidad del material, y los resultados del ensayo de los mismos son referencia final del comportamiento del material base en su estado actual.

Los resultados obtenidos refuerzan la relevante influencia de los defectos superficiales del material en su comportamiento en fatiga y, en consecuencia, la preservación de los mismos es fundamental para que las probetas a

utilizar en la caracterización en fatiga mantengan los niveles de representatividad adecuados.

Este requisito, fundamental para la caracterización en fatiga de materiales de estructuras en uso, debe hacerse extensivo a todo estudio del comportamiento en fatiga de cualquier material. Por tanto, las normativas existentes, deberían definir de manera precisa la forma de toma de muestras y preparación de probetas, para garantizar la citada representatividad del material en cuanto al estado de defectos superficiales que presenta.

7. REFERENCIAS

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

INTERFACE ENGINEERING IN CERAMIC COMPOSITES

Thomas, G.*^{Contra}, Moya, J.S.**

* Department of Materials Science and Mining Engineering
University of California at Berkeley
U.S.A.

** Instituto de Cerámica y Vidrio (C.S.I.C.)
Carretera de Valencia km. 24,300
28500 - ARGANDA DEL REY MADRID

Abstract.- In multicomponent composites the morphology of the phases and the composition and structure of grain boundaries and interphase interfaces in system which can be designed from a knowledge of their component phases, are most important factors to be considered in order to understand and improve the mechanical behaviour of ceramics.

In the present work this important issue is faced through the studies carried out in mullite and mullite/ZrO₂ based materials using TEM and AEM analysis.

1. INTRODUCTION

In previous conference ten years ago, [1] the introductory papers described the main principles of transmission electron microscopy (TEM) and microanalysis (AEM) applied to ceramics but few of the remaining 55 or so papers made significant reference to these techniques. In the same year a conference on mineralogy dedicated to electron microscopy demonstrated many beautiful examples [2] which are of direct interest to ceramists, and techniques were developed to analyze grain boundaries and intergranular phases [3]. In the interim electron microscopy has become firmly entrenched in ceramics research, as is quite clear from the papers in this volume. The availability of new and improved instrumentation such as microanalysis and high resolution imaging especially of interfaces has played a very important role in the growth of research activity, [2-5]. A good illustration of this growth may be found in a recent symposium on electron microscopy on electron microscopy of ceramics [5].

The uniqueness of transmission electron microscopy is the ability to obtain full morphological, crystallographic and microanalytical (local composition) data from the sample. Imaging at the atomic level to 1.6 Å is now demonstrated and clearly such high resolution is essential for studying interfaces. Analytical microscopy (AEM) by energy dispersive x-ray (EDX-elements with $Z > 6$) or energy loss spectroscopy (EELS), illustrated in Fig. 1, whilst limited in spatial resolution to about 100 Å can in principle, at least qualitatively, detect all elements which may be present in the sample at concentrations $>10^{-5}$ depending on atomic number and the very recent introduction of parallel detection by EELS [6] will certainly accelerate the utilization of this sophisticated technique in ceramics. Likewise, microdiffraction, especially convergent beam analyses, provides space group, crystal structure, strain, thickness, etc., data at similar levels of resolution as for EDX and EELS. Channelling enhanced microanalysis

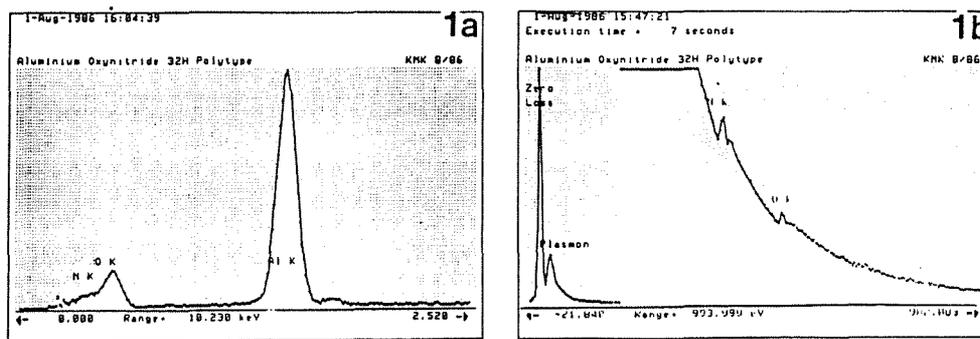


Fig. 1.- (a) EDXS spectrum for AlN-Al₂O₃ 32H polytypoid: thin window but nitrogen barely resolved. (b) Spectrum from same sample showing nitrogen and oxygen k edges. The cation/anion ratios vary from polytypoid to polytypoid.

is a technique that offers information on lattice site occupancy [7, 8]. Specialized instrumentation such as high voltage microscopy with its advantages of resolution, penetration and in-situ dynamic capabilities [3] e.g., the work of Ruhle and his colleagues on fracture and stress induced phase transitions in zirconia ceramics [9, 10], is also being more widely used.

Some problems which should be mentioned include specimen preparation difficulties, e.g., in ion milling. Contamination in the microscope, in-situ phase transitions due to thinning or beam effects, radiation damage, heating and specimen instabilities under small intense probes. High voltage microscopy should be more widely utilized to reduce some of these problems. However, very thin clean specimens are needed for HREM and EELS. Improvements in detectors and electron sources will certainly increase the sensitivity of AEM methods and advances in such instrumentation are especially important in ceramics because of the significance of small amounts of impurities and particularly light elements.

In this brief survey, no attempt is made to be comprehensive, but it is hoped that the examples chosen are representative of typical applications of electron microscopy and microanalysis to research problems in ceramics involving studies of intergranular and intragranular interfaces and phases. The examples have been taken from research in my own group this past decade. The geometrical theory of crystalline interfaces especially grain boundaries is now rather well understood and discussed elsewhere in these proceedings so this aspect will not be discussed in this paper. Suffice it to say that high

resolution imaging is particularly valuable in obtaining direct information on such structures.

2. INTERGRANULAR INTERFACES AND INTERFACE PHASES.

2.1. Liquid phase sintered ceramics.

One of the most widely studied problems over the past decade or so has been that of grain boundary interfaces in sintered and hot pressed compacts which require sintering aids to allow liquid phase sintering, or dopants to control physical properties. Well known examples are the covalent materials silicon carbide, silicon nitride, as well as alumina, zirconia-mullite, etc., and electronic materials such as varistors, ferrites and ferroelectrics.

Depending on composition and proportion of the additives, which will affect the relative surface energies of the matrix and second phases (s), intergranular continuous, or semi-continuous amorphous and/or crystalline phases have been observed in many systems. Various imaging methods are available for detecting intergranular phases [3, 11-14, 15]. Since the size and distribution of the phases are similar (morphology) and since very narrow (6-20 Å⁰) glassy regions are detected, geometrical effects alone [16] cannot account for the existence of amorphous phases, although these effects cannot be totally discounted and certainly affect wettability. Glassy phases are subject to ionization damage in the electron beam (especially at low voltages) and this effect [15] ("bubbling") can also be used to detect amorphous phases. Fig. 2 shows a typical example [13].

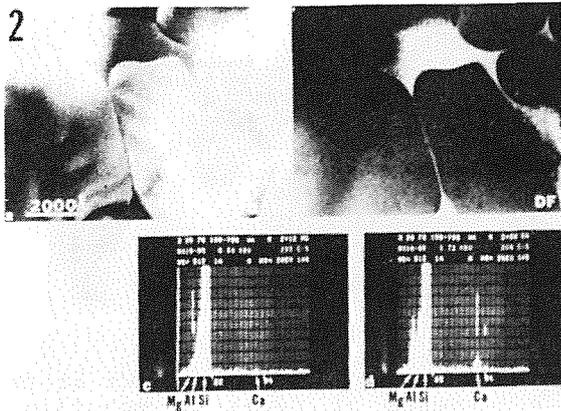


Fig. 2.- Bright and diffuse dark field imaging of Si_3N_4 fluxed with MgO and Al_2O_3 showing extensive glassy phases. Notice ionization damage in the pockets and calcium impurity detected in the EDXS spectrum from these pockets. These glassy phases often act as getters and contain many impurities [13].

Nitrogen ceramics, especially silicon nitride can be taken as an example of extensive investigation. The use of nitrogen ceramics as high temperature structural components has increased dramatically in the past decade. The bulk of this increased usage and the correspondingly increased research has revolved around the use of silicon nitride in gas turbine engine components [17]: The use of silicon nitride for these applications stems from its excellent high temperature properties including very good thermal shock resistance due to a low linear coefficient of thermal expansion ($3.0 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$).

Because residual glassy phases reduce creep strength, attempts have been made to obtain glass free interfaces by either controlling the sintering aid, and post treating to crystallise the glass or reaction sintering, or by alloying e.g., sialons, [18], although β 11 β 1 sialons also contain glassy phases, the amounts depending on oxygen/nitrogen ratios [19].

3. ZIRCONIA-MULLITE: REACTION SINTERING

An example of multiphase ceramics can be found in mullite/zirconia composites which have been the subject of much research due to their excellent mechanical properties and potentially

low production costs. Reaction sintering [20-22] of zirconia and alumina is an economically attractive route for obtaining mullite/zirconia composites, by reactions such as:



which have mechanical properties (strengths up to 800 MPa and K_{IC} up to 8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), which approach more expensive zirconia ceramics such as partially stabilized and tetragonal stabilized zirconia, zirconia toughened alumina etc., [23, 24]. The mullite matrix is particularly attractive because of its strength, chemical resistance, low thermal expansion, low dielectric constant, etc. Processing can be done at around 1550°C and is facilitated with oxide additives.

The basic idea of the processing is to allow a transitory liquid phase to form during the reaction [22] to facilitate densification (Fig. 3) and then this liquid phase is taken into solid solution or forms new compounds. In such materials, over 80% of the zirconia (both inter and intragranular) is monoclinic. The monoclinic phase has characteristic multiple micro-twinning [10, 25] to relieve the martensitic transformation strains. An example is shown in Fig. 4. Since cubic or tetragonal ZrO_2 may transform to monoclinic on specimen thinning for electron microscopy, x-ray analysis of bulk samples should be done to determine the fraction of phases present. Also the use of HVEM is preferred because thicker samples may be used and this effect can be minimized. Microstructural and toughness property correlations indicate that transformation toughening is unimportant in these ceramics but discontinuous microcracking around particles may be an important contributing mechanism, [24]. An example of microcracks is seen in Fig. 5 -they appear to be associated with the tips of microtwins in the ZrO_2 and these may be the initiation sites. Similar effects are known in twinned martensite plates in carbon steel. Care must be exercised in identifying such cracks e.g., by careful tilting and contrast experiments such as fresnel fringe imaging and defocussing. Also they can be enlarged during thinning and handling of the foil.

Another important result which has been found by AEM is the partitioning of Zr into mullite and Al, Si from mullite into zirconia (Fig. 6). When additives such as CaO , MgO , TiO_2 are used, the cations, whilst concentrated near the intergranular interfaces, are also partitioned. These results strongly suggest interdiffusion by interphase grain boundary migration leading to such solid solubility.

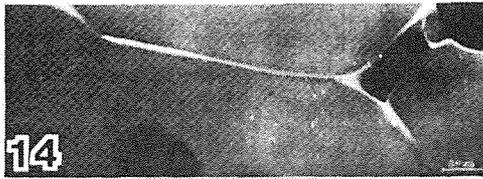


Fig. 3.- Interphase and intergranular glassy phase (transitory) in zirconia mullite with 0.25% Ti (as TiO_2) additive after 2 hours at 1550°C . Prolonged reaction time consumes all liquid phase.

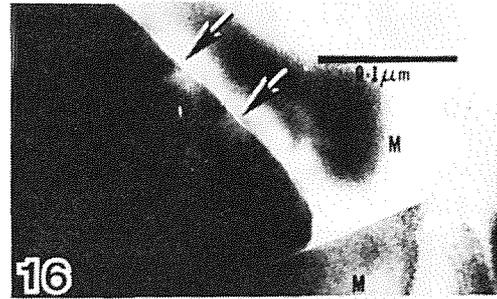


Fig. 5.- Interphase microcracks at the ends of twins in monoclinic zirconia and the mullite matrix. There are no cracks at interfaces lying parallel to the microtwins.

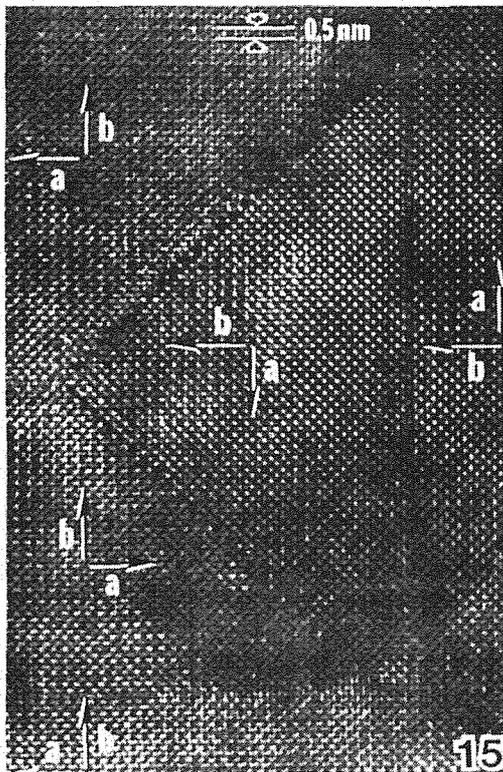


Fig. 4.- High resolution electron micrograph showing the microtwinned structure of martensitically transformed monoclinic zirconia. These twins form in such a way as to relieve the transformation strain from tetragonal to monoclinic phase.

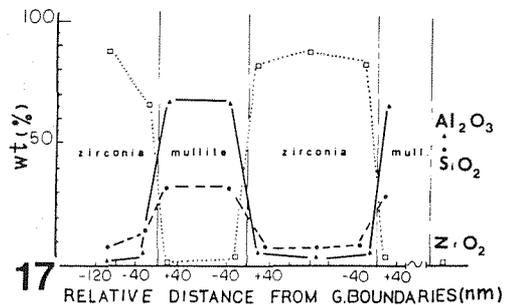


Fig. 6.- STEM-EDXS results showing partitioning of Zr into mullite and Si, Al into zirconia across the interfaces.

4. REFERENCES

- [1] Ceramic Microstructures '76 (1977) (Fulrath, R.M., Pask, J.A., Eds.), Westview Press Colo.
- [2] Electron Microscopy in Mineralogy (1976) (Wenk, H.R. et al., Eds.), Springer-Verlag.
- [3] Thomas, G. y Goringe, M.J. (1979) "Transmission Electron Microscopy of Materials", J. Wiley & Sons.
- [4] Williams, D.B. (1984) "Practical AEM in Materials Science" Philips Electronic Instruments, Electric Optics Pub. Group, NJ.

- [5] Proc. 44th. Meeting of EMSA (1986) San Francisco Press, Inc., p. 436.
- [6] Ahn, C., Krivanek, O.L., Egerton, R.F. y Crozier, P.A. (1986) Proc. 44th. Meeting of EMSA, San Francisco Press, Inc., pp. 618-621.
- [7] Spence, J.H.C. y Tafto, J. (1983) J. Microsc., **130**, p. 147.
- [8] Krishnan, K.M. y Thomas, G. (1986) Phil. Mag., **53**, p. 339.
- [9] Clausen, N. y Ruhle, M. (1981) Adv. in Ceramics, **3**, p. 137.
- [10] Bischoff, E. y Ruhle, M. (1983) J. Amer. Cer. Soc., **66**, p. 123.
- [11] Clarke, D.R. y Thomas, G. (1977) J. Amer. Cer. Soc., **60**, p. 491.
- [12] Heuer, A.H., Lou, V., Ogbaugji, L. y Mitchell, T.W. (1977) J. Mic. Spec. El., **1**, p. 475.
- [13] Krivanek, O.L., Shaw, T.M. y Thomas, G. (1979) J. Appl. Phys., **50**, p. 4223.
- [14] Clarke, D.R. (1979) J. Amer. Cer. Soc., **62**, p. 236.
- [15] Laval, J.Y. y Westmacott, K.H. (1980) First Phys. Conf. Ser., **52**, p. 295.
- [16] Raj, R. y Lange, F.F. (1982) Acta Met., **30**, p. 1993.
- [17] Riley, F.L. (1984) World Ceramics, **2**, Sprech. Drunk FRG.
- [18] Jack, K.H. (1976) J. Mat. Sci., **11**, p. 1135.
- [19] Dinger, T.R. y Thomas, G. (1982) Adv. Mat. Charact., Univ. Ser. Cer. Sci. Alfred Univ., LBL-14832.
- [20] Rupo, E., Anseau, M.R. y Brook, R.J. (1979) J. Mat. Sci., **14**, p. 2924.
- [21] Moya, J.S. y Osendi, M.I. (1983) J. Mat. Sci. Letters, **2**, p. 599.
- [22] Pena, P. et al. (1985) J. Mat. Sci., **20**, p. 2011.
- [23] Advances in Ceramics (1984) (Clausen, N., Ruhle, M. y Heuer, A.H. Eds.), Amer. Cer. Soc.
- [24] Evans, A.G. y Cannon, R.M. (1986) Mech. Properties and Phase Trans. in Engng. Materials, (Antolovich, S.D. et al., Eds.), The Met. Soc. AIME, p. 409.
- [25] Tendeloo, G. y Thomas, G. (1982) J. de Physique, **C4**, p. 411.

MICROESTRUCTURA Y COMPORTAMIENTO MECANICO DEL COMPUESTO EUTECTOIDE
CORINDON-RUTILIO

Pena, P., Wohlfromm, H. y Moya, J. S.

Departamento de Cerámica
Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C.
28500 - Arganda del Rey, MADRID

titanato de al. } Al_2O_3
 Al_2TiO_5 } titanía
 $\alpha \neq 0$ pero anisotrópico \updownarrow

no es mojado por ningún material
no ferreo: Cu, Al, Pb.
y agnanta choque térmico.
0,5 - bajísima conductividad.

Resumen.- Se han obtenido compuestos densos de corindón-rutilo con 95% de densidad teórica siguiendo dos rutas de procesamiento: a) descomposición de titanato de aluminio (Al_2TiO_5) denso y b) sinterización convencional de mezclas de Al_2O_3/TiO_2 . La descomposición del Al_2TiO_5 origina microestructuras con delgadas placas hexagonales de corindón de una elevada razón longitud/diámetro en una matriz de rutilo. Estos materiales presentan una resistencia a la flexión de 250 MPa y una tenacidad de 5-6 Mpa $m^{3/2}$ en función de las condiciones de recocido. Estos resultados se comparan con los obtenidos para el material de Al_2O_3/TiO_2 sinterizado de modo convencional.

Abstract.- Dense corundum/rutile composites were obtained through two different processing routes: a) decomposition of Al_2TiO_5 compacts, and b) conventional sintering of Al_2O_3/TiO_2 powder compacts. Decomposition of Al_2TiO_5 yielded microstructures consisting of thin hexagonal plate-shaped corundum particles with high aspect ratio embedded in a rutile matrix. These composites exhibited a bending strength of up to 250 MPa and an indentation toughness of 5-6 MPa $m^{3/2}$ depending on the annealing conditions. The results are compared with those obtained on conventionally sintered Al_2O_3/TiO_2 composites.

1. INTRODUCCION

Los materiales cerámicos pueden reforzarse mediante diversos mecanismos. Los más eficaces, reforzamiento por transformación y por microgrietas, que utilizan la transformación martensítica de la circona monoclinica a tetragonal [1] se han aplicado extensamente en la pasada década. Sin embargo, este método de reforzamiento esta influido por la temperatura; así la tenacidad usualmente disminuye a temperaturas elevadas, normalmente $> 700^\circ C$.

Actualmente, el reforzamiento por deflexión de grieta [2] está recibiendo mucha atención especialmente porque no está afectado por la temperatura. Este reforzamiento puede alcanzarse introduciendo en matrices cerámicas partículas de elevada razón longitud/diámetro, por ejemplo, "whiskers", fibras o placas. Sin embargo, el procesamiento de polvos con partículas de estas características plantea muchas dificultades especialmente en el caso de los "whiskers" [3]. Por esto, el crecimiento "in situ" de una fase con una elevada razón longi-

tud/diámetro es una interesante ruta alternativa para la obtención de materiales compuestos de elevada tenacidad.

Hori [4] obtuvo materiales totalmente densos con microestructuras formadas por placas de corindón en una matriz de rutilo por codeposición química en fase vapor de polvos de $Al_2O_3-TiO_2$ a los que añadía pequeñas cantidades de sodio.

El titanato de aluminio es estable a temperaturas elevadas, y se descompone según una reacción eutectoide a temperaturas menores a $1280^\circ C$ en $\alpha-Al_2O_3$ y TiO_2 (rutilo) [5]. Pena y col. [6] obtuvieron una microestructura bifásica de corindón y rutilo por descomposición eutectoide del Al_2TiO_5 en el rango de temperaturas de 1100 a $1200^\circ C$.

En este trabajo se expone la obtención de materiales bifásicos de corindón/rutilo por descomposición térmica de titanato de aluminio. Los compuestos obtenidos por este método presentan una tenacidad significativamente mayor a la

de los obtenidos por sinterización convencional, lo que se atribuye a su peculiar microestructura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han mezclado polvos de corindón (Al₂O₃ Alcoa CT 3000 SG) y anatasa (TiO₂ Merck 808) con una razón molar 1:1 mediante molienda de atrición en alcohol isopropílico utilizando bolas de esteatita. Los polvos así obtenidos se han secado, tamizado y caracterizado físicamente, tabla 1.

TABLA 1. Propiedades físico-químicas de la mezcla de partida

Superficie (m ² /g)	9,2
Tamaño de partícula (μm)	0,38
Análisis químico (% en peso)	
Al ₂ O ₃	55,20
TiO ₂	43,00
SiO ₂	0,75
ZrO ₂	0,18
Fe ₂ O ₃	0,03
MgO	0,20
CaO	0,13
Na ₂ O	0,09
K ₂ O	0,03
P ₂ O ₅ *	0,1
perdida por calcinación	n.d.

* baja precisión

Los polvos obtenidos se han prensado a 200 MPa y posteriormente se han seguido dos vías de procesamiento:

- a) sinterización y reacción en aire a 1500°C para obtener compactos de Al₂TiO₅ y subsiguiente recocido a 1100, 1150 y 1200°C con objeto de obtener microestructuras eutécticas (muestras rotuladas AT);
- b) sinterización convencional en aire a 1150 y 1250°C (muestras rotuladas A+T).

Todos los tratamientos térmicos se han realizado en aire en un horno eléctrico con elementos de Superkanthal controlado mediante un programador.

Las gráfica de sinterización dinámica de la composición estudiada se ha determinado hasta 1600°C en un dilatómetro. El porcentaje de las distintas fases en las muestras se ha estudiado por difracción de rayos X utilizando filtro de níquel y radiación K_α de cobre. Las muestras recocidas se han sacado del horno a intervalos regulares y se ha congelado el equilibrio obtenido mediante enfriamiento rápido a temperatura ambiente. El grado de descomposición de las muestras recocidas se ha determinado según la ecuación

$$v = c_{Al} / (c_{Al} + c_{Ti}) = I_{Al} / (I_{Al} + K^{-1} * I_{Ti})$$

donde c_{Al} y c_{Ti} representan la fracción en peso de Al₂TiO₅ y TiO₂ respectivamente. Las intensidades de los picos de rayos X I_{Al} y I_{Ti} corresponden a las de los picos (023) de Al₂TiO₅ y (101) de rutilo. El factor K se ha calibrado utilizando una mezcla patrón de titanato de aluminio y titania obteniendo un valor de 0,77±0,098. v varía entre 0 para el Al₂TiO₅ totalmente descompuesto y 1 para el Al₂TiO₅ puro.

Las densidades aparentes de las probetas se han determinado por inmersión en agua destilada.

La resistencia a la flexión se ha medido por flexión en tres puntos sobre probetas cilíndricas de ≈ 4 mm de diámetro, con una separación entre apoyos de 20mm y una velocidad de aplicación de carga de 0,05 mm/min. La tenacidad se ha determinado utilizando la técnica de la indentación con una punta Vickers y con cargas que han variado de 10 a 500 N. Los valores de K_{IC} se han calculado utilizando la formula propuesta por Orange y col.[7]. El modulo de Young y la dureza necesarios para el cálculo de la tenacidad cuando se utiliza el método de indentación se han determinado utilizando las técnicas de la indentación con punta Knoop y Vickers [11].

La microestructura de las muestras se ha estudiado sobre superficies fracturadas y pulidas atacadas con una disolución de FH (15 % en vol.) mediante microscopía electrónica de barrido utilizando electrones secundarios y retrodispersados con objeto de diferenciar claramente el rutilo de la alúmina cuando se consideró necesario.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

En la figura 1 se expone la contracción en función de la temperatura de la mezcla equimolar de Al₂O₃/TiO₂ en verde. La curva de contracción presenta un cambio brusco a temperaturas mayores a 1300°C debido a la expansión asociada a la formación de Al₂TiO₅.

Esto se explica porque el rutilo y la alúmina son compatibles a temperaturas inferiores a 1280°C y a temperaturas más elevadas ambos reaccionan para formar el Al₂TiO₅. Esto es, a temperaturas menores que 1280 °C solamente tiene lugar la sinterización mientras que a temperaturas superiores tienen lugar tanto la reacción como la sinterización. Sobre la base de los resultados obtenidos en los ensayos de sinterización dinámica y estática, los autores han obtenido por sinterización reactiva de compactos de Al₂O₃/TiO₂, a 1500°C durante 2h, probetas de Al₂TiO₅.

con un 95 % de densidad.

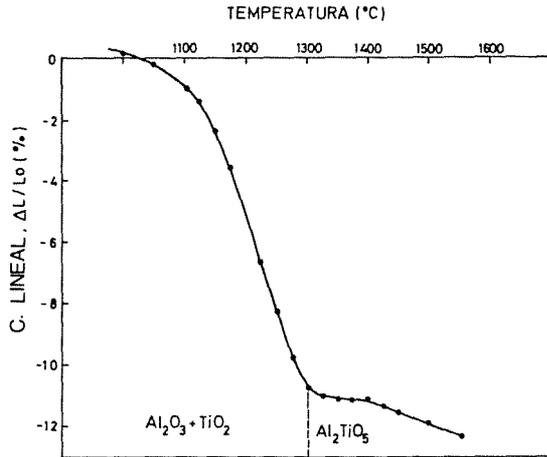


Figura 1.- Contracción en función de la temperatura de la composición en verde (velocidad de calentamiento 10° C/ min.)

Por otro lado la Fig. 1 demuestra la posibilidad de preparar compuestos de Al_2O_3/TiO_2 relativamente densos por sinterización a temperaturas ligeramente inferiores a la temperatura eutéctica de 1280°C [5]. En el presente trabajo se han obtenido compuestos de Al_2O_3/TiO_2 (A+T) por sinterización a 1150 y 1250°C diferentes tiempos. Los resultados obtenidos se recogen en la tabla 2.

Se ha estudiado la descomposición eutéctica del Al_2TiO_5 obtenido por sinterización a 1500°C en el margen de temperaturas de 1100 a 1200°C. En la figura 2 se ha representado la fracción de Al_2TiO_5 no descompuesto y la densidad de las muestras en función del tiempo de recocido. No se ha observado periodo de nucleación para el rutilo en ninguna de las temperaturas estudiadas, siendo la descomposición más rápida a 1150°C.

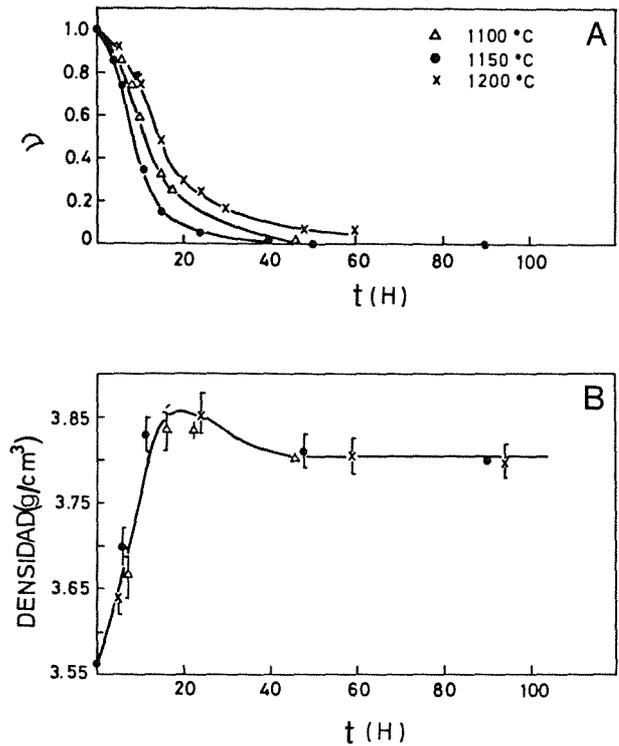


Fig. 2. Variación con la temperatura y el tiempo de: a) la fracción de Al_2TiO_5 remanente y b) la densidad aparente.

Los resultados obtenidos concuerdan con los expuestos por otros autores [12]. Así 24 horas de recocido a 1150°C son suficientes para obtener un material totalmente descompuesto. La densidad aumenta en los primeros estadios de la disociación debido a la contracción originada por la cristalización del corindón y el rutilo, ya que ambos poseen una densidad mayor que el Al_2TiO_5 . Durante el periodo de menor velocidad de descomposición se observa un tramo de saturación de densidad seguido por una ligera disminución

Tabla 2. Densidad y propiedades mecánicas después de los diferentes tratamientos térmicos

Muestra	T (°C)	t (h)	ρ (g/cm ³)	σ_r (MPa)	K_{Ic} (MPam ^{3/2})
A+T	1150	30	3,80	82±7	-
A+T	1150	60	3,85	172±20	-
A+T	1250	17	3,75	296±29	4,0±0,1
AT	1150	24	3,87	200±18	6,2±0,7
AT	1150	45	3,79	210±20	5,9±0,6
AT	1150	90	3,84	230±30	5,9±0,9
AT	1100	90	-	-	5,4±0,5

A+T = muestra preparada por sinterización de Al_2O_3/TiO_2

AT = muestra preparada por descomposición de Al_2TiO_5

que puede atribuirse al crecimiento de los cristales de Al_2O_3 y TiO_2 ya completamente formados acompañado de la formación de poros.

Con el fin de obtener una mayor información de la cinética de descomposición, los resultados obtenidos se han tratado según la fórmula propuesta por Avrami [8-9]

$$\ln \ln\{1/(1-v)\} = n \ln t + \ln k$$

donde v es la fracción de Al_2TiO_5 , t es el tiempo y k y n son constantes, como se muestra en la figura 3. La pendiente de esta gráfica, n , está relacionada con el mecanismo de reacción. En este caso $n \approx 2$ de acuerdo con los datos obtenidos por Ishitsuka y col. [10]. Este n corresponde a un mecanismo de descomposición en el cual la fase que cristaliza lo hace en los bordes de grano con una velocidad radial de crecimiento constante debida a las tensiones a compresión en borde de grano originadas por la anisotropía en la expansión térmica del Al_2TiO_5 .

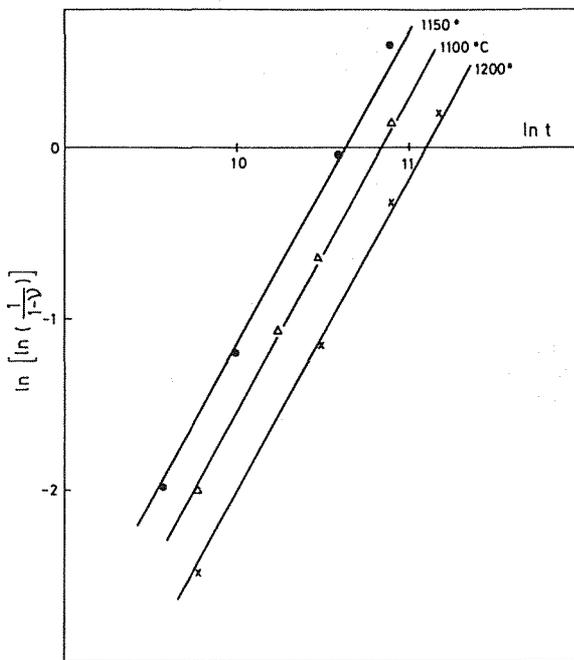
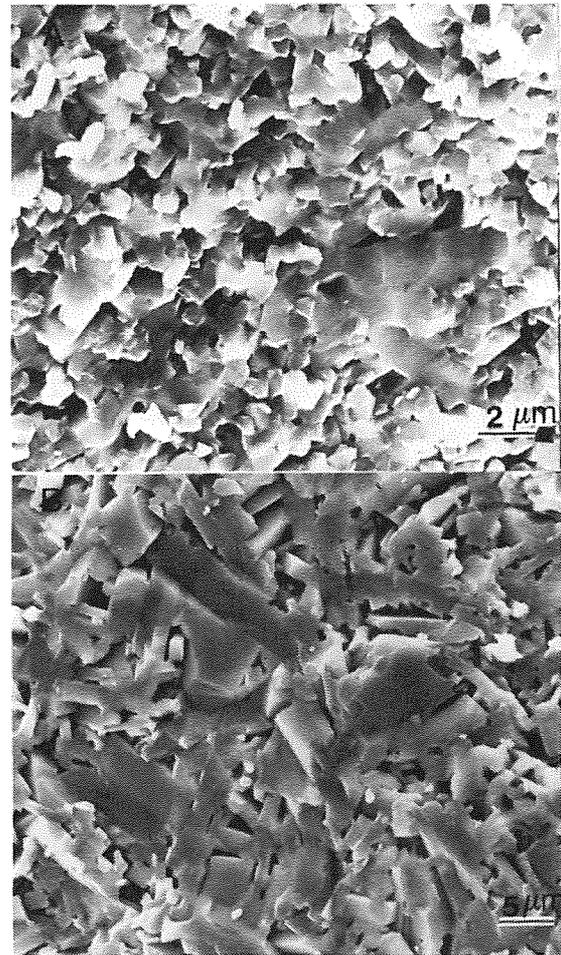


Fig. 3. Tratamiento de Avrami de los datos cinéticos de la descomposición eutectoide del Al_2TiO_5 .

La microestructura de los compuestos de alúmina-corindón obtenidos por sinterización convencional está formada por cristales de corindón de $\approx 1 \mu m$, dispersos en una matriz de cristales de rutilo de $\approx 1 \mu m$, Figura 4a. Durante el recocido del material de Al_2TiO_5 se forma un compuesto bifásico de corindón-rutilo, en el que las partículas de corindón presentan secciones rectangulares con una longitud para la muestra recocida 24h de $14,5 \pm 6,3$ y una anchura

de $2,3 \pm 1,1 \mu m$ con una elevada razón longitud/diámetro de ≈ 6 para esta muestra y de $\approx 6,5$ para 90h de recocido, Figura 4b.

En la figura 5 se ha representado la resistencia a la flexión en función del tiempo de recocido. En ella se observa un aumento prácticamente lineal con el tiempo debido al reforzamiento de la



sinterización convencional

descomposición eutectoide

Fig. 4. Microfotografía de la superficie de fractura de la muestra a) sinterizada a $1250^\circ C$, 17 h. b) sinterizada a $1500^\circ C$, 2h y recocida a $1150^\circ C$, 90 h.

débil estructura de microgrietas del Al_2TiO_5 por las nuevas fases Al_2O_3 y TiO_2 en formación. Para tiempos superiores a 24 h se alcanza un valor de 250 MPa, que no varía de forma significativa con el tiempo de recocido a ninguna de las temperaturas estudiadas. Los materiales obtenidos por sinterización convencional (tabla 2) presentan una resistencia a la flexión de 290 MPa, es decir, del mismo orden que la del máximo de la curva de la figura 5.

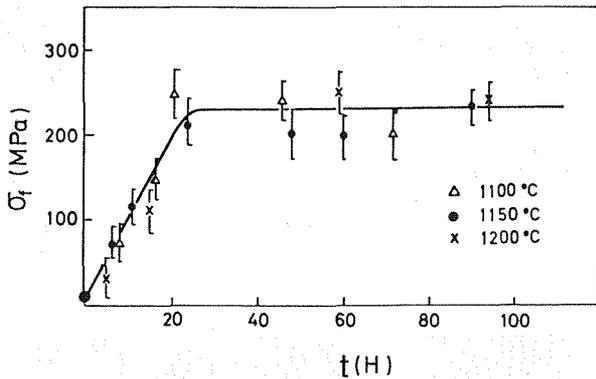


Fig. 5. Variación de la resistencia a la flexión con el tiempo y la temperatura de recocido en las muestras descompuestas.

Se han determinado el módulo de Young la dureza y la tenacidad sobre ambos tipos de muestras: sinterizada de modo convencional y recocida a 1150 °C 24, 45 y 90h. Dado que no había diferencias significativas entre la dureza y el módulo elástico de estas muestras se tomó el valor medio $HV = 6 \text{ GPa}$ y $E = 300 \text{ GPa}$ para el cálculo de la tenacidad por el método de la indentación. En la figura 8, se ha representado la variación del K_{IC} con la carga de indentación. Dentro de la dispersión de los datos no se ha encontrado ninguna diferencia significativa con la carga aplicada.

En la figura 7 se puede observar el camino de una grieta en una muestra preparada por reacción eutectoide, en ella se puede observar que la grieta se propaga de modo trans- e inter-granular. Pero el hecho más significativo de esta microestructura es que la grieta cambia

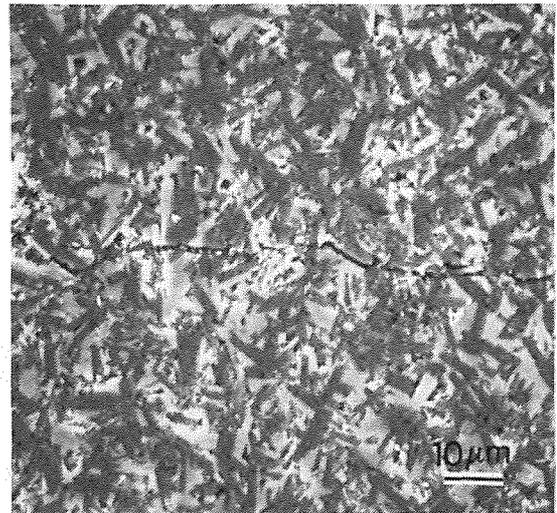


Fig. 7. Microfotografía del camino de una grieta producida por indentación en un material bifásico de corindón-rutilo obtenido por descomposición eutectoide.

varias veces su plano de propagación, lo que da lugar a un notable aumento de la tenacidad. Por el momento no podemos decir de modo concluyente cual es el mecanismo responsable del aumento en la tenacidad de estas muestras. Tanto la deflexión por las partículas que se encuentran en la punta de la grieta como las fuerzas de tracción que impiden la apertura de la grieta, favorecidas por el elevado valor de la razón longitud/diámetro de las partículas de alúmina, deben de tenerse en cuenta en este caso. Consideramos necesario un trabajo fractográfico más detallado con el fin de clarificar este aspecto.

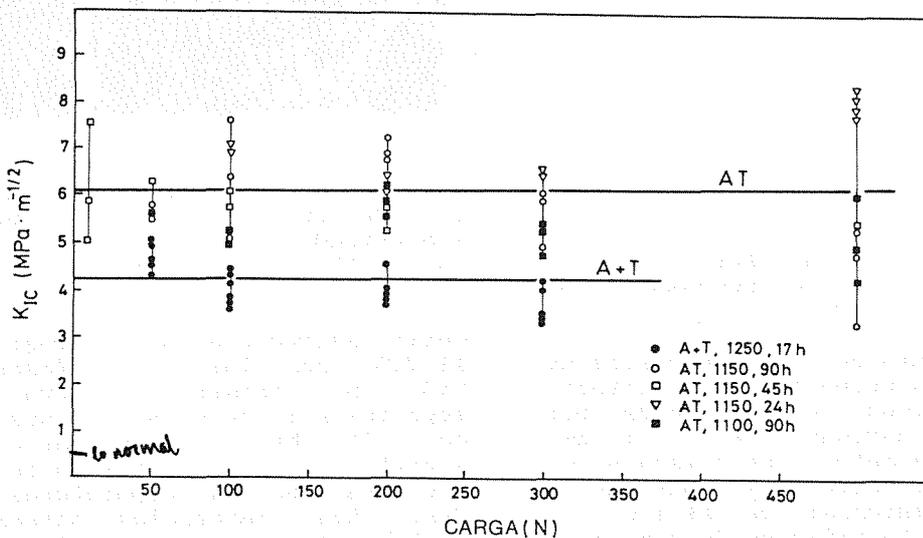


Fig. 6. Variación de la tenacidad de fractura K_{IC} con la carga de los materiales compuestos corindón-rutilo obtenidos por sinterización convencional (A+T) y descomposición eutectoide (AT).

Las condiciones de recocido tienen sólo una pequeña influencia sobre el valor del K_{IC} . Sin embargo, a la vista de la figura 6 es evidente que los materiales obtenidos por reacción eutectoide del Al_2TiO_5 (AT) presentan una tenacidad significativamente mayor ($K_{IC} \approx 6$ MPa \cdot m $^{1/2}$) que los obtenidos por sinterización convencional (A+T) ($K_{IC} \approx 4$ MPa \cdot m $^{1/2}$).

CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un método sencillo para mejorar las propiedades mecánicas de materiales compuestos de corindón-rutilo, con razones molares 1:1. El procesamiento consiste en un tratamiento térmico en dos escalones que lleva consigo la sinterización-reacción a 1500 °C con la formación del Al_2TiO_5 y un posterior recocido a temperaturas inferiores a 1280°C. Durante el proceso de recocido el Al_2TiO_5 se descompone en una microestructura eutectoide formada por largas y delgadas placas hexagonales de alúmina con una elevada razón longitud/diámetro (≈ 6) embebidas en una matriz de rutilo. Esta peculiar microestructura es la responsable del 50% de aumento en la tenacidad de los materiales compuestos obtenidos por reacción eutectoide ($K_{IC} = 6$ MPa \cdot m $^{1/2}$) respecto a los obtenidos por sinterización convencional ($K_{IC} = 4$ MPa \cdot m $^{1/2}$). Este método de procesamiento puede considerarse una vía alternativa en la preparación de compuestos con placas de elevada razón longitud/ diámetro.

BIBLIOGRAFIA

- [1] GARVIE, R.H. HANNINK y PASCOE, R.T. (1975) "Ceramic Steel", Nature (London) 258, pp.703-4.
- [2] FABER, K.T. y EVANS, A.G. (1983) Acta Metall 31 p. 565.
- [3] BIRCHALL, J.D., STANLEY, D.R., MOCKFORD, M.J., PIGOTT, G.H. y PINTO, P.J. (1988) "Toxicity of Silicon Carbide Whiskers" J.Mat. Sci. Lett. 7, pp.350-352.
- [4] HORI, S., KAJI, H., YOSHIMURA, M. y SOMIYA, S. (1987) "Deflection-Toughened Corundum-Rutile Composites", Mat. Res. Symp. Proc. Vol.78. pp. 283-88.
- [5] KATO, E., DAIMON, K. y TAKAHASI, J. (1980) "Decomposition temperature of β - Al_2TiO_5 " J. Am. Ceram. Soc. 63 pp.355-56.
- [6] PENA, P., de AZA, S. y MOYA, J.S. (1988) "Thermal stability of Al_2TiO_5 - Al_2SiO_5 -composites obtained by reaction sintering" Sci. of Ceramics 14, pp. 751-56.
- [7] ORANGE, G., LIANG, K.M., FANTOZZI, G. (1988) "Crack Resistance and Fracture Toughness of Alumina and Zirconia Ceramics: Comparison of Notched-Beam and Indentation Techniques" Science of Ceramics 14, pp.709-14.
- [8] AVRAMI, M; J. Chem. Phys., 7 1103, (1939); ibid. 8 212, (1940); ibid 9 177, (1941).
- [9] HULBERT, S.F. (1968) "Models for Solid State Reactions in Powders. A Review" J. Brit. Ceram Soc. 11 pp.11-20.
- [10] ISHITSUKA, M, SATO, T., ENDO, T. y SHIMADA, M. (1987) "Synthesis and Thermal Stability of Aluminum Titanate Solid Solutions" J. Am. Ceram. Soc. 70 pp.69-71.
- [11] MARSHALL, D.B., NOMA, T. y EVANS, A.G. (1982) "A Simple Method for Determining Elastic Modulus to Hardness Ratios Using Knoop Indentation Measurements" (1982) J.Am.Ceram Soc. 65,pp.C175-C176.
- [12] Kameyama, T., Yamaguchi, T. (1976) "Kinetic Studies on the Eutectic Decomposition of Al_2TiO_5 ." Yogyo-Kyokai-Shi 84 pp.589-593.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido subvencionado por la CICYT, proyecto MAT88-0156. Se agradece la concesión de una beca de la Comisión de las Comunidades Europeas a H. WOHLFROMM.

} lo más resistente a compresión
} en caliente > 400 MPa a 1500°C

MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS DE MULLITA OBTENIDA POR SINTERIZACION REACTIVA DE CAOLIN Y ALUMINA

$$K_{Ic} = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Caballero, A., Moya, J.S. y De Aza, S.

Departamento de Cerámica
Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C.
28500 - Arganda del Rey, MADRID

Resumen.- Materiales mullíticos con densidad próxima a la teórica han sido obtenidos mediante sinterización-reativa de mezclas de caolín/ γ -alúmina y caolín/ α -alúmina. El efecto que ejercen las diferentes características físico-químicas de cada alúmina sobre el proceso de reacción-sinterización y la evolución microestructural ha sido estudiado mediante difracción de rayos-x, microscopía óptica y electrónica y microanálisis por dispersión de energías. Finalmente se han determinado y discutido las propiedades mecánicas a temperatura ambiente y alta temperatura (σ_f) en función de la microestructura desarrollada en cada uno de los materiales.

Abstract.- Dense mullite-based materials were obtained by reaction-sintering of kaoline/ γ -alumina and kaoline/ α -alumina mixtures. The effect of nature of alumina powders on the reaction-sintering process and microstructure were evaluated by x-ray diffraction, reflected light microscopy and scanning and analytical electron microscopy. Finally, the mechanical properties at room and high temperature were determined and discussed as a function of microstructure of the samples.

I.- INTRODUCCION

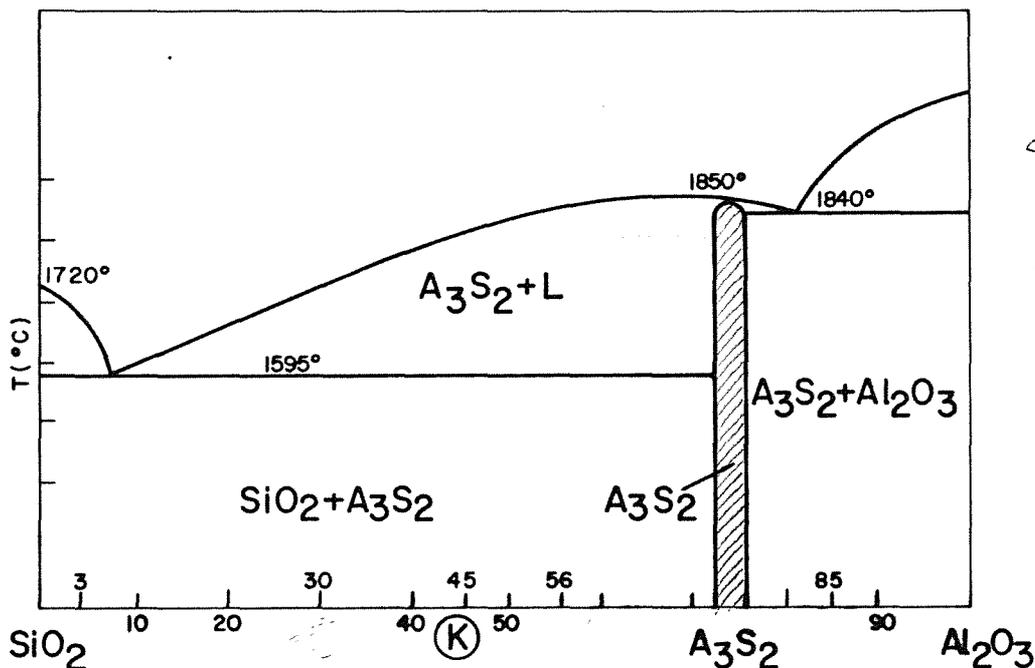
La mullita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) es el único compuesto estable en el sistema SiO_2 - Al_2O_3 a presión atmosférica normal (fig.1). La mullita policristalina densa presenta unas excelentes propiedades mecánicas a alta temperatura (>400 Mpa a 1500°C), elevado punto de fusión (1840°C), bajo coeficiente de dilatación ($4.5 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$), pequeña conductividad térmica ($1-2 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\text{K}^{-1}$) y gran resistencia al ataque por ácidos, lo que hacen de ella un material de gran futuro para aplicaciones estructurales a alta temperatura. A consecuencia del interés despertado y a la ausencia de yacimientos naturales, se están investigando y desarrollando numerosas vías de síntesis (1-3) cuya principal característica es partir de materias primas de elevada pureza y alto coste. El presente trabajo, que forma parte de un amplio proyecto de investigación sobre síntesis y mejora de propiedades mecánicas de materiales a base de mullita

se ha centrado en el estudio de la síntesis y propiedades de la mullita cuando esta se obtiene a partir de materias primas de bajo costo como el caolín y la alúmina.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se ha utilizado un caolín micronizado (Caobar-S) y dos tipos de alúmina; γ -alúmina (Alúmina-Aluminio) y α -alúmina (Alcoa), tabla 1.

A partir del caolín y de γ -alúmina por un lado y de caolín y α -alúmina por otro se prepararon dos composiciones de mullita ambas con una relación $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ en peso igual a 2.703, de tal manera que se encontrasen localizadas en el campo de estabilidad del citado compuesto dentro del sistema SiO_2 - Al_2O_3 . (fig. 1). El procesamiento seguido en la obtención de mullita se muestra en el diagrama de flujo de la figura 2.



← el equivalente al diagrama Fe-C muchos años en cerámicas.

Figura 1.- Sistema SiO₂-Al₂O₃ según Aramaky y Roy

TABLA 1. Propiedades físico-químicas de las materias primas de partida

Muestra:	Caolín	γ-Alúmina	α-Alúmina
Superficie (m ² /g)	9.23	52.0	8.0
Tamaño de partícula (µm)	3.0	≈100 (aglomerados)	0.5
Análisis Químico (% peso)			
Al ₂ O ₃	36.99	95.96	99.41
SiO ₂	48.40	0.08	0.11
TiO ₂	-	0.002	-
Fe ₂ O ₃	0.25	0.21	0.03
CaO	0.31	0.29	0.03
MgO	0.05	0.08	0.06
Na ₂ O	0.13	0.20	0.12
K ₂ O	0.46	0.01	0.01
Pérdida calcinación	13.02	3.18	0.20

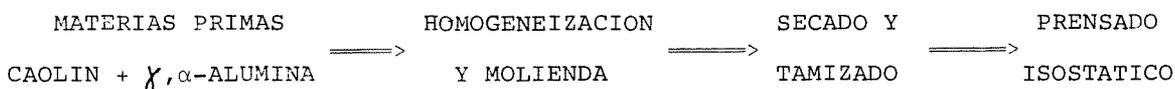
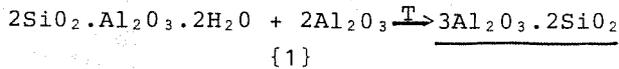


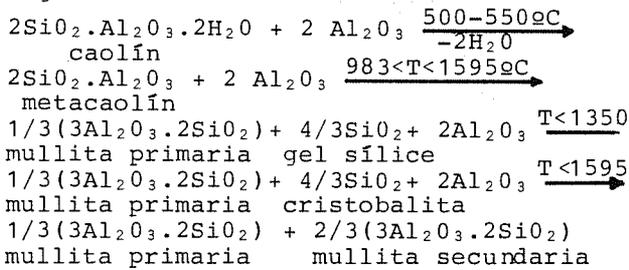
Figura 2.- Diagrama de flujo del procesamiento seguido.

3.- SINTESIS DE MULLITA

El exámen del sistema $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, nos permite prever que con la adición de alúmina a la caolinita, en la proporción estequiométrica correcta, se podrá obtener mullita según la expresión:



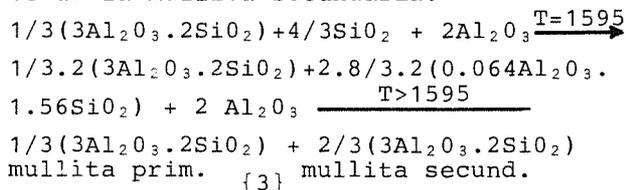
Esta reacción a temperaturas por debajo de 1595°C, punto invariante del subsistema mullita-sílice, transcurrirá totalmente en estado sólido según las ecuaciones siguientes:



{2}

con la formación de una mullita primaria, procedente de la transformación directa de la caolinita, y una mullita secundaria, por reacción en estado sólido de la sílice (en sus diferentes formas alotrópicas) con la alúmina {2}.

Ahora bien, la energía de activación para este último proceso es del orden de 170 Kcal/mol (4) y, en consecuencia su evolución es tan lenta por debajo de 1595°C que se requerirían tiempos tan largos que harían inviable una síntesis industrial. Si la reacción {1} se realiza a la temperatura de 1595°C, es de esperar que transcurra según la ecuación {3}, teniendo lugar a dicha temperatura, a diferencia de la reacción {2} en estado sólido, la disolución de la alúmina en la fase líquida y precipitación y crecimiento subsiguiente de la mullita secundaria.



A medida que transcurre la reacción {3} la fase líquida se irá agotando y cuando toda la mullita se haya formado aquélla desaparecerá totalmente. Este mecanismo deberá aumentar significativamente la velocidad de reacción, por la mayor velocidad de los iones en la fase líquida. Este mecanismo recibe el nombre de "Síntesis por fase líquida transitoria".

4.- RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los estudios realizados en las composiciones formuladas se muestran en el esquema de la figura 3.

SINTERIZACION REACTIVA

1400°C - 1700°C

Vel. calent. 5°C/min.

Tiempo Trat. 4 Horas

DETERMINACION DENSIDAD APARENTE POR DESPLAZAMIENTO EN MERCURIO Y AGUA

ANALISIS MINERALOGICO CUALITATIVO Y CUANTITATIVO POR DIFRACCION DE RAYOS-X

ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y MICROANALITICO POR M.E.B. y E.D.X.

DETERMINACION DE PROPIEDADES MECANICAS (σ_f) A TEMPERATURA AMBIENTE Y ALTA TEMPERATURA

Fig. 3.- Esquema de los estudios realizados

4.1.- ESTUDIO DE LA DENSIFICACION

En un trabajo previo (5) los autores han puesto de manifiesto, en concordancia con lo expuesto en el apartado anterior, que el proceso de densificación en función de la temperatura tiene lugar en dos etapas bien diferenciadas.

A temperaturas inferiores a 1500°C la velocidad de densificación es tan lenta que permite suponer un mecanismo de reacción sinterización controlado por difusión en estado sólido de acuerdo con la etapa de reacción propuesta en la ecuación {2}. Sin embargo a temperaturas superiores a 1500°C la elevada velocidad de densificación solo puede atribuirse a un proceso de reacción-sinterización en presencia de una fase líquida de acuerdo con el mecanismo de reacción propuesto en la ecuación {3}.

Por otro lado, también se pudo constatar que alcanzar densidades cercanas a la teórica (>95%) requiere tratamientos térmicos a temperaturas superiores a 1600°C.

4.2.- ESTUDIO DE LA SECUENCIA DE REACCION POR DIFRACCION DE RAYOS-X

La tabla 2 muestra la secuencia de evolución de las fases en función de la temperatura.

La presencia en ambas composiciones a temperaturas inferiores a 1500°C de mullita (M), alúmina (A) y sílice (S) en forma de cristobalita, pone de manifiesto que en esta etapa toda la mullita y cristobalita formadas provienen de la descomposición de la caolinita tal como se sugiere en la reacción propuesta en la ecuación {2}.

TABLA 2. Secuencia de evolución de fases

Temperatura	Mullita-1	Mullita-2
1400 °C	M+A+C+L	M+A+C+L
1500 °C	M+A+L	M+A+L
1600 °C	M+(L)	M+A+L
1650 °C	M+(L)	M+(L)
1700 °C	M+(L)	M+(L)

A:Alúmina (Al₂O₃); C:Cristobalita (SiO₂)
 M:Mullita (3Al₂O₃.2SiO₂); L:Líquido
 Mullita-1 ⇒Caolín / γ-Alúmina
 Mullita-2 ⇒Caolín / α -Alúmina

A temperaturas superiores a 1500°C tiene lugar la disolución de la alúmina en la fase líquida, la cual disminuye progresivamente a medida que se forma la mullita secundaria hasta desaparecer totalmente a 1600°C o 1650°C según corresponda a caolín/ γ-alumina ó caolín/ α-alúmina respectivamente.

Si representamos el porcentaje de mullita frente a la temperatura (figura 4), pueden apreciarse claramente las dos etapas anteriormente mencionadas. Por debajo de 1500°C, el porcentaje de mullita formada oscila en ambos casos entre el 50 y 60% en peso, porcentaje que coincide con el que se puede calcular a partir del diagrama sílice-alúmina (figura 1), para la metacaolinita. Este hecho confirma y corrobora el que la mullita formada en esta primera etapa (mullita primaria) provenga mayoritariamente de la descomposición del caolín.

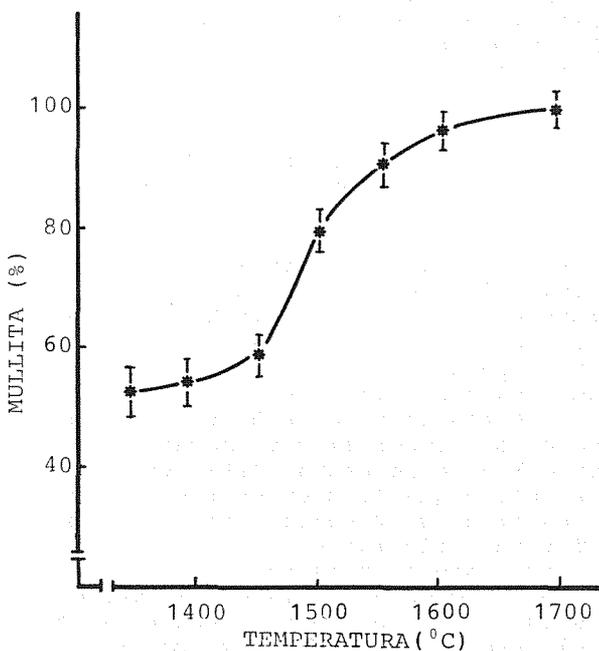


Figura 4.- Evolución del porcentaje de mullita en función de la temperatura.

Al superar dicha temperatura, el contenido de mullita, progresa rápidamente hasta alcanzar el 100% a 1600°C ó 1650°C según la composición, como consecuencia de la disolución de la alúmina en la fase líquida y la nucleación y crecimiento subsiguiente de la mullita secundaria por un mecanismo similar al de Ostwald Ripening. (6)

Finalmente, cabe señalar que la fase líquida, tal como han puesto de manifiesto reiteradamente los estudios realizados es operativa a temperaturas del orden de 1500°C, aproximadamente 100°C inferior a la que se deduce del diagrama SiO₂-Al₂O₃. Esta disminución viene determinada por las impurezas que presentan las materias primas de partida, que si bien no alteran el mecanismo de reacción-sinterización sí disminuyen la temperatura de aparición de la fase líquida. Por otro lado el mayor nivel de impurezas presentes en γ-alúmina determina que la composición caolín/γ-alúmina finalice su proceso de reacción a una temperatura 50°C inferior a la observada en la composición caolín/α-alúmina.

4.3.-ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y MICROANALITICO MEDIANTE M.E.B. Y E.D.X.

Los estudios microestructurales y microanalíticos realizados y los que actualmente se llevan a cabo han puesto de manifiesto que ambas composiciones presentan características microestructurales muy semejantes.

Las figuras 5 a 8 muestran las microestructuras obtenidas a 1400°C y 1650°C respectivamente. La primera microfotografía (fig.5) que corresponde a la composición caolín/γ-alúmina tratada a 1400°C muestra cristales de mullita relativamente bien desarrollados en forma de tablones de 2-3 μm de largo por 1 μm de ancho de morfología semejante a la que se observa en la descomposición térmica del caolín (MP=Mullita primaria).

Por otro lado, se observan también cristales de mullita de forma más o menos redondeada de muy pequeño tamaño, 0.3-0.5 μm, que recuerdan a aquellos que se forman en presencia de fase líquida por nucleación y crecimiento. (MS=Mullita secundaria). Igualmente es posible apreciar cristales de alúmina de forma esférica y de muy pequeño tamaño.

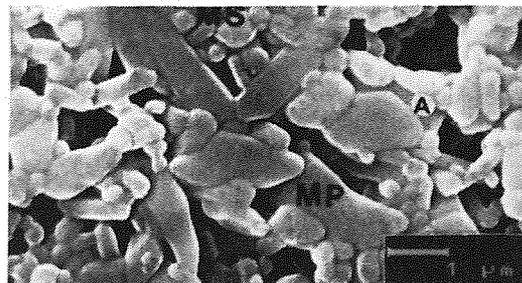


Figura 5.- M.E.B. de la muestra tratada a 1400°C mostrando cristales de mullita primaria, secundaria y alúmina.

Las microestructuras observadas en las muestras tratadas a 1650°C (figuras 6 y 7), fueron igualmente muy semejantes, poniéndose de manifiesto la presencia de dos tipos de cristales de mullita, unos de notable tamaño (10–12µm de largo y 3–5µm de ancho) de hábito tabular que corresponden a la mullita primaria y otros de hábito regular y/o equiaxial que alcanzan tamaños de 1 a 2µm que corresponden a la mullita secundaria.

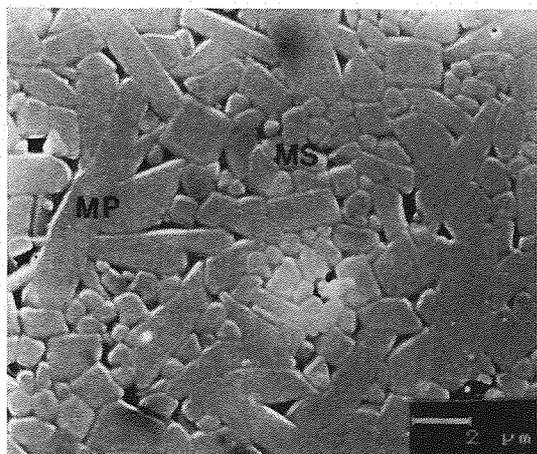


Figura 6.- M.E.B. de la muestra tratada a 1650°C mostrando cristales de mullita primaria (MP) y mullita secundaria (MS). (Caolín + γ -Alúmina)

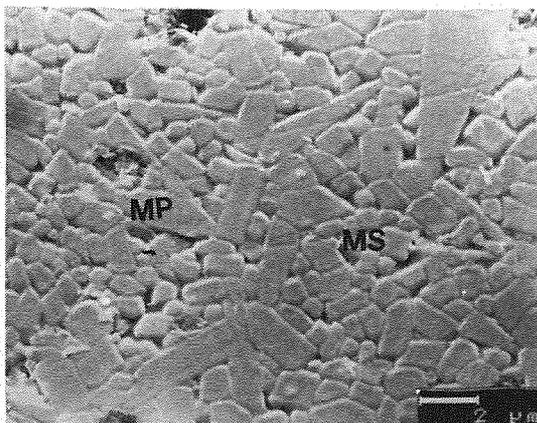


Figura 7.- M.E.B. de la muestra tratada a 1650°C mostrando cristales de mullita primaria (MP) y mullita secundaria (MS). (Caolín + α -Alúmina)

La fase vítrea se localizó preferentemente en puntos triples aunque algunas veces pudo observarse en forma de fina película entre los cristales de mullita primaria (figura 8). Los microanálisis de los cristales de mullita primaria y mullita secundaria, de las muestras tratadas a 1650°C, pusieron de manifiesto diferencias apreciables en cuanto a su composición. La mullita primaria presentó una estequiometría (71.6–71.8 % Al_2O_3 y 28.0 –

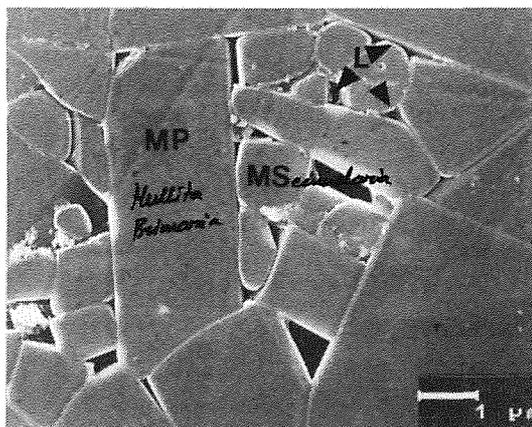


Figura 8.- M.E.B. de la muestra tratada a 1650°C mostrando la localización de la fase vítrea entre los cristales de mullita secundaria. (Muestra atacada 15% FH).

28.4% SiO_2) que corresponde exactamente a la composición de la mullita en equilibrio con sílice ó fase líquida, según la temperatura, en el subsistema sílice mullita, mientras que la mullita secundaria mostró una composición (74.5–75.0 Al_2O_3 y 25.0–25.5 % SiO_2) que corresponde en este caso a aquella en equilibrio con la alúmina en el subsistema mullita-alúmina.

Por otro lado es destacable el hecho de que ni en la mullita primaria ni en la mullita secundaria se detectasen elementos distintos a la alúmina y la sílice en solución sólida.

Los primeros microanálisis realizados en la fase vítrea (70% SiO_2 , 23% Al_2O_3 , 4–5% K_2O , 2.0 CaO y 0.5% Fe_2O_3) parecen poner de manifiesto que las impurezas se concentran preferentemente en dicha fase. No obstante, en la actualidad se encuentra en desarrollo un amplio estudio microestructural y microanalítico con objeto de ampliar y corroborar los resultados obtenidos.

4.4.- ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS A TEMPERATURA AMBIENTE Y ALTA TEMPERATURA

La Tabla 3 recoge la densidad y la resistencia a la flexión en función de la temperatura en las composiciones estudiadas. A la vista de los resultados obtenidos se puede apreciar que ambas composiciones exhiben una gran similitud tanto en los valores de resistencia mecánica y densidad como en su comportamiento mecánico en función de la temperatura. Este hecho es atribuible a que la microestructura de ambos materiales presentan similares características (figuras 6 y 7). Por otro lado es remarcable, el hecho de que los valores de resistencia mecánica obtenidos en el presente trabajo, en todo el rango de temperaturas, son sólo ligeramente inferiores a los usuales en materiales de mullita obtenidos a partir de materiales de partida de síntesis de ele

TABLA 3. Densidad y propiedades mecánicas a temperatura ambiente y alta temperatura

MUESTRA	MULLITA-1	MULLITA-2
Temp. Trat.	1650°C/4h.	1650°C/4h.
Densidad (g/cc)	2.92	2.85
Resistencia a la flexión:		
25°C	175±10	155±10
800°C	160±10	162±14
1000°C	170±15	n.d.
1200°C	180±10	165±15

MULLITA - 1 Caolín/ γ -Alúmina
 MULLITA - 2 Caolín/ α -Alúmina
 n.d.: valor no determinado

vada pureza y alto costo. En este contexto merece ser destacado que, el comportamiento mecánico exhibido en función de la temperatura es idéntico al indicado en la bibliografía para materiales obtenidos utilizando materias de partida de gran pureza (7 a 9)

Este comportamiento puede ser explicado considerando la particular microestructura de los compactos de mullita obtenidos. Dicha microestructura está conformada por granos prismáticos de mullita primaria interconectados y granos equiaxiales de mullita secundaria quedando la fase vítrea mayoritariamente confinada en los puntos triples. Por esta razón esta fase apenas afecta al comportamiento mecánico a elevadas temperaturas (<1200°C)

5.- CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una sencilla vía de síntesis que permite obtener materiales a base de mullita a partir de materias de bajo costo tales como el caolín y alúmina. Igualmente se ha podido constatar la no influencia del tipo de alúmina sobre la microestructura y propiedades obtenidas en estos materiales.

Finalmente, debido a la particular microestructura de estos materiales, las impurezas de las materias primas de partida no afectan significativamente a las propiedades mecánicas a alta temperatura (<1200°C)

6.- BIBLIOGRAFIA

- (1) Cavalieri, A. Pena, P. De Aza, S. y Moya, J.S. (1990) Anales de la Mecánica de Fractura
- (2) Ghate, B.B. Hasselman, P.H. Sprigs R.M. (1973) Ceramic Bull. 52, 670-72
- (3) Metcalfe, B.L. Sant J.H. (1975) Trans. Brit. Ceram. Soc. 74 (6) 193-201
- (4) Aksay, I.A. Ph. D. Thesis University California of Berkeley. LBL-1403/1973
- (5) Rivero, A. Caballero, A. De Aza, S. (1988) Proceedings 2º Congreso Internacional Iberoamericano de Cerámica Vidrio y Refractarios. (En prensa)

- (6) Moya, J.S. Baudín, C. Miranzo, P. (1987) Encyclopedia of Physical Science and Technology. Academic Press N. York. 699.
- (7) Mazdiyasi, K.S., Brown, L.M. (1972) J. Am. Ceram. Soc. 55 (11) 548-552
- (8) Mah, T. Mazdiyasi, K.S. (1983) J. Am. Ceram. Soc. 66 (10) 699-703
- (9) Kanzaki, S. Abe, O. Ohashi, M. Tabata, H. (1986) Ceramic Mat. and Component for Engines Ed. N. Bunk-H. Hausner 625-31

Este trabajo ha sido subvencionado por la CICYT, proyecto MAT-0182

MICROESTRUCTURA Y COMPORTAMIENTO MECANICO DE MATERIALES DE MULLITA OBTENIDOS A PARTIR DE GELES

Cavaliere, A.L., Pena, P., de Aza, S., Moya, J.S.

Departamento de Cerámica
Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C.
28500 - Arganda del Rey, MADRID
Dirección permanente en CETMIC-CONICET, Buenos Aires, ARGENTINA

Resumen.- Se obtuvo mullita a partir de materiales de composición estequiométrica ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) preparados por dos métodos sol-gel, coloidal y polimérico. Los geles de partida fueron precalcificados a 800 y 1400 °C para facilitar su procesamiento y sinterización. La temperatura final de tratamiento fue de 1650 °C. Sobre los compactos densos se estudiaron las microestructuras resultantes mediante SEM. Finalmente, las características mecánicas de ambos materiales mullíticos se correlacionaron con su microestructura y con la naturaleza de los geles de partida.

Abstract.- Mullite was obtained from materials with a composition equivalent to $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ prepared by a colloidal and a polymeric sol-gel methods. Starting gels were first calcined at 800 and 1400 °C in order to improve their processing and sintering. Final treatment temperature was 1650 °C. Microstructures of dense compact specimens were studied by SEM. Finally, mechanical properties of both mullite materials were analyzed in relation to microstructural characteristics and the nature of the starting materials.

1. INTRODUCCION

Debido a la importancia tecnológica de la mullita, único compuesto estable en el sistema $SiO_2-Al_2O_3$, se han realizado numerosos estudios con miras a la obtención de precursores de este compuesto cada vez más puros y homogéneos. Una de las vías de obtención estudiada, diferente de la reacción a partir de óxidos, es el proceso sol-gel.

Actualmente, son objeto de investigación: la influencia de las características de los geles sobre la microestructura y propiedades de la mullita obtenida y el cambio estructural de estos geles en su evolución térmica a mullita.

En este trabajo se estudia la relación entre las características de materiales

precursores de mullita obtenidos por dos vías sol-gel diferentes, coloidal y polimérica, con la microestructura y propiedades de los materiales sinterizados resultantes.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Los polvos de partida fueron geles de sílice y alúmina con composición de mullita, preparados por dos métodos sol-gel, coloidal (Ca) y polimérico (Pa). En el método coloidal se hace reaccionar $Si(OC_2H_5)_4$ con las especies coloidales $AlO(CH_3)$ obtenidas previamente por hidrólisis en medio ácido de $Al(OC_2H_5)_3$ [1], mientras que en el método polimérico se efectúa una

TABLA 1. Análisis químico de los polvos de partida

MUESTRAS	Ca	Pa
PxC	7,82	11,82
SiO ₂	24,73	23,08
Fe ₂ O ₃	0,03	0,07
TiO ₂	0,007	0,01
Al ₂ O ₃	67,10	64,60
CaO	0,10	0,08
MgO	0,007	0,02
Na ₂ O	0,037	-
K ₂ O	0,015	0,05

hidrólisis controlada en medio ácido, directamente a partir de los alcóxidos de aluminio y silicio, evitándose el estado coloidal inicial de Al(OH) [2].

En la Tabla 1, se muestra el análisis químico de las muestras Ca y Pa. Se determinó la sílice por gravimetría, previa insolubilización clorhídrica y posterior purificación fluorhídrica.

Los óxidos de hierro y aluminio se determinaron por espectrometría de absorción atómica, los alcalinos por fotometría de llama y el resto, por espectrometría de emisión de plasma de acoplamiento inductivo. La pérdida por calcinación se determinó en mufla a 1100 °C.

2. 2. Procesamiento

Las muestras Ca y Pa fueron procesadas según dos vías diferentes descritas en la Figura 1.

Los geles fueron molidos en mortero de ágata y tratados térmicamente 46 h a 300 °C y 12 h a 800 °C con el objeto de eliminar lentamente el agua y los restos orgánicos en su totalidad. Posteriormente, fueron molidos por atrición con bolas de mullita en alcohol isopropílico durante 1/2 hora y luego tamizados a través de una malla de 63 µm. Las bolas de mullita fueron obtenidas por peletización y sinterizadas a 1660 °C durante 4 h.

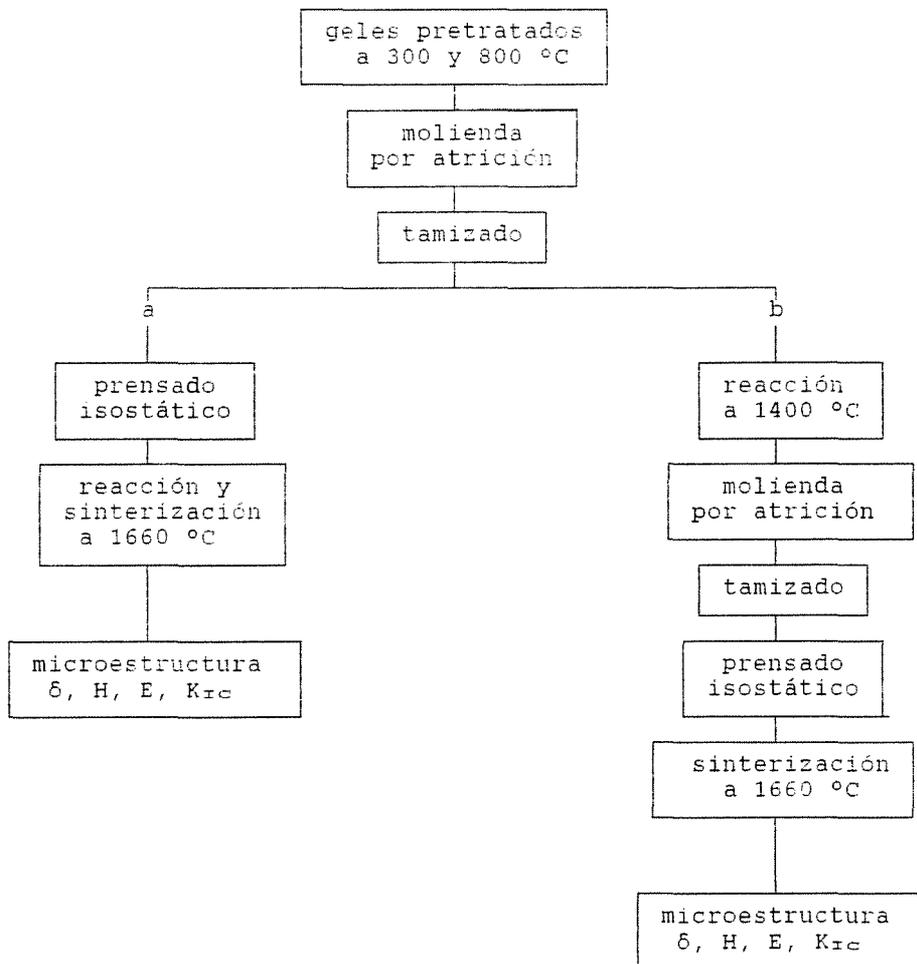


Fig. 1. Diagrama de procesamiento.

En el procesamiento (a), los materiales pretratados fueron prensados isostáticamente a 200 MPa en forma de barras cilíndricas de 0,5 cm de diámetro y 2 cm de largo. Las etapas de formación de mullita y de sinterización fueron simultáneas tratando las muestras durante 46 h a 1660 °C.

En el procesamiento (b), los geles pretratados se mantuvieron a 1400 °C durante 4 h con el objeto de formar la mullita en una etapa previa a la sinterización. La reacción fue verificada por DRX. La sinterización se realizó sobre las muestras molidas por atrición y prensadas isostáticamente. Las condiciones en estas etapas fueron iguales que las descritas en la vía (a).

2. 3. Análisis térmico

El análisis térmico diferencial (ATD) y térmico gravimétrico (TG) de los geles Ca y Pa se realizó a una velocidad de calentamiento de 10 °C/min en aire hasta 1500 °C en un equipo Metler en crisol de Pt y con Al₂O₃ como referencia.

El análisis dilatométrico se efectuó sobre las muestras pretratadas a 300/800 °C y sobre las mismas tratadas a 1400 °C. Los ensayos se realizaron en un dilatómetro Adamel Lhomargy con soporte de Al₂O₃.

2. 4. Análisis granulométrico

Las curvas de distribución de tamaño de grano de las muestras pretratadas se obtuvieron por cálculo de los diámetros equivalentes esféricos de las especies presentes a partir de las observaciones de microscopía electrónica de transmisión (MET). Para ello, las muestras se dispersaron en alcohol isopropílico y se depositaron sobre piel de C. La distribución granulométrica de las muestras tratadas a 1400 °C se determinaron en un equipo Coulter.

2. 5. Ensayos mecánicos

Se eligió el factor crítico de intensidad de tensiones en modo I (forma más corriente de fractura en los materiales cerámicos), K_{IC} , para definir la tenacidad de los materiales y poder compararlos. Para su determinación, por disponerse de muestras de pequeñas dimensiones, se eligió el método de indentación. Este es un método rápido y simple y las medidas se pueden realizar sobre superficies pequeñas, respecto de los métodos con entalla que requieren probetas más grandes, sin defectos y entalladas. Previamente, Osendi [3] determinó el factor K_{IC} sobre probetas de mullita sinterizada a partir de premullita y obtuvo valores de 2,0 y 2,1 ± 0,1 MPa m^{1/2} por el método de flexión

en cuatro puntos con entalla y por el método de indentación, respectivamente. Para probetas tratadas durante tiempos largos, 16 h a 1570 °C, el valor se mantuvo constante.

Las indentaciones se realizaron con un microdurómetro modelo V-100A de Leco Corporation sobre la superficie de las muestras plano-paralelas perfectamente pulidas hasta diamante de 1µm, empleándose una punta piramidal de diamante tipo Vickers. Para el cálculo, se utilizó el desarrollo de Miranzo y Moya [4] donde K_{IC} viene dado por:

$$K_{IC}/H/r_1 \{f(E/H)\}^{-1} = \begin{cases} 0,1 (c/r_1)^{-1,06} & \text{con } c/r_1 > 2,8 \\ 0,06 (c/r_1)^{-0,5} & \text{con } c/r_1 < 2,8 \end{cases}$$

donde:

H = 0,47 P r_1^{-2} = dureza Vickers

P = carga aplicada

E = módulo de Young

r_1 , c = dimensiones de la huella

$f(E/H) = 1/(1-m_r)$

$$\{s_{exp}^2/2/3(1+3\ln s_{exp})-1,5\}$$

s_{exp} , m_r = parámetros que dependen de la geometría del indenter y de la existencia de una superficie libre.

Como la tenacidad del material tiende a ser menor con el tamaño del defecto introducido, es necesario medir el factor K_{IC} hasta que su valor se estabilice. En este momento, el valor medido $K_{IC} = K_{IC}^m$ es el correspondiente al material en su conjunto y el valor mínimo de c en este momento, es una medida de las características microestructurales del material. Por otra parte, el método de indentación proporciona informaciones adicionales sobre la forma de propagación de la grieta y sobre la dureza del material.

La dureza Vickers, H, que depende de la relación carga aplicada a tamaño de la huella, se calculó a partir de la relación entre estos dos parámetros, dada en los párrafos anteriores.

El módulo de Young, E, se calculó a partir de una aproximación que da la variación de E con la fracción volumétrica de poros presente[5]

$$E(p) = E_0 \exp -bp$$

donde:

E_0 = módulo de Young del material denso

p = fracción volumétrica de poros

b = constante que depende de la forma de los poros (≈3 para poros esféricos)

Para el cálculo se tomó E_0 mullita = 210 GPa y una densidad teórica de 3,16 g/cm³. Adicionalmente, se determinó el módulo de Young sobre las muestras procesadas según la vía (a), por medidas de indentaciones Knoop, según

el método dado por Marshall et al [6].

3. RESULTADOS Y DISCUSION

En las Figuras 2 y 3 se exponen los termogramas correspondientes a las muestras Ca y Pa. En el ATD (Figura 2) se observa la evolución continua del gel coloidal hacia la fase mullita que cristaliza después de los 1285 °C, mientras que la muestra polimérica lo hace a los 1230 °C, exhibiendo otro pico exotérmico a 980 °C, cuyo origen ha sido y es motivo de controversia.

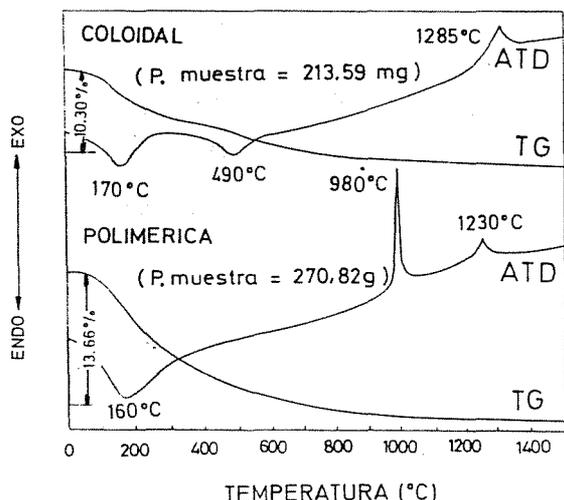


Fig. 2. ATD-TG.

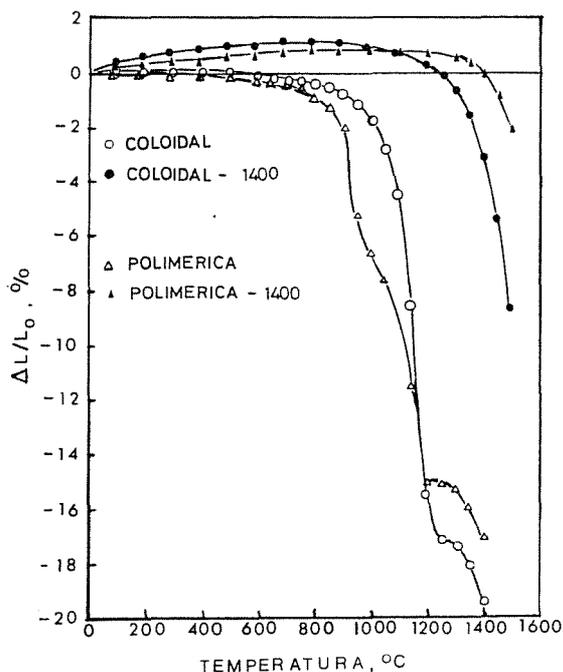


Fig. 3. Análisis dilatométrico.

Esta misma situación se refleja en las curvas dilatométricas (Figura 3). Los

cambios en la velocidad de sinterización observados en las curvas dilatométricas de las muestras Ca y Pa aparecen a las mismas temperaturas que los picos exotérmicos en el ATD. Estos cambios se atribuyen a efectos expansivos asociados a los cambios estructurales del gel en una o dos etapas en las muestras Ca y Pa, respectivamente. En Las muestras tratadas a 1400 °C, la contracción observada corresponde exclusivamente al proceso de sinterización.

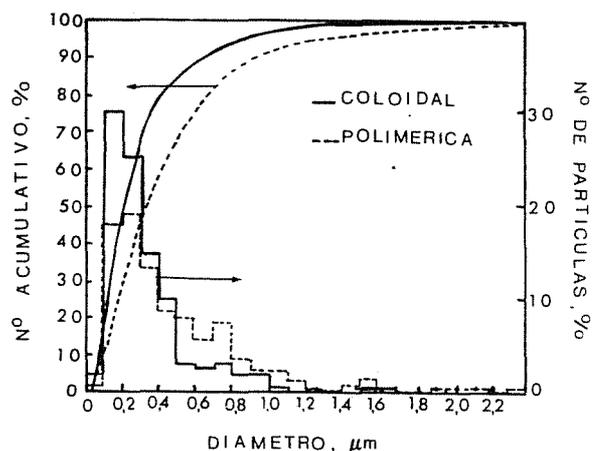


Fig. 4. Distribución granulométrica de Ca y Pa tratadas a 300/800 °C.

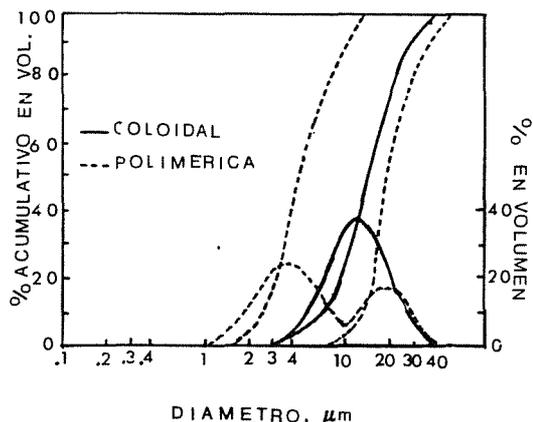


Fig. 5. Distribución granulométrica de Ca y Pa tratadas a 1400 °C.

Las muestras procesadas por la vía (a) presentaban una distribución granulométrica similar en un estrecho rango de tamaños. El diámetro medio en ambos casos fue de 0,3 μm. Las pequeñas diferencias en las densidades en verde de los materiales compactados ($\delta_{Ca} = 1,27 \text{ g/cm}^3$ y $\delta_{Pa} = 1,33 \text{ g/cm}^3$) serían consecuencia de una menor proporción de gruesos en la muestra Ca (90% de partículas menores de 1 μm) respecto de la muestra Pa (85% de partículas menores de 1 μm). En los gels

transformados en mullita a 1400°C hay que tener en cuenta un efecto diferente que explica la mayor densidad obtenida en la muestra polimérica sinterizada. Esta muestra tenía una distribución granulométrica bimodal más favorable para la compactación que la distribución exhibida por la muestra coloidal.

Las microestructuras resultantes son coherentes con las características granulométricas (diámetro medio y distribución de tamaño de partícula) de los polvos procesados (Figuras 4 y 5). Ambas microestructuras son similares, en cuanto al tamaño, la forma de los granos y la presencia de una pequeña cantidad de fase vítrea en los puntos triples. La presencia de vidrio puede explicarse por las impurezas de los geles de partida y por las heterogeneidades locales de composición, pese a que la relación Al_2O_3/SiO_2 global de la muestra corresponde a la de la mullita. Adicionalmente la fase vítrea puede considerarse una fase estable debido al tiempo y temperatura de tratamiento. En ambas microestructuras pueden observarse zonas con granos de mullita equiaxiales y otras con granos de forma acicular, característicos del crecimiento en presencia de una fase líquida a alta temperatura (Figura 6, I-IV).

El tamaño de los granos equiaxiales es del orden de 6 μm para todas las muestras. Los granos de forma acicular presentan una relación $l/a = 1,8$ con $l = 12,6 \mu m$, en la muestra coloidal y una relación $l/a = 2,8$ con $l = 16,6 \mu m$ en la muestra polimérica.

En la tabla 2 se resumen las características de las muestras analizadas.

La mayor diferencia observada entre las características de las muestras Ca y Pa.

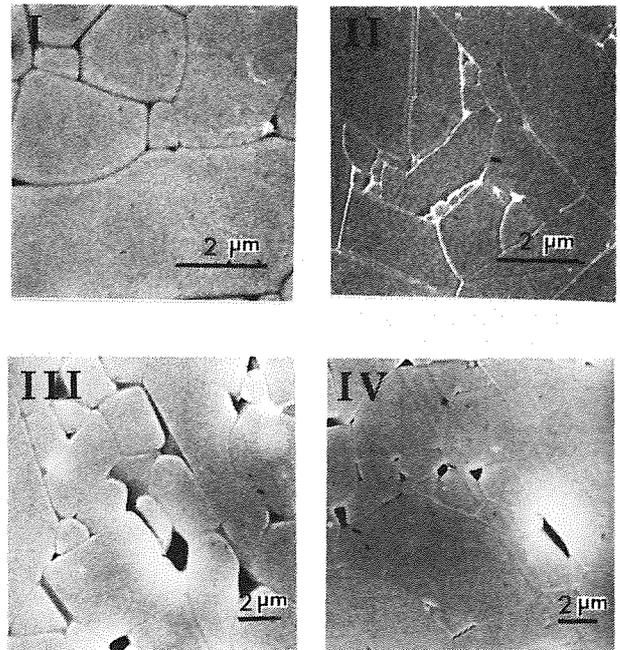


Fig. 6. Microestructura de las muestras, I)coloidal y II)polimérica (vía a), III)coloidal y IV)polimérica (vía b).

está en los valores de la densidad medidos, lo que es indicativo del grado de sinterización de las muestras. Mientras que en la muestra coloidal la densidad sólo aumentó de 2,87 a 2,94 g/cm^3 en las muestras procesadas por la segunda vía, en la polimérica el incremento fué mas notable, de 2,89 a 3,10 g/cm^3 .

En la figura 7 (I y II) se observan las huellas de indentación producidas con un indenter Vickers y una carga de

Tabla 2. Características de las muestras Ca y Pa sinterizadas.

Muestra	δ (g/cm^3)	Fracción de poros	Ecal (GPa)*	H (GPA)	K_{IC} ($MPa m^{1/2}$)
Vía (a)					
Coloidal	2,87	0,12	160	$11,1 \pm 1,2$	$2,0 \pm 0,1$
Polimérica	2,89	0,09	163	$10,8 \pm 1,0$	$2,3 \pm 0,1$
Vía (b)					
Coloidal	2,94	0,07	170	n.d.	n.d.
Polimérica	3,10	0,02	198	$10,7 \pm 0,7$	$2,6 \pm 0,1$

n.d. valores no determinados

* los módulos de elasticidad calculados a partir de las indentaciones Knoop son de mismo orden que los calculados, aún siendo muy alta la dispersión de las medidas (escaso número de medidas dado el pequeño tamaño de las probetas).

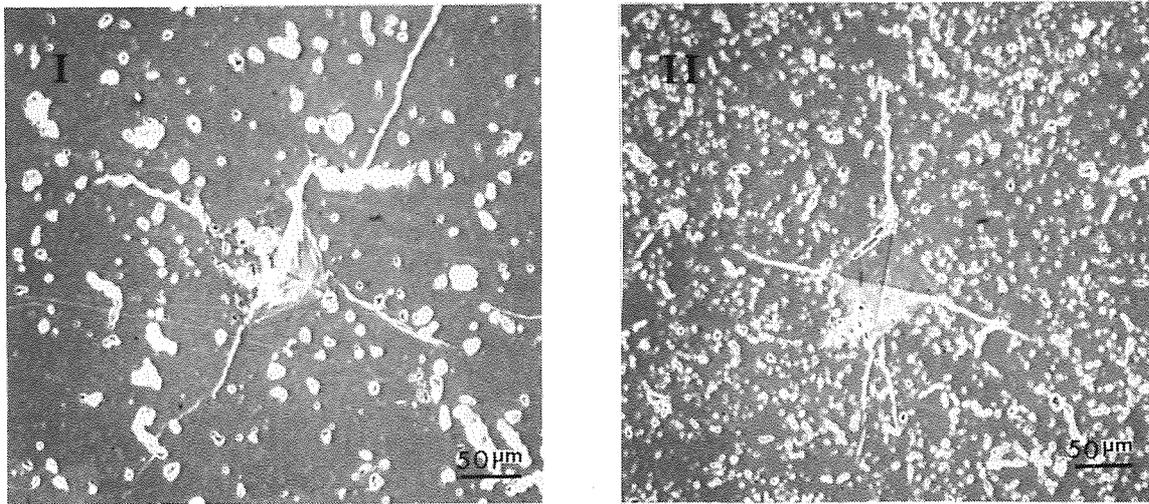


Figura 7. Huellas de indentación Vickers: muestra coloidal, I) y polimérica, II).

50 N, en las muestras tratadas según la vía de procesamiento (a). Las muestras fueron atacadas con HCl (15%) durante 30 segundos previamente a su observación en el microscopio. Puede observarse que las grietas creadas por el defecto introducido son radiales y parten de los vértices de la huella dejada por el indenter, luego esta técnica puede ser utilizada para la medida de K_{IC} .

Tanto en la muestra coloidal como en la polimérica procesadas por las dos vías el valor de K_{IC} se estabilizó para un valor de carga aplicada entre 50 y 100 N, resultando un valor de $2,0 \pm 0,1$ MPa $m^{1/2}$ para la muestra Ca (vía a) y $2,3 \pm 0,1$ y $2,6 \pm 0,1$ MPa $m^{1/2}$ para la muestra Pa, vía (a) y (b), respectivamente.

La variación de K_{IC} frente a la carga aplicada es similar en los tres casos señalados, con las curvas desplazadas hacia valores crecientes de K_{IC} según el orden Ca (vía a) < Pa (vía a) < Pa (vía b), en el rango de cargas aplicadas. Por otra parte, la dureza Vickers es similar en todas las muestras estudiadas mientras que el módulo de Young calculado aumenta en el orden E Ca (vía a) \approx E Pa (vía a) < E Pa (vía b). Este módulo fue calculado adicionalmente para las muestras Ca y Pa procesadas según la vía (a) a partir del tamaño de las huellas de indentación Knoop para una carga de 50 N. Dada la dispersión de estas medidas, se utilizaron los valores de E calculados a partir de la porosidad para la determinación del K_{IC} .

Los valores de K_{IC} determinados sobre estas muestras están dentro del mismo orden que los determinados para materiales densos de mullita obtenidos por sinterización de premullita a 1570 °C durante 2,5 horas ($K_{IC} = 2,1$ MPa $m^{1/2}$) [3]; mullita obtenida a partir de

alcóxidos por prensado isostático en caliente ($K_{IC} = 2,0$ MPa $m^{1/2}$) [7], aunque fueron ligeramente más bajos que los determinados en mullita obtenida mediante atomización por pirólisis ($K_{IC} = 2,8$ MPa $m^{1/2}$) [8] o para polvos de partida ultrafinos ($K_{IC} = 2,7$ MPa $m^{1/2}$) [9].

4. CONCLUSIONES

- Incorporar una etapa intermedia de reacción del gel $SiO_2-Al_2O_3$ no modifica notablemente la microestructura resultante ni las propiedades exhibidas por los materiales.

- Los geles, considerados muy puros, tiene un nivel de impurezas que, aunque pequeño, origina una fase vítrea que condiciona la microestructura y las propiedades resultantes, no encontrándose mejoras notables respecto de materiales mullíticos obtenidos por vías similares utilizando otros materiales de partida.

5. REFERENCIAS

- [1]. B.E.Yoldas(1975)Am.Ceram.Soc.Bull-54(3)289-90
- [2]. B.E.Yoldas(1988)J.Mat.Sci.,23(5) 1895-1900
- [3]. M.I.Osendi(1984)Tesis,U.Aut.Madrid
- [4]. P.Miranzo(1985)Tesis,U.Aut.Madrid
- [5]. C.Baudin(1987)Tesis,U.Aut.Madrid
- [6]. D.B.Marshall, T.Noma, A.G.Evans (1982)J.Am.Ceram.Soc.,C175-C176
- [7]. T-Il Mah, K.S.Mazdiyasi(1983)J. Am.Ceram.Soc.,66(10)699-703
- [8]. S.Kansaki, H.Tabata, T.Kumazawa, S.Ohta(1985)J.Am.Ceram.Soc.68(1) C6-C7
- [8]. M.Ismail, Z.Nakai, S.Sumiya (1987) J.Am.Ceram.Soc.,70(1)C7-C8

Este trabajo ha sido subvencionado por la CICYT, proyecto MAT88-0182.

RESISTENCIA AL CHOQUE TERMICO DE MATERIALES FRAGILES

C. Baudín

Instituto de Cerámica y Vidrio
Ctra. Valencia km. 24,300, 28500 Arganda del Rey,
Madrid

RESUMEN.-Se realiza una revisión sobre las principales aproximaciones teóricas -teoría termoelástica, balance energético, teoría unificada de Hasselman- al estudio del comportamiento de los materiales frágiles sometidos a choques térmicos. Se estudian los límites de aplicación de las diferentes teorías. Asimismo se considera la necesidad de emplear métodos estadísticos para el estudio de la degradación que sufre el módulo de rotura de los materiales frágiles sometidos a variaciones bruscas de temperatura.

ABSTRACT.-This paper reviews the main theoretical studies on the thermal shock of brittle materials -thermoelastic theory, energetic balance, Hasselman Unified Theory-. The limits of application of the different approaches are studied. The needs of an statistical approach to study the degradation of the modulus of rupture of brittle materials when subjected to thermal shock are considered.

1.- INTRODUCCION

La mayoría de las aplicaciones de los materiales a alta temperatura someten a éstos a gradientes de temperatura que pueden variar en el tiempo. Si la temperatura del medio cambia bruscamente de forma que el cuerpo no alcanza una temperatura uniforme se dice que este último ha sido sometido a un choque térmico.

Cuando las tensiones originadas en un cuerpo sometido a un choque térmico igualan o sobrepasan a la resistencia a la fractura del material se pueden nuclear grietas en su interior o pueden propagarse las grietas ya existentes. Esto da lugar a la variación de las propiedades características del material (aspecto, pérdida de masa por desconchado, etc.) así como de las propiedades de comportamiento (elásticas, mecánicas, etc.). Dado que los materiales cerámicos son frágiles, son especialmente susceptibles a este

tipo de fallo.

La resistencia a la fractura de un material, σ_r , es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tamaño de las grietas que existen en su interior. Así pues, el módulo de rotura puede utilizarse para caracterizar la degradación sufrida por un material sometido a un choque térmico. Este parámetro es especialmente útil ya que la mayor parte del trabajo teórico realizado sobre la resistencia de materiales frágiles al choque térmico lo ha sido en términos de mecánica de la fractura.

2.- COMPORTAMIENTO GENERAL DE UN MATERIAL FRAGIL SOMETIDO A CHOQUES TERMICOS

El comportamiento general de los materiales frágiles sometidos a variaciones bruscas de temperatura de diferente magnitud es el indicado en la fig-1. Este es el caso clásico en el

cual fue comprobada la teoría de Hasselman, es una porcelana de alúmina (95%) utilizada en aplicaciones eléctricas.

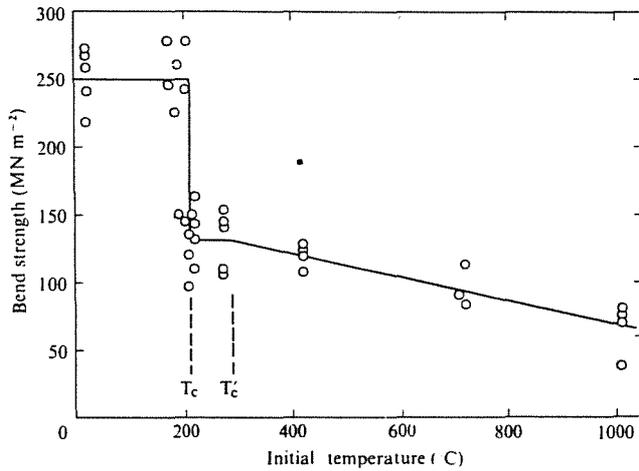


Fig.-1: Variación del módulo de rotura de una porcelana de alúmina sometida a choques térmicos de diferente intensidad (1) 95% Al_2O_3

En la gráfica se observan varias regiones:

1) El módulo de rotura de las muestras sometidas a variaciones de temperatura de magnitud igual o inferior a 190°C es de 250 MPa.

2) Para un rango muy pequeño de ΔT (entre 190 y 210 °C) los valores del módulo de rotura son bien los originales (250 MPa) o bien muy inferiores (100-150 MPa). Teniendo en cuenta la relación existente entre el módulo de rotura y el tamaño de las grietas está claro que parte de las muestras han sufrido una degradación considerable.

3) Para ΔT entre 200 y 300 °C σ_r permanece prácticamente constante.

4) A partir de $\Delta T=300^\circ C$, el módulo de rotura experimenta un descenso gradual.

3.- APROXIMACIONES TEORICAS

Existen dos formas de enfocar el tema de la resistencia de un material frágil a la degradación por choque térmico, las cuales están directamente ligadas a los dos problemas básicos -intensidad del choque para que tenga lugar la nucleación de la fractura y grado de daño sufrido por el material una vez que la fractura ha tenido lugar- relacionados con la degradación que sufre el material.

Por una parte, utilizando la teoría termoelástica (2) se pueden calcular las tensiones térmicas originadas por una cierta variación de temperatura y determinar con ello si se nuclearán o no grietas en un material cuando éste sufra un choque de una magnitud dada

Por otra, utilizando un criterio de balance entre la energía disponible y la energía necesaria para la propagación de las grietas es posible predecir el grado de daño que sufrirá el material una vez que la fractura tenga lugar (3).

Con estas dos aproximaciones quedan explicadas las zonas 1 y 2 de la fig.-1 así como la magnitud de la disminución que sufre σ_r cuando se alcanza el T mínimo para la nucleación de la fractura.

Hasselman, en 1969, propuso una teoría sobre el comportamiento de los materiales frágiles sometidos a choques térmicos basada en argumentos termomecánicos la cual engloba tanto el momento de la nucleación de la grieta como su propagación (4). La teoría unificada de Hasselman describe, además de las dos zonas de la curva explicadas por la aproximación termoelástica y por el criterio de balance energético, la zona de disminución progresiva del módulo de rotura, correspondiente a la propagación cuasiestática de grietas largas (zonas 3 y 4, fig.-1).

Esta aproximación termomecánica permite obtener a partir de una única expresión los siguientes datos (fig.-1):

1) Diferencia crítica de temperatura para el inicio de la fractura, esto es: Para la propagación de grietas cortas. El parámetro que maximiza ΔT_c es el mismo que se obtiene en la aproximación termoelástica R.

$$R = \frac{\sigma_r (1-\nu)}{E \alpha} \quad (1)$$

Donde ν es el coeficiente de Poisson, E es el módulo de Young y α es el coeficiente de dilatación térmica del material.

En el caso en que el enfriamiento de la superficie del cuerpo no ocurra de forma instantánea el parámetro que describe el comportamiento del material es $R' = K R$, donde K es la conductividad térmica del material.

El parámetro R' es el que caracterizará el comportamiento de los materiales durante el uso ya que es la conductividad térmica del material la que va a determinar la distribución de temperaturas existente en el cuerpo.

Estos parámetros permiten seleccionar materiales para aplicaciones en las que es preciso evitar que ocurra la fractura y son útiles si las condiciones de trabajo no son muy severas. Los materiales con alta resistencia a la nucleación de la fractura por tensiones térmicas han de tener altos valores de la resistencia a la fractura y de la conductividad térmica y valores bajos del módulo de Young, del coeficiente de dilatación térmica y del coeficiente de Poisson.

La aproximación termoelástica explica la primera zona de la curva de la fig.-1. El módulo de rotura, σ_r , permanece constante si $\Delta T < \Delta T_c$ ya que el choque térmico sufrido por el material no es lo suficientemente severo como para que se inicie la fractura.

2) Grado de propagación cinética de las grietas cortas ($l \sim N^{-1/2}$, l =longitud de las grietas, N =número de grietas por unidad de volumen). El parámetro que minimiza el grado de propagación de las grietas (esto es: el daño sufrido por el material) en la teoría unificada de Hasselman es el mismo que se obtiene utilizando el criterio de balance energético R'''' .

$$R'''' = \frac{G E}{\sigma_r^2 (1-\nu)} \quad (2)$$

Donde G es la energía superficial de fractura (energía necesaria para crear una unidad de superficie de grieta). Esta conclusión de la teoría de Hasselman permite explicar la disminución brusca que sufre el módulo de rotura de los materiales sometidos a choques térmicos con $\Delta T > \Delta T_c$ ya que es función del grado de propagación de las grietas.

En base a este criterio es posible seleccionar materiales en los que la variación de sus propiedades debido a la fractura por choque térmico sea mínima, por lo que es especialmente útil cuando las condiciones de trabajo son muy severas, de forma que no es posible evitar la nucleación de las grietas.

Los materiales que sufrirán una menor degradación cuando se produzca la fractura por choque térmico serán los que posean altos valores del módulo de Young, del coeficiente de Poisson y de la energía de fractura y valores bajos de la resistencia a la fractura.

Los requerimientos respecto a las propiedades de los materiales que optimizan el comportamiento de éstos en los casos de iniciación de la fractura y grado de daño son contrarios, por lo que es fundamental adecuar el material a las condiciones específicas de uso.

3) Lo más novedoso de la teoría de Hasselman es que permite explicar el comportamiento que van a tener las grietas largas preexistentes en el material o fruto de la propagación cinética de grietas cortas. Por una parte, esta teoría describe la propagación cuasiestática de grietas largas, la cual es responsable de la última zona de la curva (fig.-1) y, por otra, concluye que la diferencia mínima de temperatura necesaria para propagar grietas largas es proporcional al parámetro R_{cr} definido por:

$$R_{cr} = \left[\frac{G}{\alpha'' E} \right]^{1/2} \quad (3)$$

Los parámetros R'''' y R_{cr} resultan especialmente útiles para la caracterización de materiales que contienen defectos (o características microestructurales tales como el tamaño de grano) de gran tamaño en su interior o que se ven sometidos a condiciones termomecánicas extremas, bajo las que no es posible evitar que tenga lugar la fractura, tales como las piezas refractarias de los altos hornos.

A los materiales cerámicos utilizados para la fabricación de piezas densas y de alta resistencia mecánica como álabes de turbinas o herramientas para el mecanizado de metales se les exige que la fractura no tenga lugar por lo que, los parámetros que caracterizan su resistencia a las tensiones de origen térmico son los que aseguran la resistencia al inicio de la propagación de la grieta, R y R' , la cual, una vez iniciada, se propaga de forma crítica debido a la gran acumulación de tensiones elásticas que tiene lugar en el material antes de que la fractura comience.

4.- CARACTERIZACION DE LA RESISTENCIA AL CHOQUE TERMICO DE MATERIALES FRAGILES: METODO DEL ENFRIAMIENTO BRUSCO EN AGUA

4.1.- DESCRIPCION

El método de enfriamiento brusco en agua es uno de los métodos más extendidos para la evaluación en laboratorio del comportamiento de materiales frágiles frente al choque térmico. Consiste en dejar caer las probetas, a temperatura T , en un recipiente con agua a temperatura T_c y, a continuación, determinar su resistencia a la fractura residual σ_r .

Este método simple proporciona dos parámetros que cuantifican la respuesta del material sometido a un enfriamiento superficial brusco ($\Delta T = T - T_c$):

1) INCREMENTO CRITICO DE TEMPERATURA ΔT_c : Diferencia máxima de temperatura que puede experimentar el material sin sufrir ningún daño.

2) RESISTENCIA A LA FRACTURA RESIDUAL σ_r : Resistencia a la fractura retenida por el material para aplicaciones en las que la fractura no puede ser evitada.

Teóricamente, los valores de σ_r para $\Delta T < \Delta T_c$ deberían coincidir con el valor de la resistencia a la fractura del material σ_f y, para $\Delta T > \Delta T_c$, deberían sufrir un descenso brusco hasta un valor $\sigma_r = \sigma_{cr}$. De esta forma, una representación gráfica de σ_r frente a ΔT proporcionaría los valores únicos de T_c y σ_{cr} .

4.2.- ANALISIS DE LOS RESULTADOS

Un material frágil real no viene caracterizado por un único valor de

σ_r , sino por una serie de valores correspondientes a la distribución de tamaños de los defectos existentes en su interior por lo que, ni σ_c ni ΔT_c están unívocamente definidos.

Así pues, ΔT_c no puede determinarse únicamente a partir de la variación del valor medio de σ . Es necesario considerar la importancia que tiene el aumento en la dispersión en los valores de σ obtenidos cuando $\Delta T \approx \Delta T_c$, el cual corresponderá a la propagación de los defectos de mayor tamaño del material por efecto del choque térmico.

Para estudiar este cambio en los valores de σ puede utilizarse la estadística de Weibull (5). Si se tiene un número suficiente de valores de σ para un ΔT dado, la representación gráfica de:

$$\ln \left[\ln \frac{1}{1 - P_f} \right] \text{ VS } \ln \sigma \quad (4)$$

donde P_f es la probabilidad de fallo del material cuando se le somete a una tensión σ , proporcionará una recta si $\Delta T > \Delta T_c$ o $\Delta T < \Delta T_c$ (distribuciones monomodales de σ centradas en σ_c o en σ_0) y dos rectas si $\Delta T \approx \Delta T_c$ (distribución bimodal de σ centrada en σ_c y σ_0).

5.- ANALISIS ESTADISTICO DE RESULTADOS DE RESISTENCIA AL CHOQUE TERMICO DE MATERIALES CERAMICOS. EJEMPLO

5.1.- METODO

Se han utilizado materiales preparados por sinterización reactiva de polvos de circon y alúmina y de circon, alúmina y MgO. El MgO ha sido añadido como ayuda para la sinterización. Los materiales obtenidos son de mullita-circona- alúmina, y de mullita-circona- alúmina-espínela (4% en peso de espínela). El procesamiento de los materiales y el método de caracterización están resumidos en la fig.-2.

Para cada ΔT se han realizado seis medidas de σ y se han determinado los valores medios y la dispersión en las medidas, representando gráficamente $\sigma_c = \sigma$ vs ΔT . A continuación se ha determinado del intervalo de ΔT en el que comienza el daño de las muestras (máxima dispersión en los valores de σ) Este incremento de temperatura es el incremento crítico ΔT_c .

Con objeto de determinar si el valor de σ_c puede ser considerado como la resistencia a la fractura residual de los materiales, para el ΔT correspondiente a la dispersión máxima en los valores de σ se han determinado 25 valores de σ con los que se ha realizado un análisis de Weibull.

5.2.- RESULTADOS Y DISCUSION

La fig.-3 indica que, aparentemente, la resistencia a la fractura residual de los materiales con

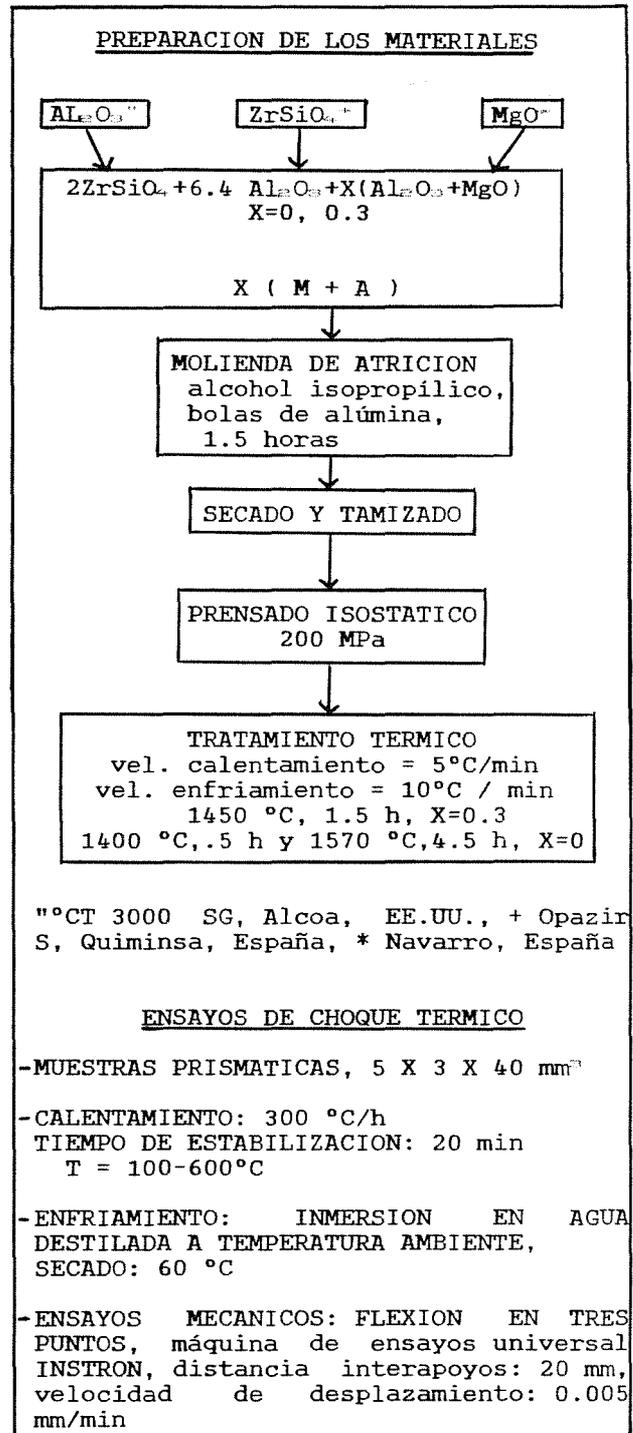


Fig.-2: Método experimental

X = 0.3 y 0 sufre un descenso gradual a partir de $\Delta T = 250$ y 300 °C respectivamente. Este comportamiento correspondería al de materiales con

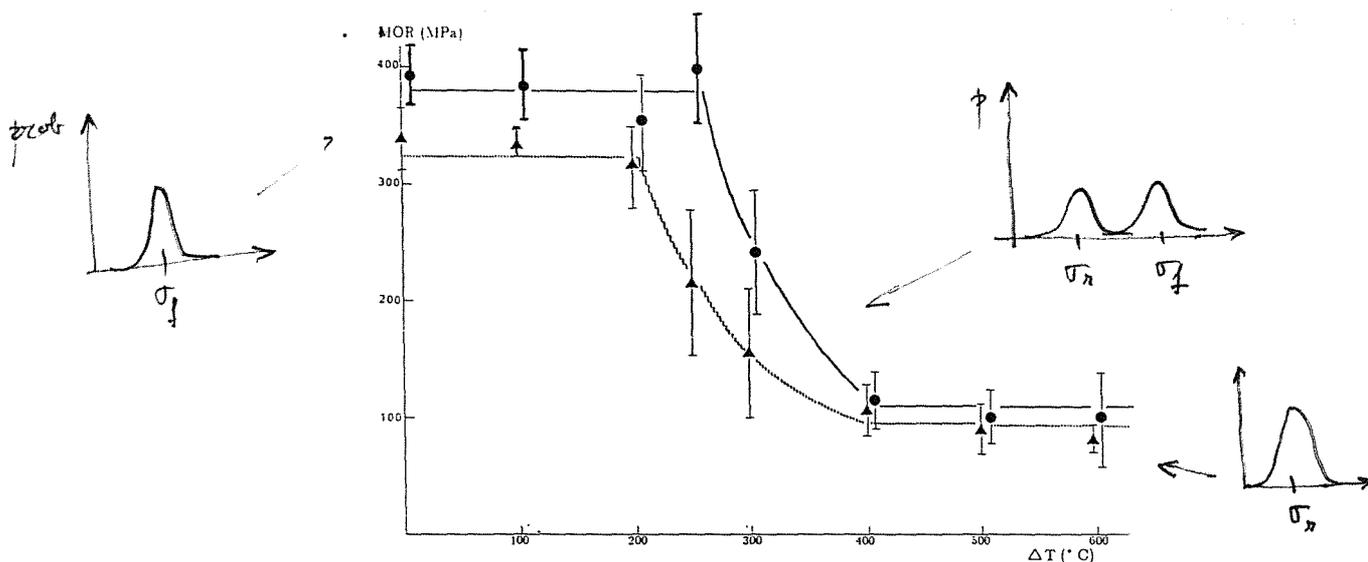


Fig.-3: Variación de la resistencia a la fractura con la intensidad del choque térmico para los materiales: - - - 0.3 (M+A)
 - - - - 0 (M+A)

TABLA 1: Análisis estadístico de los valores del módulo de rotura residual obtenidos para T=250, 300 °C en los materiales X(M+A), X=0.3, 0 *.

X	y = a x + b				y = a'x + b'				y = W x + C			
	a	-b	R	σ_{α}	a'	-b'	R'	σ_{α}	W	-C	R''	σ
0.3	5.5	26	0.99	86 ± 12	1.1	5.4	0.92	220 ± 93	2	10	0.93	166 ± 98
0	7.1	28	0.99	188 ± 21	2.7	15	0.97	289 ± 53	4	23	0.96	244 ± 66

* W y C han sido calculados utilizando todos los valores obtenidos para σ ; a, a', b y b' corresponden a la distribución bimodal. Los valores de σ están expresados en MPa.

grietas grandes en su interior cuya propagación sería cuasiestática.

Por otra parte, la desviación estándar de las medidas de α correspondientes a $\Delta T = 250$ °C si X = 0.3 y $\Delta T = 300$ °C si X = 0, sufre un aumento apreciable. Utilizando la ecuación (1) para calcular el parámetro de resistencia al choque térmico de estos materiales se obtiene que el incremento crítico de temperatura para iniciar la fractura por choque térmico en el material 0 (M+A) ha de ser $\approx 20\%$ superior a este incremento para el

material 0.3 (M+A), lo cual está de acuerdo con que $\Delta T = 250$ y 300 °C para X = 0.3 y 0 respectivamente (datos experimentales: $\alpha = 6.5, 6.2 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, X=0.3, 0; E=240 GPa).

Cuando se realiza un número suficiente de medidas en probetas sometidas a enfriamientos de magnitud 250 °C para el material con X = 0.3 y 300 °C para el material con X = 0, se observa claramente que la distribución de valores de σ es bimodal, centrada en σ_1 y σ_2 (tabla 1). Para el material 0.3 (M+A) el valor de σ_1 coincide con el del módulo de rotura

residual para $\Delta T > \Delta T_c$ y para el 0 (M+A) es superior pero, en ningún caso pueden ser considerados los valores de σ_c correspondientes a la distribución global como valores de resistencia a la fractura residual de los materiales ya que implica la supervaloración de este parámetro. Por otra parte, la forma de fractura que se infiere de la gráfica de la fig.-3 (fractura gradual controlada), obtenida utilizando un pequeño número de datos, tampoco se corresponde con la realidad (propagación cinética de grietas de tamaños diferentes, la cual da lugar a una distribución bimodal).

6.- CONCLUSIONES

A la hora de caracterizar en laboratorio el comportamiento frente al choque térmico de los materiales frágiles es preciso considerar el carácter estadístico de los valores de los tamaños de los defectos existentes en su interior.

Una medida aceptable del incremento crítico de temperatura ΔT_c es el valor de ΔT para el que la dispersión en los valores de σ_c sufre un aumento apreciable.

Considerar como valor de la resistencia a la fractura residual del material el valor medio de los σ_c obtenidos para ΔT_c conduce a la supervaloración de este parámetro.

BIBLIOGRAFIA

- (1) DAVIDGE, R.W (1979),
"Mechanical Behaviour of Ceramics",
cap. 8, Solid State Science Series,
Cambridge University Press.
- (2) BOLEY, B.A, WEINER, J.H (1960),
"Theory of Thermal Stresses",
John Wiley & Sons
- X (3) HASSELMAN, D.P.H. (1963), (1969)?
"Elastic Energy at Fracture and
Surface Energy as Design Criteria
for Thermal Shock"
J. Am. Ceram. Soc., 46, (11),
pp: 535-540.
- (4) HASSELMAN, D.P.H. (1969),
"Unified Theory of Thermal Shock
Fracture Initiation and Crack
Propagation in Brittle Ceramics"
J. Am. Ceram. Soc., 52, (11),
pp: 600-604.
- (5) JAYATILAKA, A. de S. (1979),
"Fracture Engineering of Brittle
Materials"
Applied Sci. Publishers, LTD.

PROPIEDADES MECANICAS A ELEVADA TEMPERATURA DE UN VITROCERAMICO

M^o Isabel Osendi

Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC
Arganda del Rey, MADRID

Resumen.- Se han determinado la tenacidad y la resistencia a la flexión de un material vitrocerámico comercial, formado principalmente por cordierita, en el intervalo comprendido entre temperatura ambiente y 800°C. La tenacidad se ha obtenido mediante ensayos de flexión en tres puntos de barras prismáticas en las que se había introducido una entalla con forma de V. Las superficies de fractura de las probetas se han examinado por MEB, para establecer las posibles relaciones entre los cambios microestructurales y fractográficos, y las propiedades mecánicas.

Abstract.- Fracture toughness and bend strength have been determined for a cordierite-based glass ceramic between RT and 800°C. The fracture surfaces have been examined on specimens for all test temperatures, to permit correlating changes in microstructure and fracture features with the mechanical properties.

1. INTRODUCCION

El material estudiado es un vitrocerámico comercial en el que la fase cristalina mayoritaria es la cordierita ($2\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$). Un resumen de las características físicas más importantes de este material se recoge en la Tabla 1. Debido a su favorable combinación de propiedades térmicas, mecánicas y dieléctricas; así como la disponibilidad de las técnicas de formación de vidrio, este material se ha usado de manera extensiva para ventanas de radar. Mas recientemente, este material y algunas variantes obtenidas mediante el dopado con Ba,

han sido empleadas como matrices para el reforzamiento con fibras cerámicas [1,2]. Ya que este material, en cualquiera de las mencionadas aplicaciones, estará expuesto a tensiones considerables y a elevadas temperaturas, el determinar sus propiedades mecánicas en función de la temperatura se revela de gran importancia.

TABLA 1. PROPIEDADES FISICAS DEL VITROCERAMICO 9606

Densidad (g/cm ³)	2.6
Conductividad térmica (W/m°C)	0.0368
Coef. expan. térmica (10 ⁻⁶ /°C)	2
Modulo rotura a TA (MPa)	140-250
Módulo Young a TA (GPa)	120
Coefficiente Poisson	0.24
Resistencia al choque térmico: T _c (°C)	400
Constante dieléctrica a 8-10 GHz	5.65
Tangente de pérdidas a 8-10 GHz	0.0002

probetas de radares.

2. EXPERIMENTAL

Las probetas a ensayar se mecanizaron a partir de placas de 6mm de espesor suministradas por el fabricante. Las barras se mecanizaron con disco de diamante y, a continuación, se desbastaron con muela de diamante (180 grit) hasta conseguir las exactas dimensiones. Las superficies a tensión de cada barra se finalizaron con papel de SiC (600 grit), y los bordes de cada barra se redondearon con disco de diamante de 30 µm. La resistencia a la flexión y el K_{IC} se midieron entre temperatura ambiente (25°C) y 800°C. El módulo de rotura se midió mediante flexión en tres puntos en barras de 3x4 mm de sección, utilizando soportes de zafiro de 3 mm de diámetro y con una distancia entre apoyos de 30 mm. Las medidas se realizaron en un horno con elementos calefactores de MoSi₂, adaptado a una máquina electromecánica de ensayos. La velocidad de aplicación de la carga fué 0.5 mm/min, lo que corresponde a una velocidad de deformación aprox. de 1.1x10⁻⁴/s. La tenacidad, K_{IC}, se midió por flexión en tres puntos en barras de 2x3 mm de sección y con una entalla de forma triangular (Fig. 1). El K_{IC} se midió con el mismo tipo de soportes, aunque utilizando una distancia entre apoyos de 12.7 mm, y una velocidad de travesía de 0.05 mm/min. (velocidad de deformación aprox. de 0.005/s). Las curvas carga/desplazamiento se registraron en cada caso con objeto de asegurar una rotura de tipo controlado (Fig. 2), lo cual es fundamental para determinar el K_{IC} por este método. Las fórmulas utilizadas para el cálculo del módulo de rotura (σ) y la tenacidad, K_{IC}, se calcularon con las fórmulas usuales:

$$\sigma = 3P/2BW^2 \quad (1)$$

$$K_{IC} = PY/BW^2 \quad (2)$$

donde,

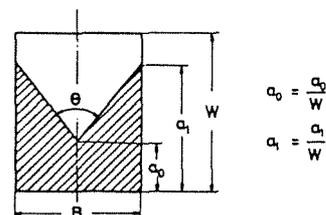
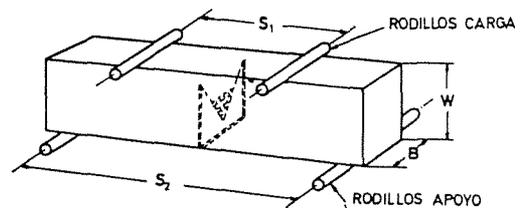
$$Y = Y^* [(\alpha_1 - \alpha_0) / (\alpha - \alpha_0)]^{1/2} \quad (3)$$

$$Y^* = \sqrt{\frac{1}{2} \frac{\partial C'}{\partial \alpha} \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0}} \cdot Y$$

aproximación STC

y P es la carga máxima, L es la distancia entre apoyos, B es la anchura de la probeta, W es el espesor, los α's son longitudes de grieta (ver Fig. 1), e Y es el factor forma. El valor de Y se calculó suponiendo una grieta totalmente recta, denominada STC [3], utilizando los resultados de Srawley y Gross [4]. Esta aproximación a la geometría real de la grieta se supone que es correcta teniendo en cuenta: i) que Munz y col [5] sólo encontraron pequeñas diferencias entre la aproximación STC y el modelo más sofisticado de Bluhm [3] en probetas de alúmina, ii) los valores de K_{IC} obtenidos para el vitrocerámico a RT coinciden perfectamente, dentro de los márgenes experimentales, con los reseñados en la literatura, obtenidos por una variedad de métodos. Por ello, se supuso que la configuración de grieta triangular, junto con la aproximación STC, eran apropiadas para determinar la tenacidad en el material vitrocerámico.

Las superficies de fractura de las barras rotas a las diversas temperaturas se examinaron por MEB para encontrar los posibles orígenes de fractura.



SECCION TRANSVERSAL DE LA ENTALLA

$$\alpha_0 = \frac{a_0}{W}$$

$$\alpha_1 = \frac{a_1}{W}$$

Fig. 1. Esquema de la configuración de la grieta.

Se realizó un análisis estadístico de los resultados del modulo de rotura como una distribución de Weibull de dos parámetros, según al expresión:

$$p(\sigma) = 1 - \exp[-(\sigma/\sigma_0)^m] \quad (4)$$

donde m es el módulo de Weibull, y σ₀ es un parámetro con unidades de tensión. Se reconoce que el número de muestras ensayadas, 5-6, por temperatura no es el óptimo, no obstante los resultados pueden ser informativos. El estimador de



probabilidad elegido, especialmente recomendado para poblaciones pequeñas, fue:

$$p_i = (k-0.5)/N$$

siendo N el número de muestras.

Los diagramas de difracción de rayos X se obtuvieron con un difractómetro en polvo automático, el cual estaba conectado con un ordenador que contenía el archivo de JPDF de difracción en polvo.

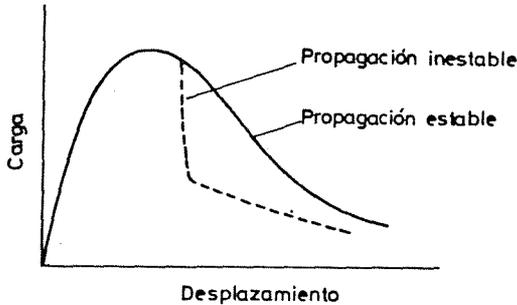


Fig. 2. Tipo de registros obtenidos.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Previamente, se ha sugerido que los valores, relativamente altos, del módulo de rotura y de la tenacidad de este material, con respecto a otros materiales vitrocerámicos, resulta, en parte, de las altas tensiones residuales en los cristales de cordierita [7]. Otras posibles fases minoritarias en este material son la α -cristobalita, el rutilo, el titanato de aluminio-magnesio, y el titanato de magnesio. Los diagramas de DRX realizados en las muestras mostraron, como fase predominante, la cordierita, con algunos extra picos de baja intensidad, identificados como cristobalita y titanato de magnesio.

Los resultados del módulo de rotura frente a la temperatura se muestran en la Fig. 3. Como puede verse, la caída significativa en σ comienza cerca de los 500-600°C. Según los resultados que muestran la evolución del módulo de Young con la temperatura [7-8], se observa un comportamiento similar, dentro del mismo intervalo de temperaturas, en el módulo de elasticidad. Esta pérdida en resistencia cabría atribuirlo a un reblandecimiento de la fase vítrea residual. Seguramente el punto de reblandecimiento de esta fase vítrea no es el mismo que el de la fase vítrea inicial, porque ambas composiciones son diferentes. Puede, pues, inferirse de lo anterior que el punto de reblandecimiento de la fase vítrea residual estará alrededor de los 600°C.

También en la Fig. 3, se representa la variación de la tenacidad con la temperatura. El K_{Ic} permanece más o menos constante hasta los 600°C en que comienza a aumentar. Este comportamiento también podría atribuirse a la existencia de flujo viscoso en la fase vítrea residual, como se ha mencionado anteriormente. A temperaturas suficientemente elevadas para producir este flujo, la tenacidad aparente podría aumentar como consecuencia de procesos de redondeamiento del extremo de la grieta, sin embargo el módulo de rotura (a velocidades bajas de deformación) presumiblemente disminuiría a valores casi nulos, resultando, así una fractura por procesos de tipo flujo viscoso. Este comportamiento se observa en la Fig. 3, con una disminución drástica en el valor de σ a la temperatura de $\approx 800^\circ\text{C}$, mientras que, la tenacidad aumenta para esta misma temperatura.

La observación de las superficies de fractura a las diferentes temperaturas también indicaba un cambio en el mecanismo de fractura a $T > 600^\circ\text{C}$. Entre temperatura ambiente y 500°C , las zonas típicas de espejo y estrias se adivinan claramente en los orígenes de la fractura, sin embargo a temperaturas $\geq 700^\circ\text{C}$ estas características se pierden, y las superficies de fractura tienen una apariencia más suave (Fig. 4).

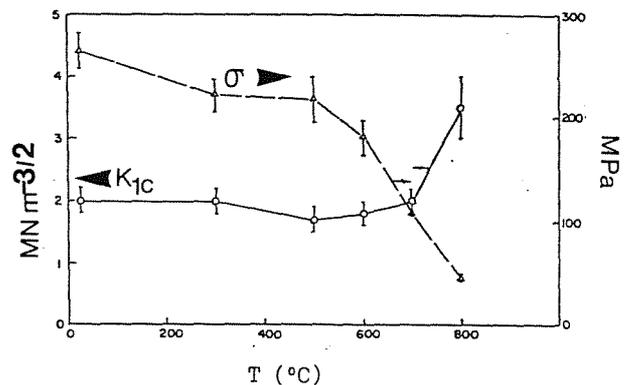


Fig. 3. Tenacidad y módulo de rotura en función de la temperatura para el vitrocerámico.

En las barras rotas a 800°C , se ha observado frecuentemente la nucleación de grandes grietas perpendiculares a la grieta principal (Fig. 4). La explicación a este comportamiento no es evidente, aunque pudieran ser inducidas por tensiones térmicas producidas por el calentamiento o enfriamiento dentro del horno. No obstante, parece improbable debido a las bajas velocidades de calentamiento y

enfriamiento utilizadas ($\approx 0.1^\circ\text{C/s}$) en los ensayos. Por otra parte, dichas grietas estaban siempre asociadas con largos tiempos de rotura (>30 min), y consecuentemente deben estar asociadas con el proceso de fractura viscoso existente en este material.

Los valores del modulo de Weibull y σ_0 para las distintas temperaturas ensayadas se recogen en la Tabla 2.

TABLA 2. Parámetros de Weibull del vitrocerámico 9606

T(°C)	m	σ (MPa)
25	16	273
300	15	230
500	10	229
600	11	190
700	21	111
800	9	48

La probabilidad de fractura se representa en la Fig. 5 para los distintos casos. De nuevo los resultados muestran una diferencia clara entre el comportamiento del material por encima y por debajo de la temperatura de 600°C . En el intervalo entre temperatura ambiente y 600°C , el modulo de Weibull de este material muestra una ligera disminución con la temperatura, a temperaturas superiores

barras rotas a 500°C (A) y 800°C (B).

el módulo aumenta casi el doble, sin que lo haga el valor promedio de σ , una indicación de que se ha desarrollado una población muy homogénea de defectos que son ahora el origen de la fractura, y que son diferentes de los defectos que controlan la fractura a bajas temperaturas. Las curvas de probabilidad de fractura (Fig. 5) también se pueden agrupar en dos familias, siendo la temperatura de 600°C el punto de separación, la misma temperatura encontrada para el aumento inicial en el K_{IC} y la rápida disminución en σ , ambos comportamientos asociados con la fase vitrea residual.

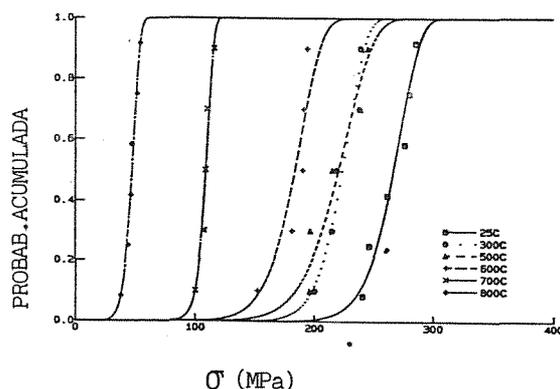


Fig. 5. Curvas de probabilidad de fractura para las temperaturas indicadas.

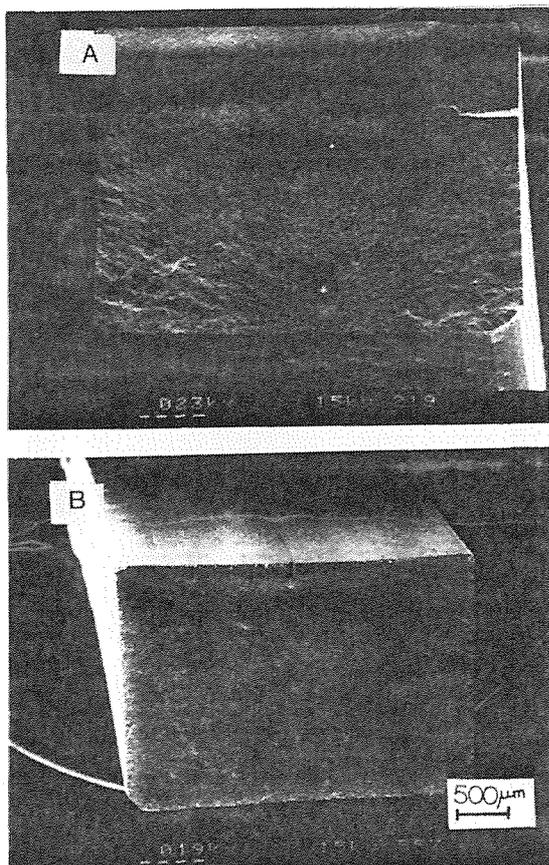


Fig. 4. Superficies de fractura de

4. CONCLUSIONES

Aunque el material vitrocerámico estudiado se ha reportado que mantiene valores medibles del módulo de rotura a temperaturas de 1200°C [8-10], los resultados presentes muestran que a $T > 600^\circ\text{C}$ este material presentará problemas asociados con la existencia de flujo viscoso: propiedades mecánicas dependientes de la velocidad de deformación, fluencia, resistencia mecánica dependiente del tiempo, y fenómenos de fatiga relacionados con la naturaleza irreversible de los procesos de flujo viscoso y acomodación entre granos. Estos efectos de fatiga pueden llegar a ser significativos cuando este tipo de materiales se usa como matriz en materiales reforzados con fibras, cuando se espera que el material sobreviva el ciclado termomecánico a temperaturas superiores al punto de reblandecimiento de la fase vitrea residual.

5. REFERENCIAS

[1] PREWO, K. M.; BRENNAN, J. J. y LAYDEN, G. K. (1986) Am. Ceram. Soc.

Bull., **65**, pp. 305-313.

[2] BRENNAN, J. J. (1987) en Materials Science Research 20 (Tressler R. E., Messing G. L., Pantano C. G. y Newham R. E., Eds.), pp. 549-560, Plenum Press.

[3] "Chevron Notched Specimens" (1985), (Underwood/Freiman/Baratta, Eds.). ASTM STP 855

[4] SRAWLEY, J. E. y GROSS B. (1976) en Cracks and Fracture, pp. 559-579, ASTM STP 1.

[5] MUNZ, D.; BUBSEY, R. T. Y SHANNON, J. L. (1980) J. Am. Ceram. Soc., **6**, pp. 300-305.

[6] SULLIVAN, J. D. Y LAUZON, P. H. (1986), J. Mat. Sci. Letters, **5**, pp. 1245-1247.

[7] LEWIS, D. (1981), J. Am. Ceram. Soc., **64**, pp. 82-86.

[8] Material Handbook Advanced Products Department, Technical Products Division, Corning Glass Works, (1980).

[9] LEWIS, D. y SPANN, J. R. (1980) en Proceedings of the 15th Symposium on Electromagnetic Windows, Georgia Institute of Technology, pp. 165-169.

[10] McMILLAN, P.W. (1979), Glass Ceramics, Academic Press.

FISURAS COHESIVAS Y FISURAS EFECTIVAS EN EL LIMITE DE GRANDES TAMAÑOS

Planas, J., Elices, M.

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

Resumen.- En este artículo se presentan los primeros pasos del análisis sistemático de la capacidad de los modelos de fisura efectiva de aproximar los modelos, más complejos, de fisura cohesiva. Se establece primero un marco teórico mínimo para que los conceptos en juego puedan ser comprendidos. En particular, para la fisura cohesiva se presentan tres integrales independientes del contorno: La *disipación aparente*, que puede determinarse experimentalmente, la *integral J*, que puede integrarse en forma cerrada en términos de la función de ablandamiento y del CTOD, y la *integral M*, que representa el trabajo de fractura por unidad de espesor. A continuación se desarrollan las definiciones de fisura efectiva y se muestra que se pueden dar muchas definiciones no equivalentes mediante dos ecuaciones independientes, y se establecen las definiciones más importantes junto con sus correspondientes ecuaciones. Particular atención se presta a las fisuras efectivas de *campo lejano completo* y de *J-CTOD* que se analizan siguiendo el método de análisis asintótico previamente desarrollado por los autores. Del análisis teórico resulta que las fisuras efectivas de campo lejano completo y de J-CTOD no son iguales, siendo la J-CTOD una cota inferior de la otra. El análisis numérico para tres curvas de ablandamiento (Dugdale, Lineal y Casi-Exponencial) muestra que aunque realmente diferentes, estas dos extensiones efectivas de fisura son experimentalmente indistinguibles porque su diferencia es siempre inferior al 5% de la longitud característica.

Abstract.- In this paper the first steps are presented towards the systematic analysis of the ability of effective or equivalent crack models to approximate the behaviour of more complex cohesive crack models. A minimum theoretical background is first set to permit a clear understanding of the concepts involved. In particular, three path-independent integrals are introduced for the cohesive crack: The *apparent dissipation*, which may be experimentally determined, the *J integral*, which may be integrated in closed form in terms of the softening function and the CTOD, and the *M integral*, which turns out to be the expression for the fracture work per unit thickness. Then the definitions of effective cracks are developed, and it is shown that many non-equivalent definitions may be set by means of two independent equations, and the most important definitions are given together with their governing equations. Particular attention is drawn to the *Full Far Field* and to the *J-CTOD* effective cracks which are then analyzed following the method of asymptotic analysis previously developed by the authors. From the theoretical analysis it stems out that the Full Far Field and the J-CTOD effective cracks are not equal, the J-CTOD effective crack extension being a lower bound of the FFF effective crack extension. The numerical analysis for three different softening curves (Dugdale, Linear and Quasi-Exponential) shows that while they are indeed different these two effective crack extensions are hardly distinguishable experimentally because their difference is always less than a 5% of the characteristic length.

1. INTRODUCCION

Desde la introducción por Dugdale y Barenblatt a principios de los 60 de casos particulares de modelos cohesivos, éstos se han generalizado y aplicado a diversos materiales, desde hormigón y cerámicos hasta polímeros y materiales compuestos. En estos modelos la zona de fractura se describe en detalle mediante una relación tensión-apertura de fisura, lo que, en cierto sentido, representa una simplificación de una formulación no-local tensión-deformación [1].

Una aproximación diferente —muy extendida y con muchas variantes— es la de los modelos de fisura efectiva, en la que la zona de fractura se representa parcialmente por una extensión efectiva de fisura y sus características quedan encerradas en la singularidad. Los distintos modelos de esta clase difieren solamente en las reglas de crecimiento de la fisura efectiva.

En una serie de trabajos recientes, los autores han demostrado y aplicado un teorema clave aplicable a situaciones en las que la zona de fractura es muy pequeña comparada con cualquier dimensión de la probeta

(incluyendo la fisura inicial) [2, 3, 4, 5]. Este teorema prueba que en dichas situaciones los campos lejanos en la probeta cohesiva coinciden con los correspondientes a una probeta elástica sometida a las mismas condiciones de contorno, pero con una longitud de fisura mayor que la inicial, la fisura efectiva.

En este trabajo, exploramos en qué medida el concepto de fisura efectiva, que es matemáticamente claro para grandes tamaños y campos lejanos, puede extenderse a otros casos para los que no se dispone de un teorema de equivalencia.

En esta primera aproximación al problema, se empieza por investigar las propiedades generales de los modelos cohesivos, sobre todo de las relaciones energéticas expresables como integrales independientes del contorno. Se define el nuevo concepto de *disipación aparente*, y se obtienen expresiones explícitas para las integrales *J* y *M*.

A continuación se hace un intento de aclarar el concepto de fisura efectiva mediante la definición clara de las equivalencias matemáticas implicadas, intento que conduce a las nuevas ideas de fisuras efectivas *a carga impuesta*, o *equivalencia P-Y*, donde *P* indica carga impuesta e *Y* es

un rótulo que indica que una cierta magnitud Y es idéntica para la probeta real y para la probeta efectiva. En particular, se definen las equivalencias $P-u$, $P-CMOD$, $P-J$, $P-M$, la equivalencia de *campo lejano completo F-FF (Full Far Field)*, y la equivalencia $P-CTOD$. Un paso más lleva al concepto más general de equivalencia $X-Y$ que implica un grado de libertad extra. Como ejemplo fundamental se define la equivalencia $J-CTOD$ que conduce con toda naturalidad a los modelos de *curva R-CTOD*, previamente analizado por los autores partiendo de otros supuestos [6].

Finalmente, la interrelación entre las distintas definiciones se investiga para grandes tamaños relativos utilizando el método de análisis asintótico previamente desarrollado por los autores [2].

2. FISURAS COHESIVAS

2.1. Definiciones

Un modelo de fisura cohesiva se construye definiendo el comportamiento del material fuera de la zona cohesiva, el criterio de iniciación de la fisuración y las ecuaciones que gobiernan la evolución de la fisura [1]. En la aproximación más sencilla se admite que el sólido es elástico, lineal, homogéneo e isótropo; que se inicia la fisuración en un plano perpendicular a la dirección de la tensión principal mayor cuando ésta alcanza el valor de la resistencia a tracción f_t , y que a partir de este momento, la tensión transferida entre las caras de la fisura cohesiva depende sólo de la evolución de los desplazamientos relativos entre las caras de la fisura. Cuando se da una situación de apertura pura (modo I) y monótona, la última condición se reduce a estipular que la tensión normal σ (la tangencial es nula), es una función de la apertura de fisura w :

$$\sigma = f(w) \quad \text{con} \quad f(0) = f_t \quad \text{y} \quad f(w) \geq 0 \quad (2.1)$$

donde $f(w)$ es decreciente (describe la rotura del material), se denomina *función de ablandamiento*, y es una propiedad del material. En la practica se supone que hay rotura total (tensión transferida igual a cero) para aperturas de fisura superiores a la *apertura crítica*, w_c .

El trabajo necesario para abrir monótonamente una unidad de area de fisura hasta apertura w , el *trabajo específico de fractura*, vendrá dado por

$$W_F(w) = \int_0^w f(w') \, dw' \quad (2.2)$$

El trabajo específico de fractura necesario para romper completamente el material o *energía (específica) de fractura* G_F será

$$G_F = \int_0^\infty f(w') \, dw' = \int_0^{w_c} f(w') \, dw' \quad (2.3)$$

Con los parámetros del material E, ν, f_t , and G_F , se pueden construir dos parámetros independientes con dimensiones de longitud, la *longitud característica* l_{ch} y la *apertura característica de fisura* w_{ch} definidas como

$$l_{ch} = \frac{G_F E}{f_t^2} \quad w_{ch} = \frac{G_F}{f_t} \quad (2.4)$$

donde, desde ahora, se sobreentiende que E es el módulo de Young generalizado. Es útil escribir la ecuación de ablandamiento $f(w)$ en forma adimensional usando las siguientes tensiones y aperturas de fisura adimensionales:

$$\sigma^* = \sigma/f_t \quad w^* = w/w_{ch} \quad (2.6)$$

Con ello la ecuación (2.1) se puede escribir como

$$\sigma^* = F(w^*), \quad \text{donde} \quad F(w^*) = f(w_{ch} w^*)/f_t \quad (2.7)$$

2.2. El crecimiento de la fisura efectiva y la conservación energética.

La Fig. 1 representa una probeta prefisurada en la que se ha desarrollado una zona cohesiva de tamaño R . El problema puede tratarse como uno de elasticidad lineal con condiciones de contorno variables y no lineales, para cuya solución existen diversos métodos (conviene resaltar que la no linealidad del material se transfiere al contorno, lo que es una propiedad singular de los modelos cohesivos). Aquí estamos interesados en establecer algunas relaciones de tipo general que tienen utilidad en el desarrollo de la teoría general de las fisuras cohesivas. Estas relaciones son de tipo energético y se pueden expresar como ecuaciones independientes del contorno. La primera relación se deduce de la conservación global de la energía. Las integrales J y M se considerarán en la siguiente sección.

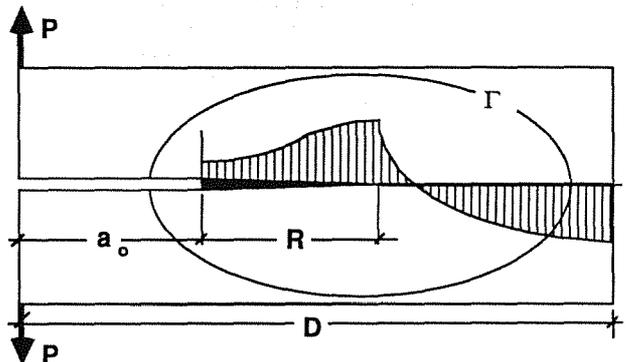


Fig. 1. Desarrollo de zona cohesiva en Modo I en una probeta prefisurada.

Utilizaremos una formulación integrada de la ecuación de la conservación de la energía, en lugar de la diferencial, más habitual. Para seguir el proceso de carga utilizaremos un diagrama carga desplazamiento ($P-u$) como se indica en la Fig.2. Cuando se carga a desplazamiento monótono desde el origen O hasta el punto A , la conservación de la energía para el sólido elástico (es decir considerando las fuerzas cohesivas como externas al sistema considerado) se limita a establecer que el trabajo de la fuerza aplicada, más el trabajo de las fuerzas cohesivas debe igualar la energía elástica almacenada:

$$W_{apl} + W_{cohes} - U_{el} = 0 \quad (2.8)$$

El trabajo de la fuerza aplicada se determina de la forma usual como el área bajo la curva $P-u$. El trabajo de las fuerzas cohesivas es negativo y su valor por unidad de area es el del trabajo específico de fractura de la Ec.(2.2) cambiado de signo, por lo que, integrando sobre la zona cohesiva se obtiene

$$W_{cohes} = -B \int_0^R W_F[w(X)] \, dX \quad (2.9)$$

La energía elástica puede escribirse, para material lineal, en la forma de integral de contorno habitual:

$$U_{el} = \frac{1}{2} P u - B \frac{1}{2} \int_0^R \sigma(X) w(X) \, dX \quad (2.10)$$

Sustituyendo (2.9) y (2.10) en la ecuación de conservación (2.8), resulta que dicha ecuación puede escribirse como una igualdad entre dos expresiones que se evalúan, respectivamente, sobre el contorno exterior y sobre el contorno de la fisura cohesiva:

$$W^{ext} - \frac{1}{2} P u = \int_0^R \{ W_F[w(X)] - \frac{1}{2} \sigma(X) w(X) \} dX \quad (2.11)$$

El primer miembro de esta ecuación tiene como representación gráfica el área sombreada mostrada en la Fig. 2, y puede denominarse la *disipación aparente* D_{ap} porque sería la energía disipada en el caso de una fisura elástica lineal con la misma curva $P-u$. No es la disipación verdadera, que con las hipótesis hechas no está definida porque ni la descarga ni el funcional de disipación para la fisura cohesiva se han definido porque *no son necesarios en procesos monótonos*. Nótese, en particular, que la línea OA no es una curva de descarga —real o imaginaria— sino una simple línea geométrica que aparece como resultado del tratamiento matemático de un proceso puramente monótono.

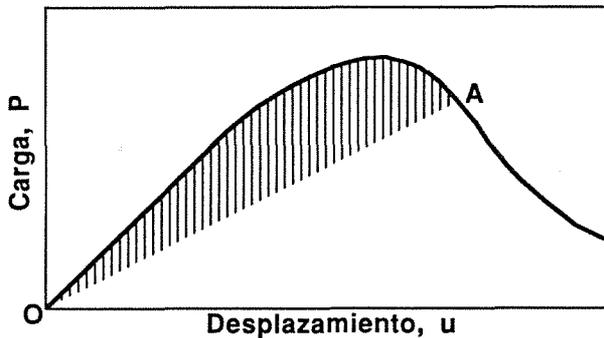


Fig. 2. Esquema de una curva Carga-Desplazamiento. El área sombreada representa la disipación aparente.

La aplicación del teorema de reciprocidad a un contorno definido por el contorno exterior, las caras de la fisura inicial y cualquier curva Γ que rodee completamente la zona cohesiva (Fig. 1), permite demostrar que la disipación aparente se puede expresar como una integral independiente del contorno [7]. La forma diferencial de esta ecuación es

$$dD_{ap} = B \frac{1}{2} \int_{\Gamma} (\sigma_{ij} du_i - d\sigma_{ij} u_i) n_j ds \quad (2.12)$$

La integración en el tiempo da como resultado la expresión

$$D_{ap} = \frac{1}{2} [W(\Gamma) - WC(\Gamma)] \quad (2.13)$$

donde $W(\Gamma)$ indica el trabajo de las fuerzas de contacto sobre la parte del cuerpo limitado por Γ que contiene la fisura cohesiva y $WC(\Gamma)$ el correspondiente trabajo complementario.

La disipación aparente puede determinarse fácilmente a partir de medidas experimentales, pero no puede ser evaluada fácilmente a partir únicamente del conocimiento de la curva de ablandamiento, porque esto requiere la evaluación del segundo miembro de la ecuación (2.11) que requiere, a su vez, la solución precisa de la distribución de aperturas de fisura en la zona cohesiva.

El desarrollo anterior se ha basado en un modelo de fisura cohesiva, pero es inmediato obtener que las mismas

ecuaciones son aplicables a cualquier tipo de zona de fractura en un medio elástico lineal, sin más que escribir la conservación de la energía para la región que permanece en régimen elástico (Nótese que no es posible aplicar relaciones energéticas que incluyan la zona de fractura sin definir previamente la ecuación constitutiva para la energía almacenada en el material en rotura).

2.3. Las integrales J y M.

Es posible determinar formas explícitas para las integrales J y M cuando éstas se calculan a lo largo de contornos que rodean completamente la fisura cohesiva, como el contorno Γ de la Fig. 1. Dichas expresiones son útiles para relacionar propiedades de los campos próximos a la zona cohesiva con los campos lejanos, y se obtienen calculando las integrales correspondientes a lo largo del contorno límite definido por los propios labios de la fisura (real más cohesiva), lo que es posible porque los campos reales no son singulares. Un cálculo sencillo da para J la conocida expresión [8]

$$J = \int_0^{CTOD} F(w') dw' = W_F(CTOD) \quad (2.14)$$

donde la segunda igualdad se sigue de (2.2).

La integral M no ha sido tan usada como la integral J, pero aplicada a los modelos cohesivos resulta estar relacionada con el trabajo total de las fuerzas cohesivas. Tomando el origen de coordenadas en el extremo de la fisura inicial X a lo largo de la zona cohesiva, la expresión para M obtenida por sustitución directa en la ecuación de definición (ver, por ejemplo, [7]) es

$$M = - \int_0^R X \sigma \frac{\partial w}{\partial X} dX \quad (2.15)$$

que puede reescribirse, de acuerdo con (2.1) y (2.2),

$$M = - \int_0^R X dW_F[w(X)] \quad (2.16)$$

que después de integrar por partes resulta

$$M = \int_0^R W_F[w(X)] dX \quad (2.17)$$

que de acuerdo con la expresión (2.9) coincide —excepto por el signo— con el trabajo de las fuerzas cohesivas por unidad de espesor (Este puede considerarse el trabajo *esencial* de fractura, que no coincide con el trabajo exterior total porque este último incluye contribuciones a la modificación de la energía elástica)

3. LOS CONCEPTOS DE FISURA EFECTIVA

3.1. Extensión efectiva de fisura a carga impuesta.

En un modelo de fisura efectiva, se sustituyen los campos reales por unos campos aproximados que corresponden a una probeta elástica virtual. La equivalencia que se impone cuando se impone la carga se ilustra en la Fig 3. La parte izquierda de la figura representa la probeta real, con su zona cohesiva que ha crecido monótonamente hasta el tamaño R , en cuyo instante la carga vale $P(R)$. La parte derecha de la figura representa la probeta virtual, puramente elástica, sujeta a la misma carga $P(R)$ (de aquí la denominación de carga impuesta), pero con una fisura de longitud $a = a_0 + \Delta a^{P-Y}$ donde Δa^{P-Y} es una extensión efectiva de fisura y

el índice P indica carga impuesta. El índice Y indica la clase de equivalencia que imponemos que es uniparamétrica (un grado de libertad). Ello es así porque en la probeta virtual los campos quedan totalmente determinados una vez fijados la carga y la extensión efectiva de fisura. Como la carga ya se ha impuesto, sólo queda un grado de libertad.

Este segundo grado de libertad, que corresponde a Δa^{P-Y} , se fija imponiendo una condición escalar. En general, esta condición será de la forma

$$Y_{\text{virtual}} [P(R), \Delta a^{P-Y}] = Y(R) \quad (3.1)$$

donde Y indica una variable escalar cualquiera relacionada con los campos tensodeformacionales.

La ecuación (3.1) explicita la dependencia de Δa^{P-Y} del grado de avance de la fisura cohesiva, pero ambos miembros de la ecuación dependen implícitamente de la forma y tamaño de la probeta, y por tanto la extensión efectiva de fisura y su evolución dependerá, en principio, de éstos factores.

Para cada propiedad Y se define una extensión efectiva, diferente, en principio, de las demás. El rigor, en este punto, estriba en demostrar equivalencias ocultas y en acotar diferencias. Evidentemente, por construcción, las magnitudes P e Y coinciden para la probeta real y la virtual, pero aquí termina la coincidencia *exacta*. La utilización de la solución virtual para determinar otras magnitudes presupone, si no se demuestra lo contrario, una aproximación, de forma que se escribe:

$$Z(R) := Z_{\text{virtual}}(a_0 + \Delta a^{P-Z}) \approx Z_{\text{virtual}}(a_0 + \Delta a^{P-Y}) \quad (3.2)$$

de forma que el error en la aproximación está controlado por la diferencia en las extensiones efectivas de fisura $P-Y$ y $P-Z$.

Antes de seguir el desarrollo de la teoría, son necesarias algunas precisiones sobre los factores de intensidad de tensiones como medida del nivel de carga. En la probeta virtual de la Fig. 3 hay una singularidad en la punta de la fisura cuyo factor de intensidad de tensiones $K_{I\text{virtual}}(a)$ vendrá dado por una ecuación de la forma

$$K_{I\text{virtual}}(a) = \sigma_N \sqrt{D} S(a/D) \quad (3.3)$$

donde σ_N es una *tensión nominal* proporcional a P/BD (B es el espesor y D una dimensión característica de la probeta) y $S(a/D)$ es el factor de forma geométrica (que incluye la "geometría de carga"). Nótese que σ_N es igual para la probeta virtual y para la probeta real en las equivalencias a carga impuesta.

Para el cuerpo real cohesivo, el factor de intensidad de tensiones es cero porque no hay singularidad, pero a efectos comparativos es conveniente definir un factor de intensidad de tensiones *nominal*

$$K_{IN} := \sigma_N \sqrt{D} S(a_0/D) \quad (3.4)$$

que debe ser contemplado como un simple parámetro de carga que combina de forma útil el nivel de cargas, el tamaño y la geometría inicial, y que no implica en absoluto que exista singularidad, ni siquiera zona de dominio de la singularidad

3.1.1. Equivalencia $P-u$ y $P-D_{ap}$

Si se impone que a igualdad de carga se obtenga también igual desplazamiento, se define Δa^{P-u} que impone la misma

curva carga desplazamiento (conjugado) a las probetas reales y virtuales. Puesto que la disipación aparente está totalmente definida por la curva $P-u$, resulta que las equivalencias $P-u$ y $P-D_{ap}$ son idénticas. La ecuación que las gobierna es, evidentemente:

$$C_{\text{virtual}}(a_0 + \Delta a^{P-u}) = \frac{u}{P} \quad (3.5)$$

donde $C_{\text{virtual}}(a)$ es la flexibilidad de una probeta elástica con una fisura de longitud a , y u y P son el desplazamiento y carga reales en el instante considerado. Con ciertas restricciones (precisión de la medida de flexibilidad y módulo de elasticidad), la evolución de Δa^{P-u} se puede determinar experimentalmente a partir de las curvas $P-u$.

3.1.2. Equivalencia $P-CMOD$

Si se impone igualdad de CMOD, se obtiene una ecuación similar a la (3.5):

$$C_{\text{CMOD virtual}}(a_0 + \Delta a^{P-CMOD}) = \frac{CMOD}{P} \quad (3.6)$$

donde $C_{\text{CMOD virtual}}(a)$ es ahora la flexibilidad para el CMOD en una probeta elástica con una fisura de longitud a . Parece evidente que no puede suponerse *a priori* que las ecuaciones (3.4) y (3.5) sean equivalentes. También esta extensión efectiva puede determinarse a partir de medidas experimentales directas.

3.1.3. Equivalencias $P-J$ y $P-M$

Las integrales J y M no pueden determinarse, en la probeta real, directamente de medidas experimentales sin hipótesis complementarias. sin embargo, tiene su interés escribir las ecuaciones que gobiernan sus equivalencias, porque son útiles en análisis teóricos. Como $J_{\text{virtual}} = [K_{I\text{virtual}}]^2/E$, la ecuación que gobierna la equivalencia $P-J$ resulta ser

$$\sigma_N^2 D S^2[(a_0 + \Delta a^{P-J})/D] = E J = E W_F(\text{CTOD}) \quad (3.7)$$

donde la segunda igualdad se sigue de la Ec. (2.14). Esta equivalencia se puede determinar si se mide la carga y el CTOD y se *postula* la curva de ablandamiento.

Se demuestra con facilidad que la integral M para la probeta virtual toma la expresión

$$M_{\text{virtual}} = J_{\text{virtual}} \Delta a \quad (3.8)$$

de donde resulta la ecuación

$$\sigma_N^2 D S^2[(a_0 + \Delta a^{P-M})/D] \Delta a^{P-M} = E M \quad (3.9)$$

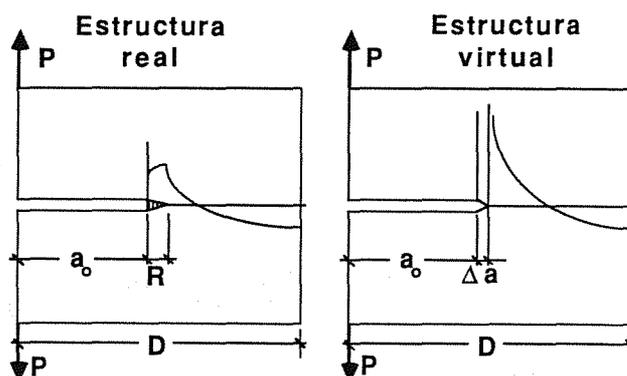


Fig.3. Definición de la equivalencia entre la probeta real y la virtual que incorpora la fisura efectiva.

Por el momento no existe técnica experimental para determinar M directamente, pero puede ser teóricamente evaluada sin problemas.

3.1.4. Equivalencia de campo lejano completo (Full Far Field)

Todas las equivalencias hasta ahora introducidas se refieren a magnitudes asociadas a los campos lejanos de la punta de la fisura, o que pueden ser transportadas a ellos mediante ecuaciones invariantes, como la J o la M . La pregunta evidente es si estas definiciones son equivalentes entre sí, es decir si puede encontrarse un valor Δa^{FF} de la extensión efectiva de fisura que cumpla la condición de que los campos de corrimientos y tensiones para la probeta virtual y la probeta real coincidan en todo punto suficientemente alejado de la zona de fractura. Hasta ahora sólo se ha podido demostrar que esta extensión de campo completo existe para tamaño infinito en comparación con R . La determinación del valor correspondiente se tratará en la próxima sección.

3.1.5. Equivalencia P-CTOD

El $CTOD$ es un valor de campo próximo que no puede transportarse a zona lejana mediante integrales invariantes. La ecuación que gobierna esta equivalencia está basada en la ecuación elástica para el $CTOD$, que puede escribirse [6]

$$CTOD_{virtual} = \frac{8}{\sqrt{2\pi} E} K_{Ivirtual}(a+\Delta a) \sqrt{\Delta a} L(\Delta a/D) \quad (3.10)$$

donde $L(\Delta a/D)$ es una función de forma adimensional que depende implícitamente de la geometría que cumple la importante condición

$$L(0) = 1 \quad (3.11)$$

La ecuación resultante, teniendo en cuenta (3.3), es

$$8 \sigma_N \sqrt{D} S[(a_0 + \Delta a^{P-CTOD})/D] \sqrt{\Delta a^{P-CTOD}} L(\Delta a^{P-CTOD}/D) = \sqrt{2\pi} E CTOD \quad (3.12)$$

En esta equivalencia, es posible, en principio, determinar la extensión efectiva de fisura a partir de medidas directas de carga y de $CTOD$, aunque estas últimas son difíciles y raramente efectuadas.

3.2. Extensión efectiva de fisura general

Los conceptos anteriores pueden generalizarse a cualquier par de variables impuestas, de forma que ninguna de ellas sea la carga. En este caso las estructuras real y virtual no están sometidas, salvo que se demuestre lo contrario, a la misma carga, y la carga $P_{virtual}$ y la extensión efectiva de fisura Δa^{X-Y} se determinan de forma que dos variables independientes X e Y sean iguales en la estructura real y en la virtual, de forma que :

$$X_{virtual} [P_{virtual}, \Delta a^{X-Y}] = X \quad (3.13)$$

$$X_{virtual} [P_{virtual}, \Delta a^{X-Y}] = Y \quad (3.14)$$

donde no se explicita la dependencia de R ni de la geometría inicial.

Cuando se usa un modelo de este tipo se supone que la solución para la probeta virtual es una aproximación razonable de la real y que es posible, en particular, aproximar la carga en la probeta real por la de la virtual:

$$P \approx P_{virtual} \quad (3.15)$$

de cuya aproximación dependerá la aplicabilidad práctica del modelo de fisura efectiva construido.

3.2.1. Equivalencia J-CTOD

De las infinitas posibilidades de aproximación de un modelo cohesivo por una fisura efectiva, la equivalencia J-CTOD es la única hasta ahora localizada que permite obtener las ecuaciones en forma cerrada a partir de la curva de ablandamiento. Para ello lo único que hay que hacer es utilizar la expresión clásica $J_{virtual} = [K_{Ivirtual}]^2/E$ junto con la de la (2.14) para imponer la J , y la (3.10) para expresar la que corresponde al $CTOD$, con lo que se obtiene:

$$K_{Ivirtual}^2 = E W_F(CTOD) \quad (3.16)$$

$$\frac{8}{\sqrt{2\pi} E} K_{Ivirtual} \sqrt{\Delta a^{J-CTOD}} L(\Delta a^{J-CTOD}/D) = CTOD \quad (3.17)$$

que son las ecuaciones que gobiernan un modelo de curva R-CTOD [6].

Eliminando el factor de intensidad de tensiones entre las dos ecuaciones anteriores queda la siguiente expresión que permite obtener Δa^{J-CTOD} en función del $CTOD$:

$$\Delta a^{J-CTOD} L^2(\Delta a^{J-CTOD}/D) = \frac{\pi E CTOD^2}{32 W_F(CTOD)} \quad (3.18)$$

La carga correspondiente —virtual— expresada como factor de intensidad de tensiones nominal se obtiene combinando (3.16), (3.3) y (3.4):

$$K_{INvirtual} = \frac{S[a_0/D]}{S[(a_0 + \Delta a^{P-CTOD})/D]} \sqrt{E W_F(CTOD)} \quad (3.19)$$

Las ecuaciones (3.18) y (3.19) utilizadas en cascada resuelven el problema de determinar el progreso de la fractura en la probeta virtual (en función, por ejemplo del $CTOD$), que es una aproximación de la progresión de la fractura en una probeta real.

4. FISURAS EFECTIVAS EN EL LIMITE DE GRANDES TAMAÑOS RELATIVOS.

Para el estudio de la evolución de la zona cohesiva en probetas de gran tamaño relativo ($D \gg R$), los autores desarrollaron un método especial de análisis asintótico que se basa en expresar la solución como superposición de soluciones elásticas para fisuras de tamaño variable y en explicitar su dependencia en (R/D) . El posterior desarrollo de las ecuaciones en series de potencias de R/D permite obtener diferentes órdenes de aproximación [2, 3, 4]. Recientemente se ha conseguido una derivación más sencilla de la aproximación de orden cero, pero sin posibilidad de extensión a órdenes superiores [9]. En lo que sigue se presentan en forma resumida los resultados fundamentales, que se usan para el estudio de las fisuras efectivas en el límite de grandes tamaños relativos.

4.1. Tamaño infinito: la aproximación de orden cero

Consideremos las situaciones en las que la zona cohesiva es mucho menor que el tamaño de la probeta. La aproximación de orden cero se obtiene cuando en la formulación y en la solución, se desprecian todos los términos de orden R/D y superiores. Es formalmente

equivalente a sustituir los campos reales por los que corresponden a una fisura semiinfinita en un medio infinito. Utilizando, por conveniencia, la coordenada reducida $x=X/R$ y las expresiones adimensionales de las Ecs. (2.6), las soluciones para las tensiones y aperturas de fisura en la zona cohesiva pueden escribirse en forma integral como

$$\sigma_c^*(x) = \int_0^x k^*(u) (x-u)^{-1/2} du \quad (4.1)$$

$$w^*(x) = 8R^* \int_x^1 k^*(u) (u-x)^{1/2} du \quad (4.2)$$

donde $k^*(x)$ es una función de densidad adimensional definida sobre $0 < x \leq 1$ y $R^* = R/l_{ch}$ es el tamaño adimensionalizado de zona cohesiva. La función $k^*(x)$ debe determinarse para cada R^* de manera que las expresiones (4.1) y (4.2) satisfagan la ecuación de ablandamiento (2.7). La ecuación integral resultante es

$$\int_0^x k^*(u) (x-u)^{-1/2} du = F \left(8R^* \int_x^1 k^*(u) (u-x)^{1/2} du \right) \quad (4.3)$$

Una vez determinado $k^*(x)$, el nivel de carga —expresado como factor nominal de intensidad de tensiones— se obtiene de la expresión

$$\frac{K_{IN}}{\sqrt{E} G_F} = \sqrt{2\pi R^*} \int_0^1 k^*(x) dx \quad (4.4)$$

cumpliendo en todo instante la condición

$$J = \frac{K_{IN}^2}{E} = W_F(CTOD) \quad (4.5)$$

Hay que recalcar que las ecuaciones anteriores son independientes del tamaño y de la geometría, por lo que tienen carácter universal.

4.2. Tamaño casi-infinito: La extensión efectiva de fisura de campo lejano completo

Cuando se extiende el análisis asintótico a primer orden aparece de forma natural la extensión efectiva de fisura de campo lejano completo. Se puede, en efecto, demostrar que los campos lejanos de la probeta cohesiva coinciden hasta términos de orden R/D con los correspondientes a una probeta elástica virtual con una fisura efectiva de longitud $a_0 + \Delta a^{FF\infty}$. Lo interesante es que $\Delta a^{FF\infty}$ puede calcularse para cada escalón de carga a partir de la correspondiente solución de la aproximación de orden cero, Ec. (4.3). La expresión para la extensión efectiva de campo completo para esta probeta de tamaño infinito en función de $k^*(x)$ es

$$\Delta a^{FF\infty} = R \frac{\int_0^1 x k^*(x) dx}{\int_0^1 k^*(x) dx} := R \langle x \rangle \quad (4.6)$$

donde $\langle \cdot \rangle$ indica valor medio ponderado por $k^*(x)$. Evidentemente $\Delta a^{FF\infty}$ no es sino el centroide de la función de densidad $k^*(x)$, o, si se prefiere, el valor medio ponderado por k^* de la posición X sobre la zona cohesiva (recuérdese que $Rx=X$). La extensión efectiva de fisura de campo completo para tamaño casi infinito es independiente de la geometría y su evolución está gobernada únicamente por la función de ablandamiento.

4.3. Tamaño infinito: fisura equivalente P-CTOD y J-CTOD

La equivalencia P-CTOD para $D \rightarrow \infty$ puede obtenerse pasando al límite la expresión (3.12), con lo que, teniendo en cuenta (3.4), resulta

$$8 K_{IN} \sqrt{\Delta a^{P-CTOD\infty}} = \sqrt{2\pi} E CTOD \quad (4.7)$$

La expresión asintótica para K_{IN} es la (4.4) y la correspondiente expresión para el CTOD es la particularización de la Ec. (4.2) para $x=0$. Sustituyendo en (4.7) y despejando resulta

$$\Delta a^{P-CTOD\infty} = R \langle x^{1/2} \rangle^2 \quad (4.8)$$

De acuerdo con (4.5) para tamaño infinito P y J están unívocamente relacionadas, de forma que las aproximaciones P-CTOD y J-CTOD son equivalentes. Pasando al límite la Ec (3.18) con la condición (3.11), resulta

$$\Delta a^{P-CTOD\infty} = \Delta a^{J-CTOD\infty} = \frac{\pi E CTOD^2}{32 W_F(CTOD)} \quad (4.9)$$

El paso al límite de la Ec. (3.19) conduce a la ya establecida igualdad simultánea de cargas $K_{INvirtual} = K_{IN}$.

Es de notar que la expresión (4.9) es la forma explícita de la (4.8). Desgraciadamente la Ec. (4.6) para la extensión efectiva de campo completo no admite expresión en forma cerrada. Sin embargo, como $k^*(x)$ y x son positivos, la desigualdad de *Bunyakovsky-Schwarz* permite garantizar la siguiente desigualdad:

$$\Delta a^{FF\infty} \geq \Delta a^{P-CTOD\infty} = \Delta a^{J-CTOD\infty} \quad (4.10)$$

y la extensión efectiva P-J-CTOD resulta ser una cota inferior de la extensión efectiva de campo lejano completo.

5. ESTUDIO NUMERICO

5.1. Objetivo y método

Como primer paso para el estudio de las interrelaciones entre las distintas clases de extensiones efectivas de fisura, se ha realizado un estudio numérico para el límite de grandes tamaños, siguiendo las líneas del apartado anterior.

Se ha estudiado la evolución de las extensiones efectivas de fisura en el límite de tamaño infinito para las tres curvas de ablandamiento dibujadas en la Fig. 4. El ablandamiento rectangular o de *Dugdale*, es un caso límite de interés histórico y teórico, que permite tratamiento analítico completo. El ablandamiento lineal se ha usado profusamente como primera aproximación de las curvas de ablandamiento de muchos materiales, y el ablandamiento casi-exponencial se presenta como una aproximación más realista para los hormigones ordinarios. Para estas dos últimas curvas el cálculo es necesariamente numérico y se ha usado, con ciertas modificaciones, el método inicialmente descrito en [2].

Del estudio analítico correspondiente al caso de *Dugdale* se deduce que, en general, la función $k^*(x)$ es singular en el origen como $x^{-1/2}$ por lo que se adopta como incógnita la función regular $g(x) = x^{1/2} k^*(x)$. Para la resolución de la ecuación (4.3) se usa un método de elementos finitos con interpolación lineal para $g(x)$, con N elementos de igual tamaño sobre el intervalo $[0, 1]$, y se aplica el método de

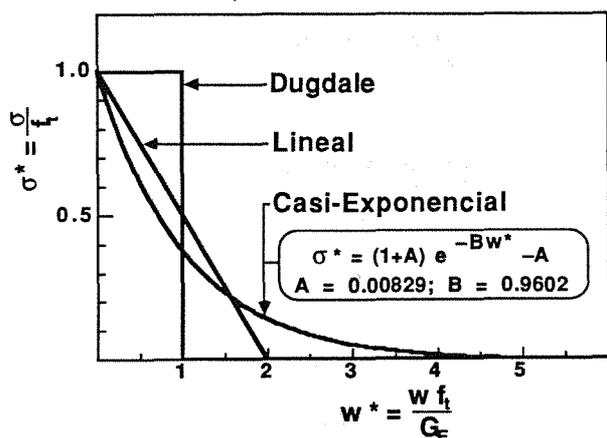


Fig. 4. Curvas de ablandamiento analizadas.

colocación por puntos en los puntos nodales.

El sistema de $N+1$ ecuaciones no lineales correspondiente se genera utilizando integración analítica sobre los elementos y se resuelve incremental e iterativamente utilizando el método de Newton-Raphson. Como resultados primarios del cálculo se obtienen los valores nodales de $g(x)$, de las tensiones y de las aperturas de fisura.

La carga, expresada como factor de intensidad de tensiones nominal, se obtiene de la Ec. (4.4) por integración analítica sobre cada elemento, y se comprueba mediante la (4.5). Para 58 elementos la precisión alcanzada en carga supera los 4 dígitos, y se espera que la precisión es en todos los casos superior a los 3,5 dígitos

La extensión efectiva de fisura de campo completo se obtiene de la ecuación (4.6), con integración analítica sobre los elementos. La extensión efectiva de fisura J-CTOD se ha obtenido directamente a partir del CTOD (apertura de fisura del nodo 0) utilizando la ecuación (4.9).

5.2. Resultados y discusión.

La Fig. 5 representa la evolución de la carga expresada como el cuadrado del factor de intensidad de tensiones nominal frente a cada una de las extensiones efectivas de fisura, para las tres curvas de ablandamiento consideradas.

Las curvas que aparecen son, en realidad, las curvas $R-\Delta a$ clásicas obtenidas para tamaño infinito. La primera observación, de contenido teórico, es que las dos extensiones efectivas de fisura definidas, no son equivalentes. La segunda, de contenido práctico, es que la diferencia entre una y otra es, con gran probabilidad, indetectable experimentalmente.

Esta última afirmación es bastante obvia para cualquier persona habituada a utilizar resultados experimentales de curvas R . Consideremos, en efecto, que realizamos un ensayo sobre probetas suficientemente grandes como para que la aproximación asintótica sea aceptable y midamos el CTOD, la flexibilidad y la carga, y a partir de ellas determinemos las extensiones efectivas de fisura FF y J-CTOD y representemos las curvas R . Con toda probabilidad las dispersiones y errores experimentales serán superiores a las diferencias puestas de manifiesto en la Fig. 5.

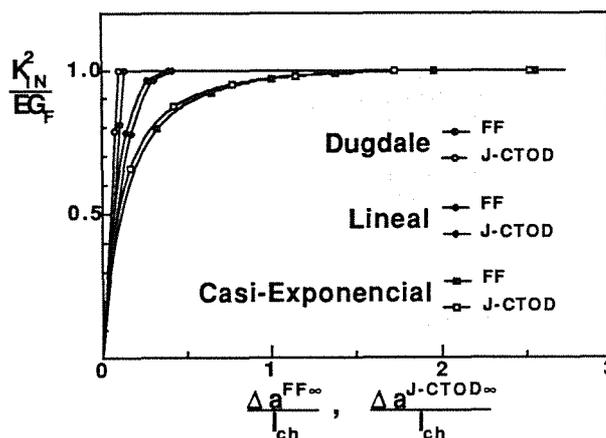


Fig. 5. Relaciones $K_{IN}^2 - \Delta a_{efectiva}$ para equivalencias FF y J-CTOD, en el límite de tamaño infinito.

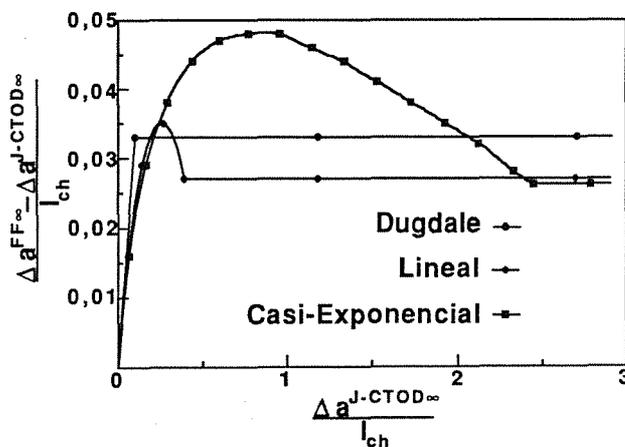


Fig. 6. Diferencias entre las extensiones efectivas FF y J-CTOD, en función de $\Delta a^{J-CTOD\infty}$.

Estas diferencias se han magnificado en la Fig. 6 que representa la diferencia entre los dos tipos de extensión efectiva de fisura frente a $\Delta a^{J-CTOD\infty}$. En ella se observa que la diferencia no supera en ningún caso el 5% de la longitud característica, unos 15 mm para hormigón ordinario, del orden de 1 mm para cerámica refractaria. ¿Pueden estas diferencias ponerse de manifiesto experimentalmente?

Si se tiene en cuenta que para que nos encontremos en el límite de grandes tamaños la fisura inicial tiene que ser mucho mayor que la longitud característica, como mínimo 10 veces, resulta que se tienen que medir con precisión variaciones de longitud efectiva del 0,5% de la longitud inicial de fisura, lo que exige precisiones de, por lo menos, el 0,1% de la longitud inicial. Esta precisión está fuera de los niveles alcanzables con los métodos habituales de medida y probablemente con cualquier método de medida porque las fluctuaciones locales del módulo de elasticidad —por citar sólo una fuente de dispersión— inducen errores un orden de magnitud por encima del nivel requerido.

6. CONCLUSIONES

De las ideas y resultados expuestos en este artículo pueden extraerse las siguientes conclusiones

1. Para una fisura cohesiva se han obtenido tres integrales independientes del contorno que presentan interés teórico y práctico: La disipación aparente, la integral J y la integral M. La primera puede determinarse experimentalmente, la segunda puede determinarse en forma cerrada a partir de la curva de ablandamiento y el CTOD, y la tercera representa el trabajo total de fractura por unidad de espesor.
2. Puede definirse con todo rigor la idea de una fisura efectiva estableciendo dos ecuaciones para los dos grados de libertad involucrados. Se han definido un cierto número de fisuras efectivas que, mientras no se demuestre lo contrario, no son equivalentes entre sí.
3. En el límite de grandes tamaños las únicas extensiones efectivas diferenciables son las de campo lejano completo y la J-CTOD. Esta última conduce de forma natural al modelo de curva R-CTOD.
4. El método asintótico desarrollado previamente por los autores permite analizar con profundidad, precisión y relativa sencillez el límite de grandes tamaños. Con él se han determinado las expresiones cerradas para las extensiones efectivas de fisura y, muy particularmente un teorema de cota que indica que la extensión J-CTOD es una cota inferior de la extensión FF.
5. Los cálculos numéricos efectuados para tres curvas de ablandamiento de interés teórico y práctico indican que realmente las extensiones de fisura FF y J-CTOD no son equivalentes, pero, a su vez, establecen que su diferencia es difícilmente detectable a nivel experimental cuando nos encontramos en el límite de grandes tamaños.
6. Como extensión evidente del trabajo presentado queda por dilucidar hasta qué punto la conclusión anterior puede extenderse a probetas pequeñas, en las que el tamaño de la zona cohesiva es comparable al tamaño de la probeta.

Agradecimientos. Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la subvención concedida para la realización de este trabajo, a través de los proyectos PA85-0092 y PB86-0494

7. REFERENCIAS

- [1] Elices, M. and Planas, J. (1989), "Material Models", Chap. 3 in *Fracture Mechanics of Concrete Structures: From Theory to Applications*, (Elfgren, L. Ed.), Chapman and Hall, pp. 16-66.
- [2] Planas, J. and Elices, M. (1986), "Un Nuevo Método de Análisis del Comportamiento Asintótico de la Propagación de una Fisura Cohesiva en Modo I", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 3, pp. 219-227.
- [3] Planas, J. and Elices, M. (1987), "Asymptotic Analysis of the Development of a Cohesive Crack Zone in Mode I Loading for Arbitrary Softening Curves", *Proceedings SEM-RILEM Int. Conf. on Fracture of Concrete and Rock*, Houston, TX, USA.
- [4] Planas, J. and Elices, M. (1990), "A Nonlinear Analysis of a Cohesive Crack", To be published in *J. Mech. and Phys. of Solids*.
- [5] Planas, J. and Elices, M. (1989), "Size Effect in Concrete Structures: Mathematical Approximations and Experimental Validation" in *Cracking and Damage, Strain Localization and Size Effect*, (Mazars, J. and Bazant, Z.P., Eds.), Elsevier, London, pp. 462-476.
- [6] Planas, J., Elices, M. y Toribio, J. (1989), "Aproximación de modelos de fisura cohesiva por modelos de curva R-CTOD", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 6, pp. 115-120.
- [7] Elices, M. (1988), *Mecánica de la Fractura*, Publicaciones de la ETS de Ingenieros de Caminos, Madrid.
- [8] Rice, J.R. (1986), "Path independent integral and approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks", *Journal of Applied Mechanics*, 35, pp. 379-386.
- [9] Planas, J. and Elices, M. (1990), "Nonlinear fracture of cohesive materials", To appear in *International Journal of Fracture*.

MEDIDA DE LA ENERGIA ESPECIFICA DE FRACTURA EN CARBURO DE SILICIO NITRURADO**Pastor, J.Y., Planas, J., Elices, M.**

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

Resumen.- Durante los últimos años los modelos de fisura cohesiva han tenido un gran auge y se han utilizado para explicar la fractura de materiales cerámicos, de rocas y de hormigones. En el presente artículo se muestran los resultados obtenidos en las medidas de energía específica de fractura (G_F) y carga máxima (P_{max}), para distintos tamaños de probeta de un material cerámico, SiC-Si₃N₄, tratándose de comprobar que la G_F permanece prácticamente constante, independientemente del tamaño de la probeta en que se mida. Así mismo se hace una revisión de las propiedades físicas de este material.

Abstract.- During last years the cohesive fracture models have been used successfully to explain the fracture of ceramic materials, rocks as well as concrete. Here, the specific fracture energy (G_F) and the maximum load (P_{max}), for different specimen sizes of a ceramic material, SiC-Si₃N₄, have been measured. Results show that G_F remains practically constant, independently of specimen dimensions. Also, a description of the physical properties of this material, is given.

1. INTRODUCCION

El modelo de fisura cohesiva [1, 2] es un modelo no lineal de mecánica de fractura, ampliamente utilizado para explicar la fractura de materiales frágiles, como el hormigón, cuyo comportamiento no puede explicar la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal [3]. En este artículo se trata de aplicar este modelo a un material cerámico, el carburo de silicio nitrurado. Para ello se realizaron en una primera etapa ensayos Brasileños sobre siete probetas cilíndricas lo que nos permitió conocer la resistencia a tracción (f_{ts}) de este material. Posteriormente en una segunda etapa se llevaron a cabo ensayos de flexión en tres puntos sobre vigas entalladas, para cuatro tamaños de probeta distintos que varían en un rango de 1 a 10, de donde se obtuvieron las curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento, que permiten determinar la energía de fractura G_F y la carga máxima F_{max} .

Con los resultados de las medidas de G_F y F_{max} , se trata de ver si es aplicable el modelo de fisura cohesiva en el cual es necesario que G_F sea constante, es decir que permanezca independiente del tamaño de probeta. En caso contrario se analiza si las diferencias son debidas al método de ensayo o bien a que el modelo no es aplicable.

En este artículo también se muestran los resultados de otros dos parámetros importantes -la resistencia a tracción y el módulo de Young- haciéndose una breve descripción de la microestructura del material.

2. MATERIAL UTILIZADO

2.1. Propiedades físicas.

El material utilizado en esta investigación fue carburo de silicio nitrurado (suministrado por la empresa NORTON con referencia CN-178c) con una composición

típica de 75% de carburo de silicio (SiC) y 23% de nitruro de silicio (Si_3N_4), bastante isótropa de apariencia. El tamaño de grano de la matriz de carburo de silicio es menor de 10 micras mientras que la fase de nitruro de silicio tiene un tamaño medio de grano de 0.28 mm, con una dispersión de tamaños que va desde 0.02 hasta los 2 mm. El material presenta poros perfectamente observables con unos pocos aumentos. A partir de la determinación de la densidad aparente (2.7 g/cm^3) se ha estimado que la porosidad es del 14% aproximadamente.

Este material se obtuvo a partir de sus componentes básicos (SiC y Si_3N_4) por un proceso de sinterizado, fabricándose planchas de $476 \text{ mm} \times 224 \times 15 \text{ mm}$, donde la dirección de sinterizado (la dimensión menor) es la que posteriormente se ha tomado como espesor, B, en todas las probetas. Se pudo observar que la zona de transición de la superficie al interior del material según esta dirección es de 1.3 mm, aproximadamente.

2.2. Propiedades mecánicas.

Según datos facilitados por los fabricantes este material tiene un módulo de elasticidad de 200 GPa y un módulo de rotura a flexión en tres puntos de 100 MPa a temperatura ambiente. Medidas hechas por los autores mediante ensayos Brasileños, según norma ASTM-C 495, reflejaron que la resistencia a tracción de este material es de 35.0 MPa con una dispersión de $\pm 1.5 \text{ MPa}$, resultado que está en consonancia con el dado por el fabricante ya que el módulo de rotura a flexión suele ser unas 2.5 el valor de la resistencia a tracción obtenida mediante el ensayo brasileño.

TABLA 1. Propiedades del carburo de silicio nitrurado.

Módulo de Young (E)	200 GPa
Resistencia a tracción (f_{ts})	35 MPa $\pm 1.5 \text{ MPa}$
Densidad	2.7 g/cm^3
Tamaño de grano SiC	< 10 micras
Tamaño medio de grano Si_3N_4	0.28 mm
Composición típica	75% SiC 23% Si_3N_4
Porosidad	14%

En cuanto al valor del módulo de Young se comprobó su valor a partir de la zona lineal de las curvas carga-CMOD en ensayos de flexión en tres puntos según la fórmula de Tada [4].

2.3. Probetas de tracción indirecta.

Para los ensayos brasileños se utilizaron 7 probetas cilíndricas obtenidas usando sendas brocas huecas diamantadas de diámetros 50, 30 mm respectivamente y con un espesor de unos 15 mm. Todas

ellas debieron ser rectificadas posteriormente usando una punta de diamante ya que su superficie lateral no se obtenía uniforme, como se indica en la Fig. 1, debido a la gran dureza de este material y a la ligera excentricidad de las brocas respecto a su eje de giro.

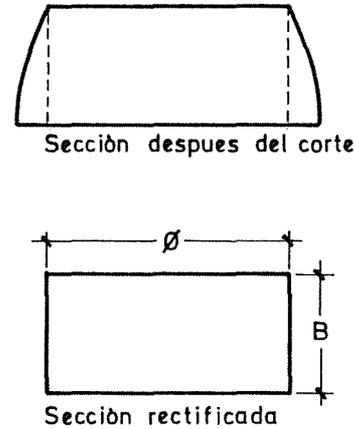


Fig. 1.- Perfil de las probetas usadas en los ensayos brasileños de medida de resistencia a tracción.
ASTM C-495

2.4. Probetas de flexión en tres puntos.

Las probetas utilizadas para la medida de G_F y F_{max} fueron vigas entalladas de idénticas proporciones pero de cuatro tamaños distintos según se puede ver en la Fig. 2, donde la relación de proporciones es la siguiente:

$$\begin{aligned} L &= 4 D \\ l &= 4.5 D \\ C &= 0.45 D \end{aligned}$$

siendo su espesor B constante para todos los tamaños e igual a 15 mm aproximadamente.

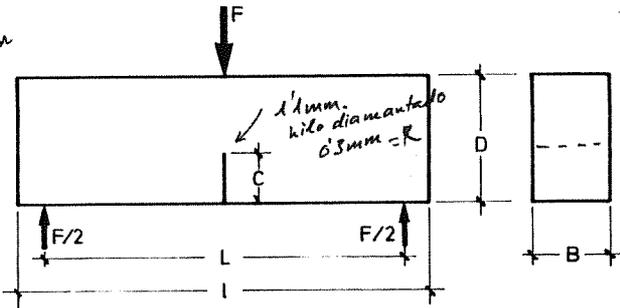
Todas las probetas se cortaron con su canto D paralelo a una misma dirección para evitar variaciones surgidas en los resultados debidas a la posible anisotropía del material.

Para el mecanizado de las probetas se partió de siete planchas de $476 \text{ mm} \times 224 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ de las cuales mediante corte con una sierra de disco diamantado de 2 mm de espesor se extrajeron las vigas. La entalla se realizó en una fresadora en la que se colocó un disco diamantado de 1 mm de espesor de forma que el espesor medio de la entalla es de 1.15 mm. Todas las operaciones de corte se realizaron con refrigeración mediante un caudal de agua.

Adicionalmente se prolongó la entalla en dos probetas, una de tamaño III y otra de tamaño IV, con una sierra horizontal de hilo diamantado de diámetro 0.254 mm, hasta una longitud total de entalla de

0.50 D, de forma que en estas probetas el espesor en el fondo de la entalla era de 0.29 mm. Con esto se trató de comprobar la influencia del espesor en el fondo de la entalla sobre G_F y F_{max} .

*C₀ rotulada
f = 40 μm*



	D	L	l	C	B
I	100	400	450.0	45.00	15
II	25	100	112.5	11.25	15
III	15	60	67.5	6.75	15
IV	10	40	45.0	4.50	15

(mm)

Fig. 2.- Probetas entalladas en diversos tamaños con idénticas proporciones.

Para absorber la posible falta de paralelismo en las líneas de apoyo se dotó al sistema de carga de apoyos con rótula de rodillos, como puede apreciarse en la Fig. 3.

2.5. Fórmulas utilizadas.

Las expresiones utilizadas para el cálculo de la resistencia a tracción fue,

$$f_{ts} = \frac{2 F_{max}}{\pi B \delta} \quad (1)$$

mientras que para el cálculo de el módulo de Young a partir de la curva carga-CMOD se utilizó la fórmula de Tada [4],

$$E = \frac{6 P L c}{\delta D^2} V\left(\frac{c}{D}\right) \quad (2)$$

$$V\left(\frac{c}{D}\right) = 0.76 - 2.28 \left(\frac{c}{D}\right) + 3.87 \left(\frac{c}{D}\right)^2 + 2.04$$

$$\left(\frac{c}{D}\right)^3 + \frac{0.66}{(1-(c/b))^2}$$

$$\delta = \text{CMOD}$$

Para la medida de G_F se implementó un programa de integración basado en el método Simpson, que nos permitía conocer la energía específica de fractura a partir de los datos de la curva carga-desplazamiento. G_F es el área bajo la curva dividida por el área del ligamento (Fig. 6).

3. METODO EXPERIMENTAL

La máquina utilizada para realizar todos los ensayos fue una máquina universal de ensayos Instron modelo 8501 en la cual se instaló una célula de carga Instron 2518-108 de 5 kN para los ensayos de flexión, mientras que para los ensayos brasileños se utilizó otra de 100 kN, con referencia Instron 2518-111.

3.1. Ensayos Brasileños.

Los ensayos se realizaron según la norma ASTM-C 495, siendo el control del ensayo en POSICION para cuatro de las probetas, con una velocidad de 1 mm/(minm), y en CARGA para otras tres, con una velocidad de carga de 60 kN/(minm), tardándose en alcanzar la carga máxima unos 14 minutos en ambos casos.

Seis de las probetas se ensayaron con una dirección preferente paralela a la dirección de aplicación de la carga, de forma que el plano de fractura en estas probetas coincide con el plano de fractura de las probetas de flexión en tres puntos. Además otra probeta fue ensayada

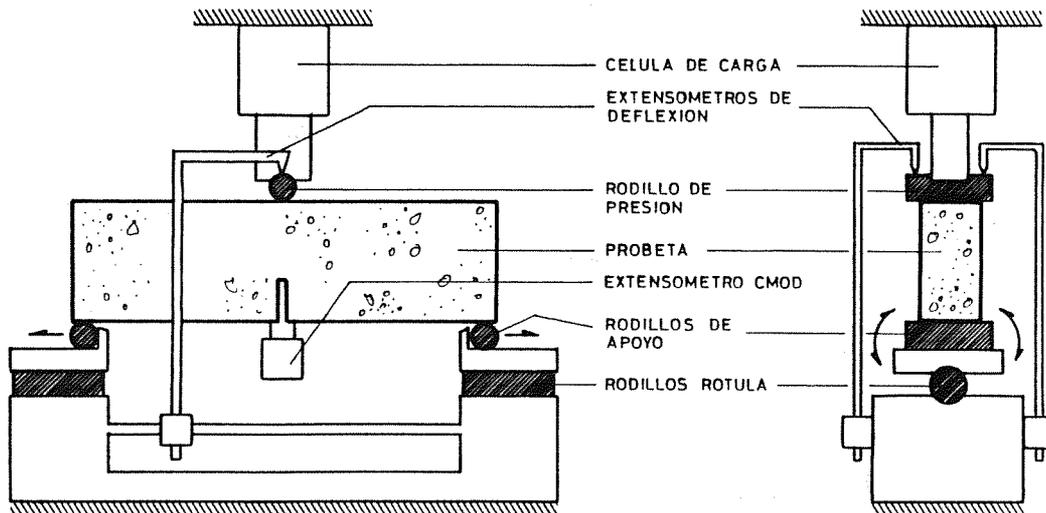


Fig. 3.- Dispositivo del ensayo de flexión.

con la dirección de referencia perpendicular a la dirección de aplicación de la carga para comprobar la anisotropía del material.

3.2. Ensayo de flexión en tres puntos.

Con los ensayos de flexión se pretende determinar las curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento (de las cuales se obtendrá la energía específica de fractura y el módulo de Young) y la carga máxima.

El CMOD fue medido con un extensómetro Instron 2620-602 con un intervalo de apertura de ± 2.5 mm. Así mismo se construyeron unos prolongadores para el extensómetro, de forma que se pudiese modificar su base de medida (25, 6.25, 3.75 y 2.50 mm) proporcionalmente al tamaño de probeta.

La proporcionalidad geométrica de las probetas se extendió en lo posible al sistema de carga mediante el uso de rodillos de carga de diámetros variables, aunque no estrictamente proporcionales (40, 10, 6 y 5 mm de diámetro).

El desplazamiento se midió con dos extensómetros localizados a ambos lados de la probeta que medían el desplazamiento relativo de los puntos laterales de carga de la cabeza superior y la línea de la superficie inferior sobre la que apoyan los rodillos de transmisión de carga. La resolución de los extensómetros era del orden de $1 \mu\text{m}$ y su intervalo de medida superior a los 2 mm.

En este ensayo se colocaron sendas gomas de sujeción a ambos lados de la entalla de la probeta de tamaño I para compensar el efecto del peso de la misma sobre la zona de fractura, y así evitar el avance de la grieta debido al propio peso de la probeta.

El tipo de control utilizado fue en CMOD (ya que el control en POSICION no era estable y no permitía una respuesta su-

ficientemente rápida de la máquina, originándose un "snap-back"). En todos los ensayos la velocidad de CMOD/canto, D , de la probeta, fue de $7 \cdot 10^{-4}$ mm/(minm). Con esta condición la carga máxima se alcanzaba 30 y 60 s después de comenzar el ensayo.

4. RESULTADOS Y COMENTARIOS

Los resultados que se obtuvieron de los ensayos Brasileños aparecen reflejados en la Tabla 2; el valor medio de la resistencia a tracción indirecta (f_{ts}) es de 35.0 ± 1.5 MPa. Nótese que la probeta 1.3-I fue ensayada con la dirección de referencia perpendicular a como fue hecho en el resto, no apareciendo ninguna variación significativa en el valor de f_{ts} .

TABLA 2. Resultados de los ensayos Brasileños.

Probeta	Control	f_t (MPa)
1.1-I	CARGA	36.1
1.2-I	POSICION	35.7
1.3-I*	CARGA	34.3
1.4-I	POSICION	33.6
1.1-II	CARGA	37.0
1.2-II	POSICION	35.4
1.5-II	POSICION	32.7

Los resultados de flexión en tres puntos pueden verse reflejados en la Tabla 3. Como puede apreciarse estos ensayos no fueron tan exitosos como sería de desear y en los marcados con (*) no se pudo medir la energía específica de fractura ya que el ensayo no fue estable después de alcanzar la carga máxima, pues la máquina de ensayos no respondió con suficiente rapidez en el proceso de descarga de la probeta, lo que originó un "snap-back" en la curva carga-desplazamiento,

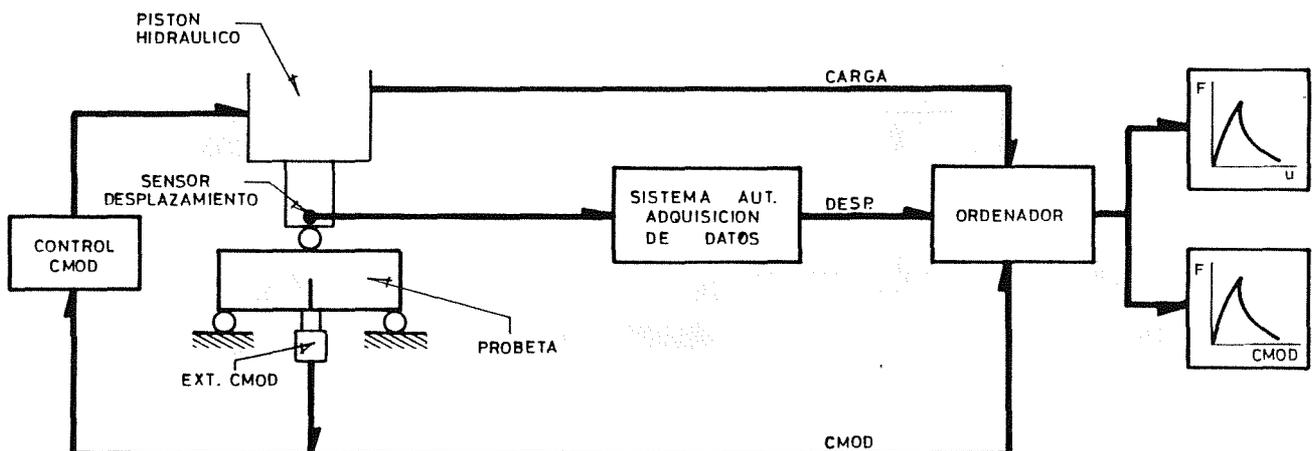


Fig. 4.- Esquema de bloques de la lectura de datos.

Fig. 5, en vez de una curva continua, Fig. 6. Esto falsea el resultado de la determinación de G_F , que aparece en este caso entre paréntesis en la Tabla 3. Los resultados de carga máxima son, sin embargo, válidos.

Las probetas señaladas con (1) en la Tabla 3, son aquellas que se entallaron adicionalmente con un hilo diamantado tal y como se explicó en el apartado 2.4.

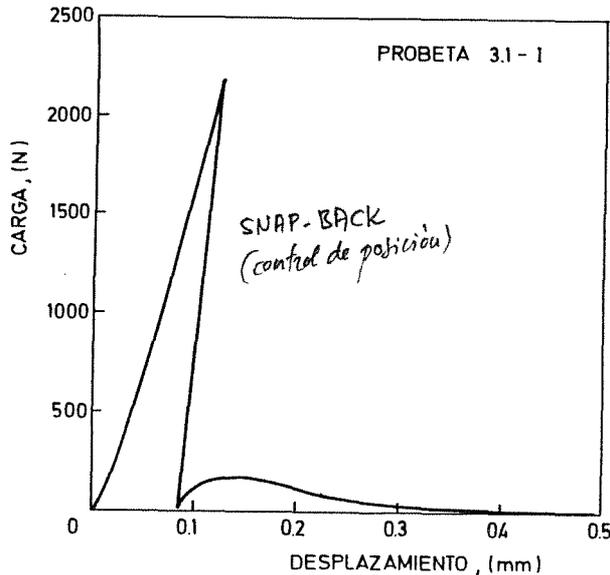


Fig. 5.- Curva carga-desplazamiento en que se muestra la falta de respuesta de la máquina después de alcanzar la carga máxima.

TABLA 3. Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos.

PROBETA	D (mm)	F _{max} (N)	G _F (N/m) ~120	E (GPa) ~160
2.1-I*	100	2121		
2.2-I*	100	2248		
3.1-I*	100	2180	(128)	
1.1-II*	25	647	(130)	
1.4-II*	25	835	(91)	170
1.3-II*	25	776	141	154
3.1-III*	15	697		
3.2-III*	15	697		
2.1-III ^①	15	542	124	163
1.2-IV ^①	10	292	114	161
1.3-IV ^① *	10	267	(106)	164
1.4-IV	10	397	108	162
1.5-IV	10	396	134	160

De los resultados de carga máxima puede verse que ésta no aumenta proporcionalmente con el tamaño de probeta sino que

① entalla de 0.3 mm = R

lo hace según una ley entre lineal y raíz cuadrada. También es interesante señalar que la carga máxima en aquellas probetas entalladas adicionalmente con hilo diamantado (1) la carga máxima se reduce significativamente, en más de un 20%, mientras que la energía específica de fractura no parece cambiar. Así mismo la variación de la G_F con el tamaño de probeta, a falta de conocer más valores que nos permitan dar una dispersión de resultados para cada tamaño, no tiene una tendencia clara a variar con el tamaño de la probeta.

De todo lo expuesto anteriormente se pueden sacar las siguientes conclusiones:

- La energía específica de fractura parece ser independiente del tamaño de probeta, tal y como propone el modelo de fisura cohesiva.
- La carga máxima aumenta con el tamaño de probeta según una ley que está entre la proporcionalidad directa y la raíz cuadrada.
- La anchura del fondo de entalla parece reducir sustancialmente la carga máxima, pero deja invariable la energía específica de fractura. Esto precisaría de un análisis más detallado en que se separe el efecto del menor radio de curvatura en el fondo de entalla de la mayor profundidad de la misma.
- Estos ensayos preliminares parecen indicar que el modelo de fisura cohesiva puede aplicarse a este tipo de cerámicas para predecir un comportamiento mecánico hasta la rotura. A partir de

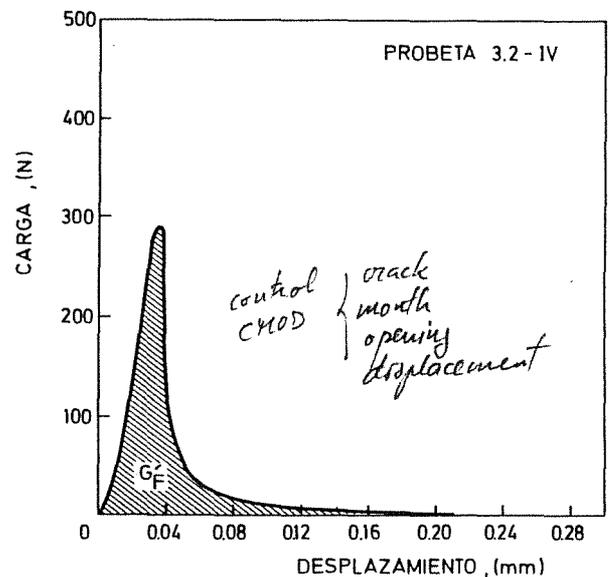


Fig. 6.- Curva carga-desplazamiento típica, donde $G_F = G'_F / \text{área del ligamento}$.

los valores de E , G_F , y f_{ts} se espera poder reproducir numéricamente las curvas carga-desplazamiento ($P-u$) y carga-CMOD.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda prestada para realizar este trabajo, a través de los proyectos de investigación PA85-0092 y PB86-0494.

Así mismo agradecemos a REFRACTARIOS NORTON, S.A. el material suministrado para realizar estos ensayos, a el Dr. Juan Piqueras de la Universidad Autónoma de Madrid las facilidades ofrecidas para el uso de la sierra de hilo diamantado, a Ahmed Fhaty su colaboración en el montaje y preparación de los ensayos y programas de toma de datos, a David Culebras y Pascual Colás por la ayuda en el mecanizado de las probetas y a Elena González y Rosa María Morera por el mecanografiado de este texto.

6. REFERENCIAS

- [1] Elices, M., Planas, J., Llorca, J. y Guinea, G.V. (1988) "Métodos Numéricos en la Fractura de Materiales Cohesivos" Anales de Mecánica de la Fractura, **5**, pp. 61-89.
- [2] Planas, J. y Elices, M. (1990) "Nonlinear Fracture of Cohesive Materials" Int. J. of Fracture Mechanics, Aceptado para publicar.
- [3] Planas, J. y Elices, M. (1985) "Fractura de Hormigón en Régimen No Lineal. Intentos para Medir la Energía de Fractura G_F " Inf. de la Construcción, **371**, pp. 35-52.
- [4] Tada, M., Paris, P. e Irwin, G. (1985) "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Research Corporation, pp. 2.16-2.18.



RESISTENCIA Y TENACIDAD DE NITRURO DE SILICIO SINTERIZADO CON ADICIONES DE ITRIA, MAGNESIA Y ALUMINA.

Ordóñez S., Rodríguez J.M., Castro F. y Gil J.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Apartado 1.555
20080 - SAN SEBASTIAN

Resumen. - Se presentan las propiedades mecánicas (módulo elástico, dureza, tensión de rotura y tenacidad) de dos composiciones de nitruro de silicio sinterizado (sinter-HIP) con adiciones de itria-magnesia o itria-alúmina. En ambos casos, transformando la distribución superficial de diámetro de poros observada en probabilidad de tensiones de fallo (haciendo uso de la tenacidad medida mediante indentación), se obtiene un acuerdo aceptable con la distribución de tensiones de rotura medida.

Abstract. - The mechanical properties of two silicon nitride ceramics produced by sinter-HIP with additions of 6% Y_2O_3 - 4% MgO and 6% Y_2O_3 - 4% Al_2O_3 have been measured at room temperature (elastic modulus, hardness, rupture strength and toughness by indentation). For both compositions, the frequency distribution of rupture strengths is explained by failure from surface pores. The failure probability deduced from the measured pore size distributions, using the measured indentation toughness and assuming a weakest-link failure process, agrees well with the observed rupture strength distributions.

1. INTRODUCCION

La consolidación de nitruro de silicio a temperaturas o presiones técnicamente interesantes es, en general, sólo posible mediante la inclusión de aditivos formadores de una pequeña fracción volumétrica de fase líquida durante el sinterizado. En un programa de investigación dirigido a establecer rutas industriales de fabricación de nitruro de silicio para aplicaciones estructurales y de herramientas de desgaste, se han ensayado adiciones de Y_2O_3 , MgO y Al_2O_3 . Con varias composiciones y técnicas de "sinter-HIP" (1750°C y 100 MPa) se han alcanzado densidades que igualan o superan el 98% de la teórica. La estructura está constituida por granos alargados de Si_3N_4 (1 μm de diámetro y relación longitud/diámetro aprox. 7) ligados por una matriz intergranular que contiene los aditivos más SiO_2 .

En esta comunicación se presentan las propiedades mecánicas de dos composiciones seleccionadas de nitruro de silicio (6% Y_2O_3 - 4% MgO, 6% Y_2O_3 - 4% Al_2O_3) obtenidas por "sinter-HIP".

2. MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

2.1 Material

Los materiales se prepararon por sinterizado de polvos de nitruro de silicio comerciales (Kemanord, Suecia) de 12 m^2g^{-1} de superficie específica (BET) y cuya composición es (en peso):

0,4% Si libre, 0,08% Fe, 0,04% Al, 0,01% Ca,
0,05% C, 1,5% O

excluido el Si_3N_4 (del cual, 91% α - Si_3N_4).

Los aditivos fueron Y_2O_3 de 99,9% de pureza, Al_2O_3 (99% de pureza) y MgO (99,96% puro).

Las mezclas se realizaron en trommel de polietileno con bolas de nitruro de silicio (48 h). Los polvos mezclados se compactaron uniaxialmente a 100 MPa, resultando densidades en verde de 52 a 54% de la densidad teórica.

La consolidación se efectuó por "sinter-HIP", utilizando un crisol de grafito y atmósfera de Ar. Las muestras se protegieron mediante una mezcla de polvo de Si_3N_4 y BN a partes iguales. El sinterizado se realizó a 1750°C (calentamiento a 20°C min⁻¹) en tres fases: 45 min a 0,5 MPa, elevación de la presión hasta 100 MPa durante 30 min y mantenimiento a esa presión durante 15 min, seguido de enfriamiento lento y depresurización a 400°C.

La microestructura de los materiales sinterizados consiste en cristales alargados de $\beta-Si_3N_4$ de sección aproximadamente hexagonal, diámetro equivalente de aprox. 1 μm y longitud 7 μm , ligados por una matriz cristalina constituida por los aditivos y una fase intergranular amorfa que además contiene SiO_2 .

Detalles de los procesos que ocurren durante el sinterizado de estos materiales y de las microestructuras resultantes han sido ya objeto de otras publicaciones [1, 2].

La densidad media de ambos materiales obtenidos con el proceso descrito fue 97,6% de la teórica para el material con magnesia (coeficiente de variación, CV=0,0045) y 97,7% (CV=0,0052) para el material con alúmina. Es decir, una densidad muy uniforme y una porosidad relativamente baja.

2.2 Ensayos mecánicos

2.2.1 Dureza y tenacidad por indentación

La dureza de los dos materiales estudiados se ha medido por indentación Vickers con carga de 5 Kgf, sobre superficies pulidas con alúmina de 1 μm (tras pulido previo con disco diamantado). Se utilizaron para este fin los fragmentos de las probetas de flexión (ver siguiente apartado). Se

realizaron dos o tres indentaciones por muestra, es decir, más de 30 medidas equivalentes por cada material.

Las impresiones Vickers generaron grietas semicirculares perpendiculares a la superficie y coincidentes con la orientación de las diagonales de la huella. De la medida de estas huellas se dedujo la tenacidad de indentación, K_c , a partir de la expresión semiempírica [3]:

$$K_c = 0,016 (E/H_v)^{1/2} (P/a)^{3/2} \quad (1)$$

siendo P la carga utilizada (5 Kgf), a el radio de la grieta, E el módulo de Young y H_v la dureza Vickers. Con los valores del módulo de Young y de dureza medidos, los resultados son similares a los que se obtienen de la correlación empírica entre medidas de K_{Ic} por métodos contrastados de Mecánica de la Fractura y parámetros de indentación de nitruro de silicio [4]:

$$K_c = 0,073 (P/a^{3/2}) \quad (2)$$

o de otras expresiones más recientes [5] (véase [6] para una revisión muy completa sobre la medida de la tenacidad por métodos de indentación).

2.2.2 Módulo elástico y tensión de rotura

El módulo elástico y la resistencia a la rotura se han medido mediante un ensayo de flexión con cuatro apoyos de acuerdo con la norma US MIL-STD-1942 (MR), 1983, utilizando probetas prismáticas de 3x4x45 mm, con 20 mm de longitud entre apoyos centrales y 40 entre laterales.

Los ensayos se realizaron con una velocidad de desplazamiento de 0,05 mm min⁻¹ y su duración (flecha aprox: 0,2 mm) fue de 4 min. La flecha se midió con un transductor de alta sensibilidad y ello permitió determinar el módulo elástico, E, de las muestras. Como tensión de rotura, σ_f , se ha consignado la tensión máxima de tracción, correspondiente a los 80 mm² de superficie entre las posiciones de los 2 apoyos centrales, en la cara opuesta a la de contacto.

Las probetas se prepararon presinterizando

prismas sobredimensionados (calentamiento a 1650°C, 60% de densidad) que se mecanizaron a dimensiones próximas a las finales (salvo contracción), y, tras el sinterizado final, necesitaron sólo la fase de acabado por pulido descrita en el apartado anterior. Esta técnica permite preparar económicamente las probetas y eliminar de las mismas las tensiones y defectos residuales asociados al mecanizado.

Se ensayaron 13 probetas por cada material a temperatura ambiente y un número menor a 500°C (8 y 7 ensayos para, respectivamente, los materiales con magnesia y alúmina). Los ensayos se efectuaron en aire y en las mismas condiciones que los ensayos a temperatura ambiente.

3. RESULTADOS

3.1 Ensayos mecánicos

Los resultados medios de los ensayos se resumen en la Tabla 1. Los niveles de dureza y resistencia son muy similares para los dos materiales y la tenacidad es claramente superior para el que contiene magnesia, en consonancia con resultados de la bibliografía y con la mayor plasticidad de la magnesia frente a la alúmina.

Tabla 1

Resultados medios de dureza, tenacidad (por indentación), módulo de Young y resistencia a la rotura (entre paréntesis: coeficiente de variación).

T(°C)	Si ₃ N ₄ -6%Y ₂ O ₃ -4%MgO		Si ₃ N ₄ -6%Y ₂ O ₃ -4%Al ₂ O ₃	
	20	500	20	500
HV(5Kgf)	1454(4,2%)	---	1432(1,6%)	---
K _C (MPa/m)	6,90(4,8%)	---	5,18(2,25%)	---
E(MPa)	270,2(6,2%)	267,9(4,2%)	259,8(3,2%)	262(1,3%)
σ _f (MPa)	559,5(8,5%)	555(7,1%)	546(12,1%)	540(13,5%)

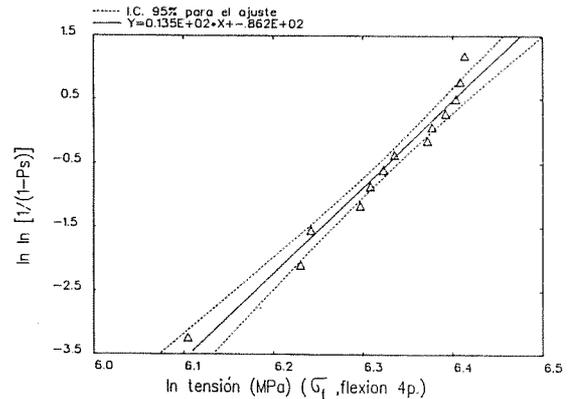


Fig. 1 Diagrama de Weibull de la resistencia a la rotura del nitruro de silicio con 6%Y₂O₃-4%MgO (m=13,5, σ₀=593 MPa).

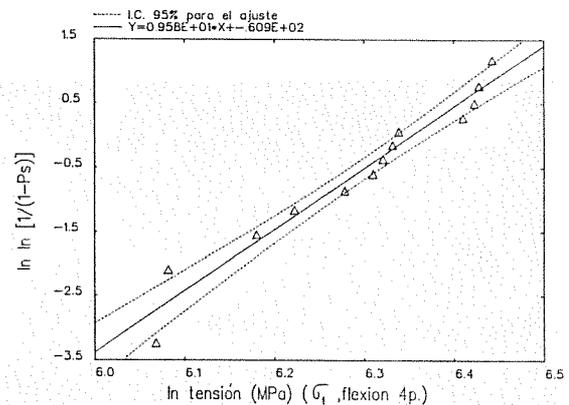


Fig. 2 Id. Fig. 1, para el nitruro de silicio con 6%Y₂O₃-4%Al₂O₃ (m=9,58, σ₀=576,5 MPa).

Ni el módulo elástico ni la resistencia a la rotura varían al pasar de temperatura ambiente a 500°C. Finalmente, es claro que con ambas composiciones y el proceso de sinter-HIP descrito se han conseguido niveles de resistencia y tenacidad muy aceptables.

La distribución de valores de resistencia a la rotura de ambos materiales admite aceptablemente un ajuste mediante una función de Weibull de dos parámetros. Las figs. 1 y 2 muestran los correspondientes diagramas de Weibull. La variabilidad del material con Al₂O₃ (m=9,58) es mayor que la del material con MgO (m=13,5). La variabilidad a 500°C puede considerarse idéntica a la observada a temperatura ambiente.

3.2 Observaciones fractográficas

Las probetas de flexión rotas de ambos materiales se examinaron mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM). En el caso de la cerámica con MgO, se detectaron en varios casos los orígenes del fallo, que coincidía con un poro superficial entre 50 y 100 μm de profundidad. Las figs. 3 y 4 muestran dos ejemplos de ellos. La superficie de los poros, que contrasta con el resto de la superficie de rotura (mayoritariamente transgranular) denota que se trata de poros de sinterizado. En las cerámicas con Al_2O_3 , aunque también se detectaron varios orígenes superficiales de fractura delatados por el característico aspecto radial de marcas sobre la superficie de rotura, no se pudo asociar ningún defecto a ese origen.

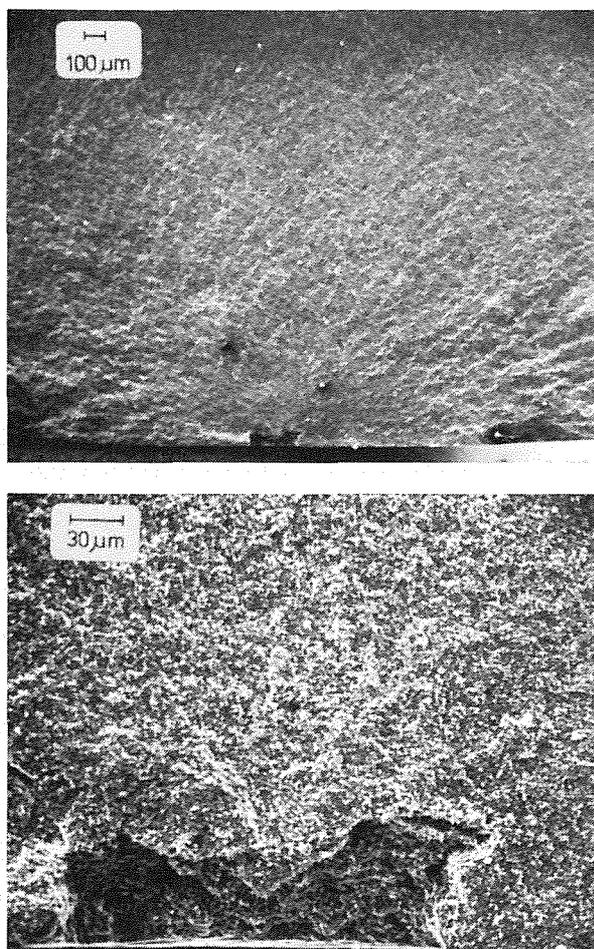


Fig. 3 Ejemplo de origen de rotura en una probeta de flexión del Si_3N_4 -6% Y_2O_3 -4%MgO, asociado a un poro localizado en la superficie de la probeta.

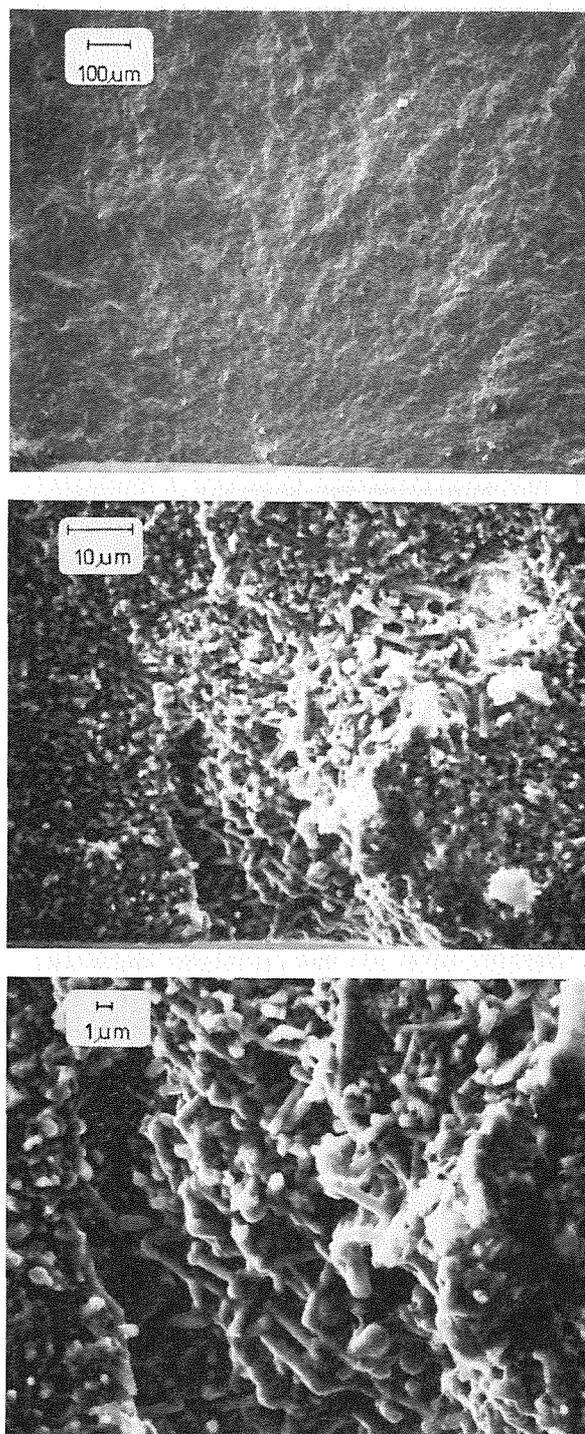


Fig. 4 Id. Fig. 3.

Suponiendo que las probetas fallan por los defectos superficiales observados, es posible comprobar si el tamaño de esos poros justifica la resistencia medida teniendo en cuenta la tenacidad del material deducida de las grietas de indentación. Asimilando los poros a grietas superficiales semicirculares

de idéntica profundidad:

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

Con K_{Ic} igual a K_c , la tenacidad medida por indentación ($6,90 \text{ MPa}/\sqrt{\text{m}}$) y una constante de proporcionalidad en (3) igual a 0,71 [7], la resistencia media a la rotura de este material se justifica por fallo provocado por poros de $96\mu\text{m}$ de tamaño medio, en razonable acuerdo con el tamaño de los asociados a los orígenes de rotura observados. Este acuerdo aconsejó realizar un estudio cuantitativo de la población de poros presente en los dos materiales en estudio.

3.3 Distribución de tamaños de poros y su relación con la probabilidad de fallo

La medida de la frecuencia de tamaños de poros en las secciones pulidas de las probetas de los ensayos de flexión se realizó en el microscopio óptico, utilizando una combinación de campo claro/campo oscuro para cerciorarse de la realidad de los poros encontrados. Se examinaron $2,6 \text{ mm}^2$ de superficie del $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ y $10,4 \text{ mm}^2$ del $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$. Los histogramas de frecuencias de poros de diámetro mayor que $30\mu\text{m}$ se muestran en las figs. 5 y 6.

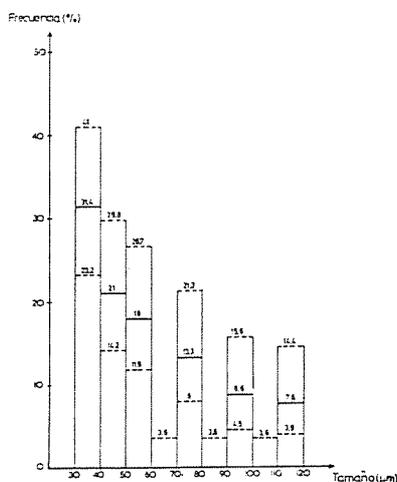


Fig. 5 Histograma de frecuencias de tamaños de poros en la superficie del nitruro de silicio sinterizado con $6\%Y_2O_3\text{-}4\%MgO$. La densidad superficial de poros de diámetro mayor que $30\mu\text{m}$ es $N_a=40.5 \text{ mm}^{-2}$.

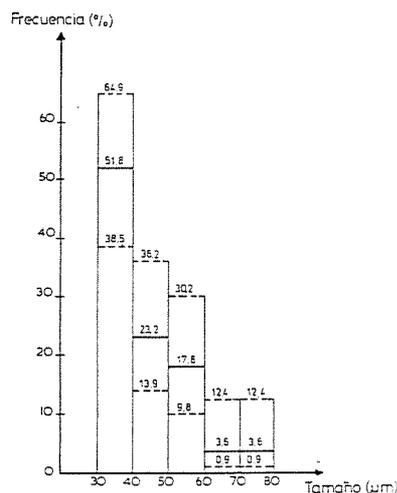


Fig. 6 Id. Fig. 5, material con $6\%Y_2O_3\text{-}4\%Al_2O_3$. La densidad superficial de poros de tamaño mayor que $30\mu\text{m}$ es $N_a=5,4 \text{ mm}^2$.

Con una hipótesis de tipo "eslabón más débil" (weakest link), suponiendo que el fallo ocurre por el poro más grande sobre la superficie "activa", S, de los ensayos de flexión con cuatro apoyos (la superficie sometida a tracción máxima), la probabilidad de fallo en el ensayo MIL puede calcularse como,

$$\phi(\sigma) = 1 - \exp[-NaS[1-F(t)]] \quad (4)$$

en donde F(t) es la frecuencia acumulada de poros de tamaño $t \approx (K_{Ic}/\sigma)^2/\pi$, de acuerdo con la ec. (3). Suponiendo $a=t/2$, las probabilidades de fallo se han calculado a partir de los histogramas de las figs. 5 y 6. Los resultados se han representado en las figs. 7 y 8 en forma de diagramas de Weibull para compararlos con la probabilidad de fallo calculada a partir de las medidas experimentales de resistencia, figs. 3 y 4.

En el caso del $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-}6\%Y_2O_3\text{-}4\%MgO$, la probabilidad de fallo que se predice a partir de la densidad superficial de poros no se ajusta completamente a una distribución de Weibull de dos parámetros, pero la probabilidad de fallo por los pros de mayor tamaño, $t > 90\mu\text{m}$, tiende hacia una recta de pendiente coincidente con la experimental (m calculado entre 11,5 y 14,8 frente al experimental, $m=13,5$). En términos de tensión

(abscisa), el decalaje es de sólo un 20% por defecto, perfectamente excusable dadas las varias simplificaciones groseras con las que se está trabajando (forma y naturaleza de los poros y baja precisión tanto de los parámetros de la función de Weibull de la resistencia como de la función de distribución de los poros, que exigirían un número de medidas mayor).

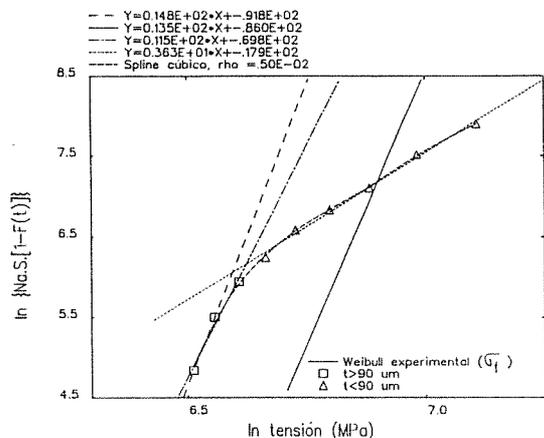


Fig. 7 $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-MgO}$. Probabilidad de fallo (ensayo de flexión) por poros superficiales asimilados a grietas superficiales semicirculares (hipótesis de "weakest link") calculada a partir del histograma de la Fig. 5. A trazo continuo, probabilidad de fallo experimental.

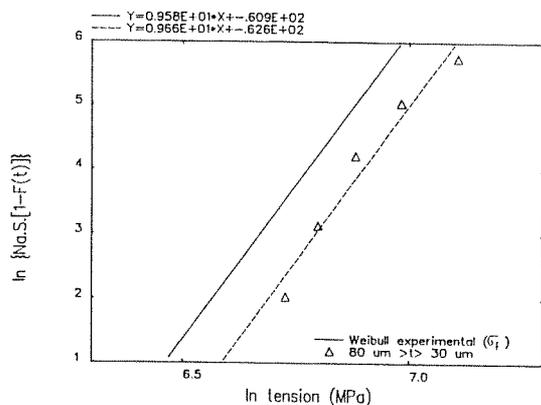


Fig. 8 Id. Fig. 7, para $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, calculada a partir del histograma de la Fig. 6.

En términos de fiabilidad, la rama de la predicción de probabilidad de fallo correspondiente a los poros con $t < 90 \mu\text{m}$, que se desvía hacia $m=3,6$ con una transición bastante brusca, supone que las predicciones de probabilidad de fallo por extrapolación de las medidas de flexión a tensiones muy altas o zonas cargadas de muy pequeño tamaño ($S \leq 0,5 \text{ mm}^2$) serían conservadoras.

En el caso del $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, fig. 8, la probabilidad de fallo calculada a partir de la distribución de tamaños de intersecciones de poros con la superficie reproduce la probabilidad de fallo medida con una discrepancia en tensiones de sólo 13%.

4. COMENTARIO

La fractura de las cerámicas técnicas se origina muy frecuentemente en poros, que pueden ser efectivos individualmente o agrupados, por lo que la modelización del fallo a partir de poros es abundante en la bibliografía (ver ref. [8] para una somera revisión). La modelización más sencilla es la utilizada aquí, asimilando el poro a una grieta semicircular o semielíptica de diámetro igual al del poro más un semitamaño o tamaño de grano (mayoración que aquí es irrelevante, dado el valor de ese tamaño frente al de los poros activos). Para los dos materiales descritos, esta modelización permite reproducir aceptablemente la dispersión de tensiones de rotura observada experimentalmente. Una modelización más sofisticada -basada, por ejemplo, en la propagación inestable de grietas de tamaño de un grano de Si_3N_4 desde la superficie del poro [8-10]- conduciría a la predicción de una dispersión de valores de resistencia a la rotura mucho menor que la observada (módulo de Weibull mucho mayor). Aunque es necesaria una verificación mejorando la precisión de las distribuciones de tamaños observadas y midiendo la distribución de frecuencias de rotura con otros ensayos distintos del utilizado, de este trabajo se concluye que, en los dos materiales desarrollados, la porosidad de gran tamaño originaria del sinterizado es la responsable del nivel de resistencia observado y de su dispersión.

5. CONCLUSIONES

- Se han desarrollado por consolidación mediante sinter-HIP dos composiciones de nitruro de silicio con niveles de resistencia y tenacidad muy aceptables para uso estructural.
- El nivel de la resistencia a la rotura y su dispersión están determinados, en ambos materiales, por la fracción de poros de sinterizado de gran tamaño ($>30\mu\text{m}$).
- En el ensayo de flexión con cuatro apoyos, el fallo se origina en los poros que intersecan la superficie. Su efecto puede asimilarse al de grietas superficiales semicirculares de idéntico tamaño. La probabilidad de fallo es compatible con una hipótesis tipo "weakest link".

REFERENCIAS

- [1] Iturriza, I., Echeberria, J. y Castro, F. (1988), "Proc. Int. Conf. on Hot Isostatic Pressing of Materials: Applications and Developments". Amberes (Bélgica).
- [2] Iturriza, I., Castro, F. y Fuentes, M. (1989). *J. Mater. Sci.*, 24, 2047.
- X [3] Anstis, G.R., Chantikul, P., Lawn, B.R. y Marshall, D.B. (1981). *J. Amer. Ceram. Soc.*, 64, 533.
- [4] Levis, M.H., Fung, R. y Taplin, D.M.R. (1981). *J. Mater. Sci.*, 16, 3437.
- [5] Tanaka, K. (1987). *J. Mater. Sci.*, 22, 1501.
- X [6] Ponton, C.B. y Rawlings, R.D. (1989). *Mater. Sci. Technol.*, 5, 865 y 961.
- [7] Raju, I.S. y Newman, J.C. (1979), *Eng. Fracture Mech.*, 11, 817.

- [8] Rice, R.W y Lewis, D. (1983), "Fracture Mechanics of Ceramics", vol. 5: "Surface Flaws, Statistics and Microcracking", p. 659. R.C. Bradt, A.G. Evans, D.P.H. Hasselman y F.F. Lange, eds. Plenum Press, New York.
- [9] Shetty, D.K., Rosenfield, A.R. y Duckworth, W.H. (1983). Id. ref [8], p. 531.
- [10] Baratta, F.I. y Parker, A.P. (1983), Id. ref. [8], p. 543.

AGRADECIMIENTO

El contenido de este artículo es resultado de investigaciones desarrolladas en el proyecto PA86-0269, "Fiabilidad Mecánica de Cerámicas Estructurales", financiado por la Dirección General de Investigación Científica y Técnica, encuadrado dentro del Programa Sectorial de Promoción del Conocimiento del Ministerio de Educación y Ciencia. Los autores agradecen también la financiación del Departamento e Industria y Comercio del Gobierno Vasco, que ha permitido llevar a cabo el proyecto.

CONFIGURACION DE FISURAS EN Y-PSZ

Martínez Fernández J., Jiménez Melendo M., Domínguez Rodríguez A.,
Márquez Delgado R.

Departamento de Física de la Materia Condensada
Facultad de Física (Universidad de Sevilla)
Apdo. 1065 41080-SEVILLA

Resumen- La microdureza Vickers de monocristales de 4.5 mol % de Y-PSZ ha sido estudiada hasta temperaturas de 1000°C. Se utilizaron dos clases de muestras: brutas de fabricación y sometidas a un tratamiento de recocido (envejecido) a 1600°C durante 150 horas. Las partículas tetragonales se desarrollan en toda la muestra, alcanzan tamaños de hasta 1 μm durante el recocido y no se transforman en monoclinico durante el enfriamiento debido a que la temperatura de transformación (M_s) es inferior a la temperatura ambiente.

Las indentaciones sobre planos (100) en muestras brutas de fabricación vienen acompañadas por fisuras para temperaturas < 600°C. Por encima de esta temperatura, la activación de dislocaciones se hace muy importante controlando el comportamiento mecánico del material. La fisuración es inexistente en muestras recocidas debido a la transformación tenaz.

Abstract- The microhardness of 4.5 mol % Y-PSZ single crystals was measured at temperatures up to 1000°C with a Vickers diamond indenter. Two kind of samples were used: as-received and after annealing at 1600°C for 150 hours. The tetragonal particles coarse up to about 1 μm during annealing and do not transform to monoclinic by cooling because their M_s temperature is still bellow room temperature.

Indentation on the (100) planes in as-received samples is accompanied by cracking at temperatures < 600°C. Above this temperature the activation of dislocations became important controlling the mechanical behavior. Cracking is much less prevalent in annealing samples due to transformation toughening.

I- INTRODUCCION

Como es bien sabido, materiales cerámicos basados en aleaciones de ZrO_2 están adquiriendo una gran importancia en la actualidad en aplicaciones tales como sensores de oxígeno debido a su buena conductividad electrolítica, etc, pero sobre todo por sus características de protección y alta dureza, debido a la transformación tenaz que experimenta por el cambio de la fase tetragonal a monoclinica de las partículas de ZrO_2 (transformación martensítica),

produciendo una compresión sobre las superficies de fisura, que obstaculiza su propagación. Este aumento de tenacidad ha sido ampliamente estudiado en zirconias parcialmente estabilizadas con magnesio (Mg-PSZ) y con CaO (Ca-PSZ) [1-3], estableciéndose el tratamiento de envejecimiento adecuado para que el tamaño de las partículas tetragonales sea el óptimo para su transformación tenaz por el campo de tensiones alrededor de la punta de fisura. Este tamaño óptimo resulta al mismo tiempo crítico, ya que si las partículas

tetraagonales sobrepasan el mismo (aproximadamente 100 nm en Mg-PSZ), se transforman durante el enfriamiento y el material pierde su tenacidad. Esta limitación ha supuesto que la zirconia más estudiada hasta ahora (Mg-PSZ) no pueda ser utilizada en aplicaciones a altas temperaturas y con ciclos térmicos.

En este aspecto el ZrO₂ parcialmente estabilizado con Y₂O₃ (Y-PSZ) se presenta como una aleación con futuro, (buenas propiedades mecánicas a altas temperaturas [4-7] y posibilidades de ciclaje térmico), debido a la estabilidad de las partículas tetraagonales que pueden alcanzar tamaños de algunas micras sin que se transformen en monoclinicas durante el enfriamiento.

Como es sabido la microdureza es una de las mejores técnicas para el estudio de muchos aspectos del comportamiento mecánico de un sólido, debido, aparte de la información que suministra, a varias razones, entre las que podemos destacar la no destructividad del ensayo y la poca cantidad de material necesario para obtener información.

Estas ventajas, nos han llevado a la realización de un estudio de microdureza Vickers en monocristales de ZrO₂ dopados con 4.5 mol% de Y₂O₃ para temperaturas de hasta 1000 °C, del que damos cuenta a continuación y que queda enmarcado dentro de un proyecto más amplio, asociado a ese interés que presenta el conocimiento de las propiedades mecánicas del sistema Y-PSZ.

II- METODO EXPERIMENTAL

Los monocristales utilizados se han crecido por la técnica de "skull melting". Las muestras orientadas por el método Laue de difracción de rayos-X según los planos {100} y {111}, se cortaron en una sierra de disco adiamantado con dimensiones aproximadas de 10x5x3 mm y se pulieron con pasta adiamantada hasta 1 μm.

Se han utilizado dos clases de muestras diferentes: a) brutas de fabricación (as-received), y b) muestras que se sometieron a un tratamiento de envejecimiento de 150 hr

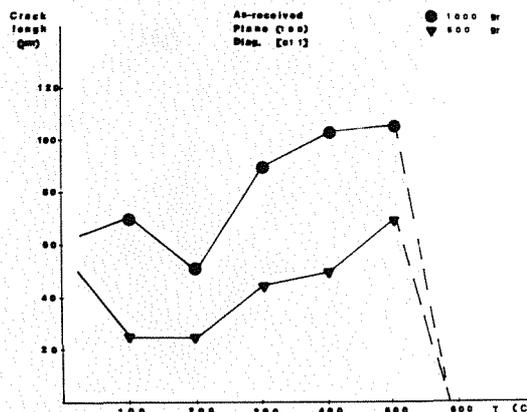


Figura 1- Representación de la longitud de fractura frente a la temperatura para 500 y 1000 g. en el plano {100}.

a 1600 °C, lo que produce una alteración en la microestructura del material (apartado IV-C).

El estudio de fractura se ha realizado mediante indentaciones Vickers usando un microindentor de alta temperatura (Nikon Inc. Tokyo, Japón). Debido a las especificaciones propias del microindentor las muestras se montaron en bloques de alúmina de 3 mm de grosor y se pegaron con cemento de alúmina de alta temperatura (AREMCO Products, Inc. Ossining, Nueva York). Las indentaciones se hicieron desde la temperatura ambiente hasta 1000 °C, con intervalos de 100 °C, el tiempo de indentación fue de 15 s, las cargas utilizadas de 500 y 1000 g, y todos los ensayos se realizaron en vacío (10⁻⁴ Pa).

Las longitudes de la diagonal de la indentación y de la fisura fueron medidas in-situ mediante un microscopio óptico adaptado al microindentor.

Para la observación mediante microscopía electrónica de transmisión de la zona cercana a la indentación, se han cortado láminas circulares de 1 mm de espesor, y, una vez pulidas con pasta adiamantada hasta 1μm, se han realizado indentaciones sobre una de sus caras formando una matriz de unas 100 indentaciones. Se han adelgazado con las

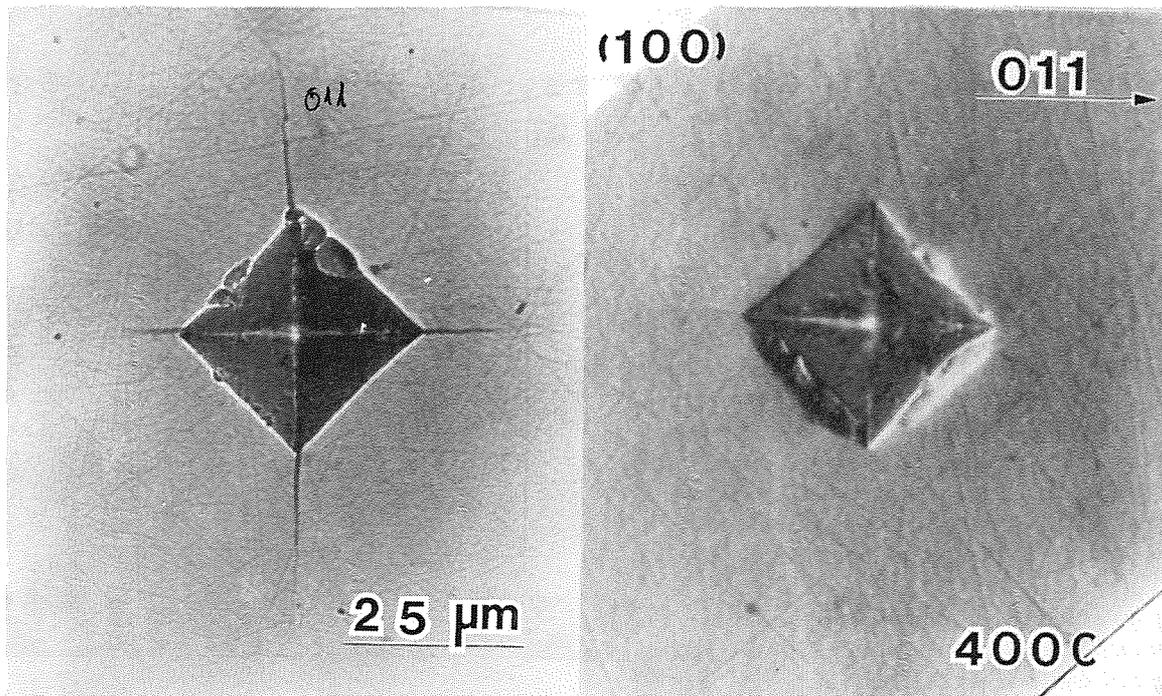


Figura 2- Microindentaciones sobre el plano {100} y con la diagonal del indente en la dirección $\langle 110 \rangle$ a 400 °C. A) material as-received, B) material recocido 150 horas a 1600 °C.

técnicas habituales por la cara sin indentaciones, realizando el acabado final hasta la transparencia electrónica en un adelgazador iónico. El bombardeo iónico durante un cierto tiempo se hizo por las dos caras para eliminar los efectos del pulido. Para evitar los efectos de carga durante la observación en el microscopio electrónico, se depositó sobre las láminas una delgada capa ($\approx 5\text{nm}$) de carbón. Las muestras se observaron en un microscopio Hitachi H800-2 a 200 KV usando técnicas convencionales.

III- RESULTADOS

A- Configuración de fisuras

- Plano {100}

Las indentaciones se han realizado con las diagonales del indente según la dirección $\langle 110 \rangle$. Alrededor de las indentaciones aparecen fisuras simétricas de tipo radial en las direcciones $\langle 110 \rangle$ y en ningún caso se han encontrado fisuras laterales. Se realizó una

experiencia con las diagonales del indente en la dirección $\langle 100 \rangle$ en la que sí se observaron estas fisuras laterales.

La longitud de fisura se ha tomado, según el criterio tradicional [8], como dos veces la distancia del centro de la indentación al fin de la fisura. La longitud de fisura para las muestras as-received (figura 1) aumenta con la temperatura hasta 500 °C, temperatura a partir de la cual las fisuras empiezan a desaparecer. Con el aumento de la carga aplicada, la longitud de fisura aumenta (figura 1) pero el comportamiento cualitativo sigue siendo el mismo.

Para las muestras recocidas, no se observan fisuras en todo el rango de temperaturas estudiado. La figura 2 muestra dos indentaciones con la misma dirección de la diagonal, realizadas con una carga de 1000 g y a una temperatura de 400 °C. Una se refiere al caso en el que la indentación se ha realizado sobre una muestra as-received, observándose fisuras radiales muy bien definidas, mientras que en la otra,

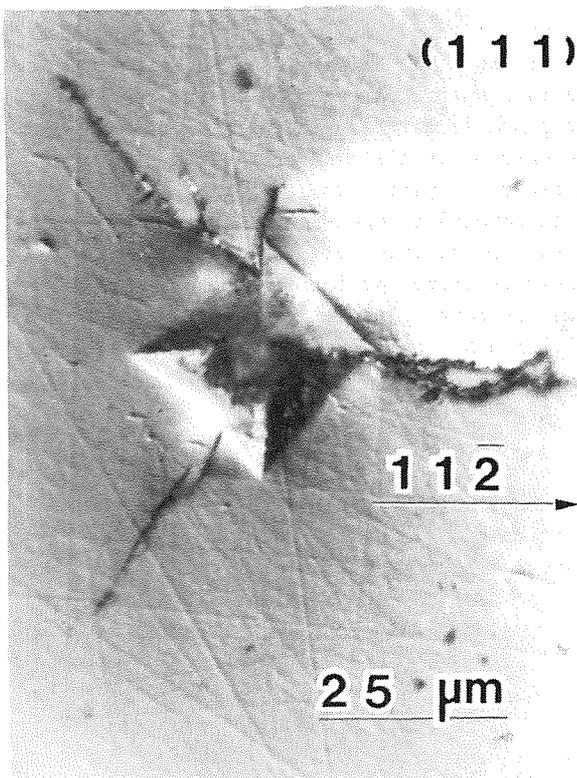


Figura 3- Microindentación realizada a temperatura ambiente sobre el plano $\{111\}$ en una muestra as-received.

correspondiente a una muestra recocida, estas no aparecen. Este mismo comportamiento se presenta cuando las indentaciones se realizan con cargas de 500 g.

- Plano $\{111\}$

En el plano $\{111\}$ sólo aparecen fisuras radiales a temperatura ambiente y en muestras as-received; no se han observado fisuras en los demás casos. La configuración de fisuras presenta un aspecto muy particular, que se muestra en la figura 3, y en el que se aprecia cómo estas no parten necesariamente de las esquinas de la indentación, sino que se sitúa en las tres direcciones $\langle 112 \rangle$ que hay en este plano. En algún caso aislado aparecieron fisuras en las esquinas.

B- Microdureza Vickers

Se observa que el tamaño de la indentación

aumenta con la temperatura; comprobándose, por tanto, que el valor de la microdureza disminuye con la temperatura, pasando de aproximadamente 15 GPa a temperatura ambiente a unos 3 GPa a 1000 °C. Se produce un cambio de pendiente entre 500 y 600 °C, tanto en las muestras as-received como en las recocidas, y para los planos y cargas estudiados (figura 4).

La microdureza Vickers decrece ligeramente con el recocido para todo el rango de temperatura y para los dos planos estudiados, e independientemente de la carga (fig. 4).

IV- DISCUSION Y CONCLUSIONES

A- Simetría de fractura

El comportamiento de fractura en el plano $\{100\}$ para las muestras as-received es similar al encontrado por Pajares et al [9] en un estudio a temperatura ambiente en el ZrO_2 totalmente estabilizado con Y_2O_3 .

En el plano $\{100\}$, las fisuras radiales que aparecen según direcciones $\langle 110 \rangle$ son sensiblemente más grandes que las que aparecen según direcciones $\langle 100 \rangle$. Según la estructura del ZrO_2 , los planos $\{110\}$ (que son los que dejan trazas $\langle 110 \rangle$ en la cara donde se hace la impronta) son neutros y con una separación interplanar de $\sqrt{2}a/4$, siendo a el parámetro cristalino de valor 5.12 Å. Esta neutralidad de los planos, junto con el valor de su separación, hace que estén unidos por fuerzas de enlaces débiles, por lo que las fisuras pueden propagarse fácilmente en estas direcciones y de esta forma relajar las tensiones. En el caso de las fisuras radiales que aparecen en las direcciones $\langle 100 \rangle$, los planos $\{100\}$, que son los que dejan estas trazas, tienen carga eléctrica neta alternante y su distancia interplanar es $a/4$, de donde la existencia de fuertes fuerzas electrostáticas de forma que las fisuras radiales se propagan con dificultad y sea necesario que se desarrollen fisuras laterales como mecanismo adicional de relajación de tensiones.

En el caso de indentaciones en el plano $\{111\}$

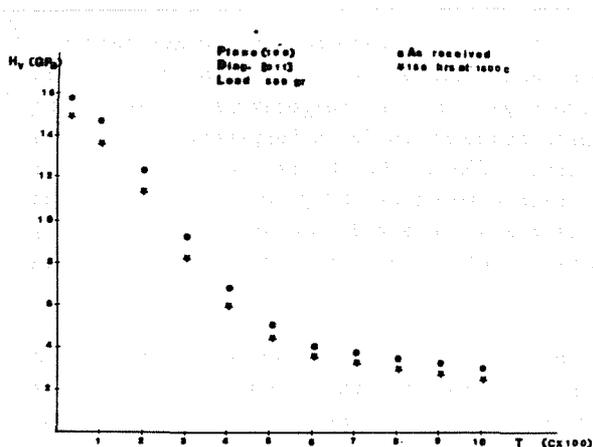


Figura 4- Representación de la microdureza Vickers frente a la temperatura.

aparecen fisuras radiales según direcciones $\langle 112 \rangle$ que corresponden a las trazas de planos tipo $\{110\}$, estas no parten necesariamente de las esquinas del indentor (figura 3), que es donde hay mayor concentración de tensiones. Vemos pues como las fuerzas de enlace entre planos contiguos pueden explicar la configuración de fisuras alrededor de las impresas.

B- Transición frágil-dúctil

En todos los experimentos realizados no se presentan fisuras para temperaturas superiores a 600 °C, con independencia de la carga utilizada, lo que nos indica que, a partir de esta temperatura los procesos de deformación plástica empiezan a ser importantes y no se crean acúmulos de tensiones suficientes para producir fracturas; dicho de otra manera, a partir de este punto la tensión de deformación plástica es inferior a la de fractura.

La temperatura de transición frágil-dúctil (TTFD) a 600 °C también se encuentra apoyada por el hecho de que hay un cambio de pendiente en la curva de microdureza Vickers frente a la temperatura, lo que indica un cambio en el mecanismo de acomodación de las tensiones.

El que una fisura se propague o no en un

material depende de la plasticidad del mismo. La propagación de la fisura es consecuencia de la competición entre la fuerza de cohesión en punta de fisura y la fuerza necesaria para la emisión de dislocaciones [10], o la fuerza necesaria para que tenga lugar la transformación tenaz, en el caso de que ésta pueda producirse en el material. En las muestras brutas de fabricación, no pensamos que las partículas tetragonales ($d \approx 100$ nm) [11] puedan transformarse en monoclinicas, de aquí que en este apartado hablaremos únicamente de dislocaciones.

Si el factor de intensidad de tensiones para la fractura se alcanza antes que la tensión crítica para la emisión de dislocaciones, el material se comporta como frágil. Pero, si hay emisión de dislocaciones, debido al campo de tensiones, la punta de fisura se verá modificada en primer lugar por el campo de tensiones creado por las dislocaciones que se opone al de punta de fisura reduciéndolo y, en segundo lugar, la emisión de una dislocación puede redondear la punta de fisura y disminuir de esta forma el campo de tensiones [10] (este último fenómeno se conoce como "crack tip blunting").

De esta forma, puede relacionarse la transformación frágil-dúctil con el rápido aumento de la densidad de dislocaciones en el material. Un estudio de la TTFD en ZrO_2 estabilizado con 9.4 mol % de Y_2O_3 (Y-PSZ), realizado por Morsher [12], ha puesto de manifiesto que a partir de 600 °C, que es cuando las fisuras empiezan a desaparecer, se observa alrededor de las impresas líneas de deslizamiento, indicando una fuerte actividad de dislocaciones, lo que se ve corroborado por el revelado de dislocaciones, con la aparición de "rosetas" alrededor de las impresas, que aumentan su extensión cuando aumenta la temperatura.

Morsher encuentra que las fisuras aumentan de longitud cuando aumenta la temperatura hasta 500 °C, a partir de la cual disminuyen e incluso no aparecen de forma sistemática, hasta 800 °C, temperatura a la cual desaparecen completamente. Esta pequeña diferencia de comportamiento, comparado con la Y-PSZ puede deberse a la diferencia de plasticidad entre los dos sistemas, a la

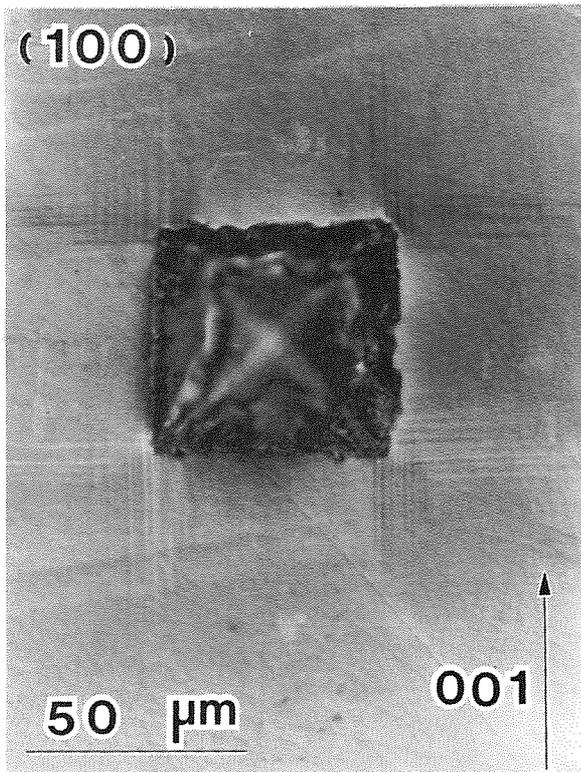


Figura 5- Microindentación realizada a 700 °C sobre el plano {100} con la diagonal en la dirección <110>.

diferencia en la preparación de las superficies de las muestras, etc. De todas formas, no pensamos que este hecho sea demasiado importante, y lo realmente significativo es la fuerte actividad de dislocaciones cuando el material se hace dúctil. Queda, no obstante, pendiente de explicar el crecimiento de las fisuras cuando aumenta T.

Ingel et al. [5] obtienen una temperatura superior para la iniciación de la zona plástica, sin embargo este resultado no es sorprendente debido a que se obtiene con experimentos de flexión en tres puntas (compresión) a alta temperatura. La TTFD es dependiente tanto de la técnica utilizada como de la velocidad de deformación. St. John [14] encontró una diferencia en la temperatura de TFD mayor de 200 °C para el silicio cuando la velocidad de deformación aumentó dos órdenes de magnitud, y Puttick [15] encontró para el silicio que la TTFD determinada por indentaciones era menor que la calculada por ensayos de compresión a

velocidad constante.

C- Dependencia del tratamiento térmico

Como indicamos, anteriormente, en las muestras recocidas no ha aparecido fisuración en el rango de temperaturas y de cargas estudiado. Por otro lado, el valor y comportamiento de la microdureza Hv es muy parecido al de las muestras as-received.

El cambio de pendiente en la curva Hv-T (figura 4) indica un cambio de mecanismo en la plasticidad del Y-PSZ envejecido.

Para $T \geq 600^\circ\text{C}$ se ha observado, al igual que en las muestras as-received o en Y-FSZ [12], una fuerte actividad de dislocaciones como lo indican las líneas de deslizamiento alrededor de las impresas (figura 5) o la fuerte densidad de dislocaciones observadas por MET (no presentado aquí).

Para $T < 500^\circ\text{C}$ la no aparición de fisuras y líneas de deslizamiento indica una plasticidad no inducida por dislocaciones y que se debe, como veremos a continuación, a la transformación martensítica de las partículas tetragonales a monoclinicas.

Las muestras as-received están constituidas por una fase tetragonal t' , no transformable a monoclinica y caracterizada por dominios de antifase, y de finas partículas tetragonales t , formadas durante el enfriamiento en el proceso de crecimiento cristalino y que pueden transformarse en monoclinicas [11,15]. Durante un tratamiento de recocido (envejecimiento), la fase t' se descompone por difusión en la fase t (más pobre en Itrio), con lo que estas finas partículas existentes en las muestras as-received crecen, y en una fase cúbica c (rica en Itrio). Las concentraciones en Itrio de las fases t y c dependen de la temperatura de recocido. En nuestro caso, este tratamiento es a 1600 °C durante 150 hrs, por lo que la fase t tiene un contenido en Itrio del orden del 4 % en peso y pueden alcanzar un tamaño de aproximadamente de una 1 μm , y la fase cúbica c un contenido del 12% en peso.

Aunque estas partículas son muy estables y no

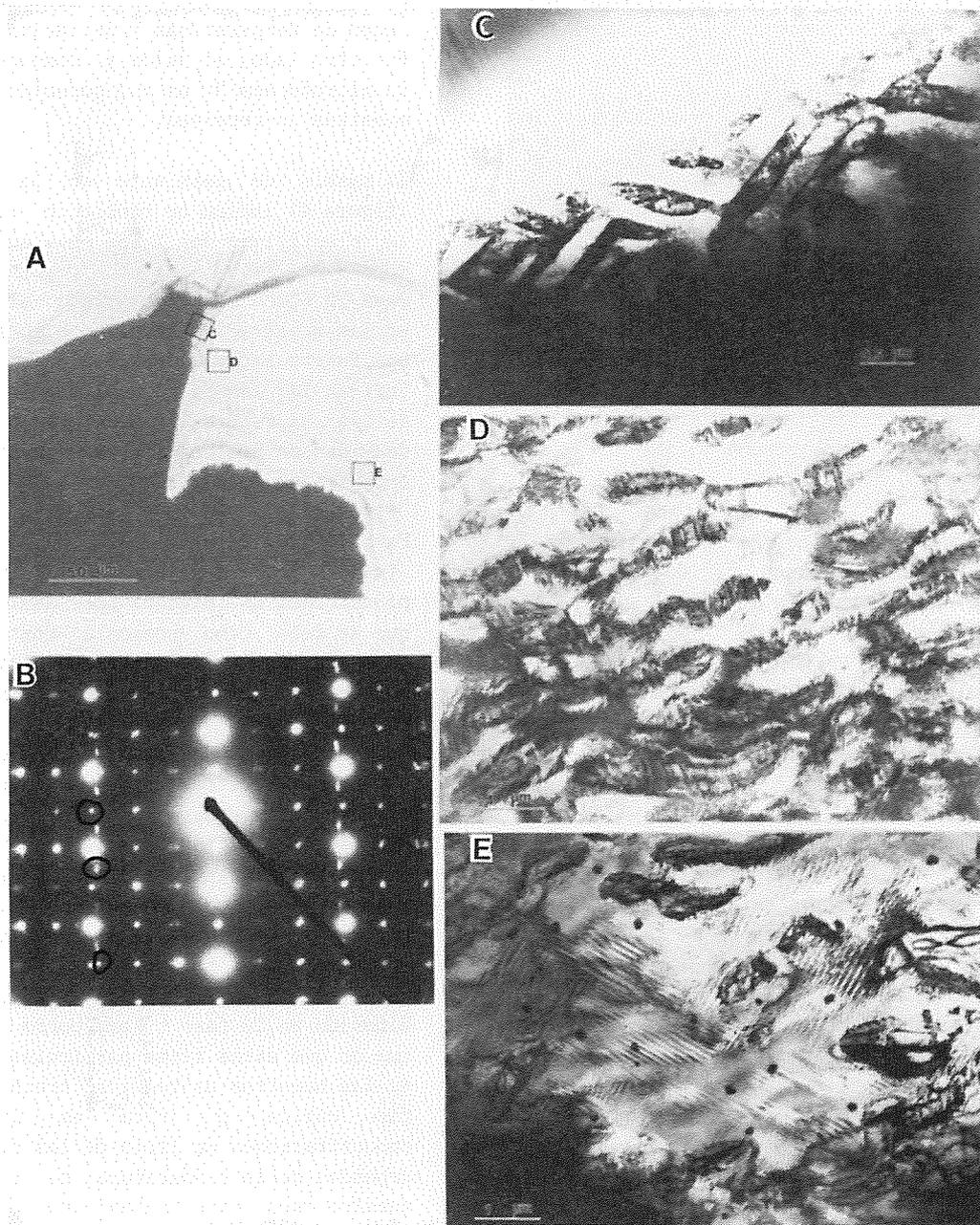


Figura 6- A) Fotografía de una indentación con una zona cercana adelgazada, señalándose las zonas donde se han realizado las fotografías C,D y E. B) Diagrama de difracción de la zona B. C), D) y E) fotografías tomadas en el mismo borde de la indentación, a 25 μm y a 200 μm respectivamente.

sufren transformación durante el enfriamiento, si pueden transformarse debido al campo de tensiones en punta de fisura, por lo que el cambio de volumen ($\approx 3\%$) cuando la partícula tetragonal se transforma a monoclinica (plasticidad por transformación), cierran las fisuras haciendo al material dúctil. Para comprobar esto se han hecho observaciones mediante microscopía electrónica de transmisión. En la figura 6A, vemos la muestra con una zona adelgazada cercana a una indentación realizada a temperatura ambiente sobre una muestra recocida. El diagrama de difracción (fig. 6B) revela la existencia de partículas monoclinicas en cantidad importante debido a la intensidad de los spots extras y en prácticamente todas sus variantes. Las fotografías 6C-6D están realizadas en el borde mismo de la indentación y a 25 μm respectivamente, y contienen un 100% de las partículas tetragonales transformadas. Cuando nos alejamos de la indentación empiezan a aparecer "islotos" de partículas tetragonales no transformadas (fotografía 6E) lo que indica claramente que la transformación está restringida a una zona alrededor de la indentación, y, por lo tanto debida a la tensión en punta de fisura.

V-REFERENCIAS

- [1] A.H. Heuer and L.W. Hobbs, *Advances in Ceramics*, Vol. 3: Science and Technology of Zirconia, The Am. Ceram. Soc., Columbus, Ohio (1981).
- [2] N. Claussen, M. Rhule, and A. H. Heuer, *Advances in Ceramics* Vol. 12: Science and Technology of Zirconia II, The Am. Ceram. Soc., Columbus, Ohio (1983).
- [3] S. Somiya, N. Yamamoto, H. Hanagida, *Advances in Ceramics*, Vol. 24: Science and Technology of Zirconia III, The Am. Ceram. Soc., Westerville, Ohio (1989).
- [4] A.H. Heuer, V. Lanteri y A. Domínguez Rodríguez, "High Temperature Precipitation Hardening of Y_2O_3 Partially-Stabilized ZrO_2 (Y-PSZ) Single Crystals", *Acta Metall.* Vol. 37, No. 2, pp. 559-567 (1989).
- [5] R. P. Ingel et al., "Physical, Microstructural, and Thermomechanical Properties of ZrO_2 Single Crystals", (Ref. 1).
- [6] R. P. Ingel, K. Lewis, E. A. Bender y R. W. Rice, "Temperature Dependence of Strength and Fracture Toughness of ZrO_2 Single Crystals", *J. Am. Ceram. Soc.*, 65 [9] C-150 C-125 (1982).
- [7] J. Lankford, "Deformation and Fracture of Yttria-Stabilized ZrO_2 Single Crystals", *J. Mater. Sci.*, [4] 1981-1989 (1986).
- [8] G. R. Anstis, P. Chantikul, E. R. Lawn, and D. B. Marshall, "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurement", *J. Am. Ceram. Soc.*, 64 [9] 533-38 (1981).
- [9] A. Pajares, F. Guiberteau, A. Domínguez Rodríguez y A. H. Heuer, "Microhardness and Fracture Toughness Anisotropy in Cubic Zirconium Oxide Single Crystals", *J. Am. Ceram. Soc.*, 71 [7] C-332-C-333 (1989).
- [10] G.C. Rybicki, Tesis de Master, Case western Reserve University (1988).
- [11] A. Domínguez Rodríguez, V. Lanteri y A. H. Heuer, "High-Temperature Precipitation Hardening of Two-Phase Y_2O_3 -Partially-Stabilized ZrO_2 Single Crystals: A First Report", *J. Am. Ceram. Soc.* Vol. 69, No. 3, p 285-7 (1986).
- [12] G. N. Morscher, Tesis de Master, Case Western Reserve University, Cleveland (Ohio, USA), 1989.
- [13] C. St. John, "The Brittle-Ductile Transition in Pre-Cleaved Silicon Single Crystals", *Phil. Mag.*, 32 [6] 1193-1212 (1975).
- [14] K. E. Puttick, "The Correlation of Fracture Transitions", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 13 [12] 2249-62 (1980).
- [15] V. Lanteri, R. Chaim, A. H. Heuer, "Phase Transformation and Microstructural Characterization of Alloys in the System Y_2O_3 - ZrO_2 " (ref. 3).

INFLUENCIA DE LA POROSIDAD EN LA TENACIDAD A FRACTURA DE LOS CEMENTOS OSEOS

polimetil metacrilato

Vila, M.M., Planell, J.A.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
 Universidad Politécnica de Cataluña. E.T.S.I.I.B.
 Diagonal, 647, -08028- BARCELONA

Resumen.- La influencia de la porosidad de los cementos óseos en su comportamiento mecánico ha sido largamente discutida en la literatura. Existen en la actualidad diferentes sistemas comerciales que permiten reducirla. El presente trabajo pretende estudiar su influencia en la tenacidad a fractura de dichos materiales. Para ello se han moldeado probetas de cemento preparado por métodos convencionales al aire y también al vacío. Mediante técnicas de metalografía cuantitativa se ha observado que preparando el cemento óseo al vacío, la fracción de volumen de poros no alcanza el 1%. Se ha demostrado asimismo que la tenacidad a la fractura de los cementos óseos es independiente de la porosidad que se obtiene al preparar el material al aire. Este hecho se ha interpretado en términos de los mecanismos de deformación y de la microestructura propia del material.

Abstract.- It has been discussed for a very long time the influence of porosity on the mechanical behaviour of acrylic bone cements. At present it is possible to find several commercial systems which claim to reduce it substantially. The aim of the present work is to study the influence of porosity upon fracture toughness. Different samples conventionally prepared material in contact with air and material prepared in vacuum have been moulded. It has been observed by means of quantitative metallography techniques that in acrylic bone cement prepared in vacuum, the volume fraction of pores never reaches 1%. It has been shown that fracture toughness of bone cements is independent of porosity produced when the material is prepared in contact with air. This fact has been interpreted in terms of the material own deformation mechanisms and microstructure.

1. INTRODUCCION

Los cementos óseos acrílicos, cuyo constituyente básico es el polimetilmetacrilato (PMMA), son materiales frágiles que se utilizan para la fijación de prótesis articulares al hueso vivo. Sus ventajas clínicas y su biocompatibilidad después de su polimerización y curado (1) siguen imponiendo su utilización a pesar de sus posibles inconvenientes mecánicos tales como su fractura y posterior aflojamiento del implante a medio o largo plazo. Es por ello que se hace necesario mejorar su microestructura y sus propiedades mecánicas.

Uno de los factores que se ha venido considerando que puede influir negativamente en el comportamiento mecánico de los cementos óseos es la porosidad que se produce durante su preparación en el quirófano (2,3). Se ha visto en la literatura que la porosidad obtenida en el quirófano puede alcanzar el 10%, mientras que para el material preparado en el laboratorio dicha fracción de volumen acostumbra a descender por deba-

jo del 5% (4,5). La formación de los poros se justifica a través de dos razones: por un lado, la técnica de preparación del material, consistente en mezclar manualmente sus dos componentes, el polvo de PMMA y el monómero líquido, produce aire ocluido, pudiendo dar lugar a la formación de poros de gran tamaño (superior a 100 μm), tal como se observa en la Fig. 1; y por otro, la evaporación del monómero en el interior del material durante la polimerización y posterior curado del mismo puede producir pequeñas burbujas en su interior.

Es un hecho conocido que la presencia de poros en materiales frágiles afecta sus propiedades elásticas y mecánicas (6,7,8), destacándose su efecto como concentradores de tensiones y por consiguiente influyendo en los procesos de nucleación y propagación de grietas. Cabe destacar, sin embargo, que algunos autores han constatado que en el caso de los cementos óseos, la porosidad no parece influir en su tenacidad a la fractura (9,10), lo cual debe implicar una discusión más profunda sobre el papel de los po-

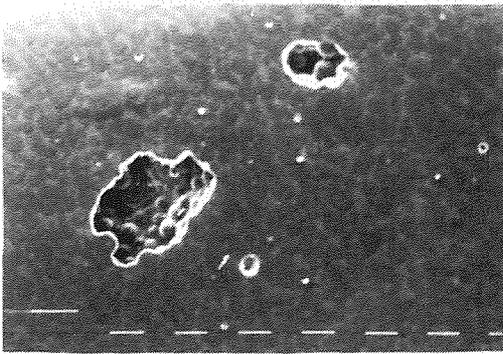


Fig. 1. Micrografía SEM de superficie pulida de cemento óseo acrílico preparado al aire. Poros de gran tamaño. Cada trazo blanco son 100 μ m.

ros en estos materiales.

El presente trabajo se centra en el estudio de la reducción de porosidad de los cementos óseos introduciendo una técnica de preparación en el vacío. Se ha determinado la porosidad del material preparado convencionalmente al aire y la del material preparado al vacío. Se han evaluado asimismo las propiedades mecánicas de dichos materiales con énfasis especial en su tenacidad a la fractura. Tanto la morfología de ambos materiales como sus superficies de fractura se han estudiado mediante microscopía electrónica de barrido.

2.MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

El sistema de preparación del cemento al vacío y el cemento óseo Rostal han sido gentilmente donados por Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. El sistema de preparación del cemento en vacío consiste en un recipiente de plástico de cierre hermético dotado de un agitador conectado a una bomba de aire que mediante efecto Venturi produce un moderado vacío en el interior del recipiente en el que se prepara el cemento. La fuente de aire utilizada ha sido un compresor que da una presión a la salida del calderín de 8 bars, equivalente a los sistemas de aire comprimido que pueden existir en cualquier quirófano. Por este sistema se prepararon varias dosis de cemento y se moldearon probetas de tracción, compresión y C.T. Se prepararon asimismo probetas similares por el método convencional al aire, (14).

Se midió la densidad aparente del cemento preparado al aire y al vacío en probetas C.T. y de compresión mediante la balanza de Morh según el Principio de Arquímedes. Mediante probetas de tracción y C.T. se evaluó la fracción de volumen de poros utilizando métodos de metalografía cuantitativa. La técnica consiste en el conteo de puntos coincidentes en una retícula con los poros existentes en una micrografía del material. Para ello se cortaron y pulieron cuatro fragmentos de cada tipo de probeta y de material (al aire y al vacío) los cuales posteriormente se observaron en el microscopio electrónico de barrido. De cada superficie observada se tomaron ocho fotografías diferentes al azar, a 80 aumentos cada una de ellas. Sobre cada fotografía se colocó 10 veces de forma aleatoria una retícula

de 49 puntos. Mediante el cómputo de poros coincidentes con puntos de la retícula en relación al número de puntos de la misma, se pudo evaluar la fracción de volumen de los mismos en cada tipo de probeta y de material. Dado que se trabajó con 128 micrografías (32 en probetas C.T. preparadas al aire, 32 en probetas C.T. preparadas al vacío, 32 en probetas de tracción preparadas al aire y 32 en probetas de tracción preparadas al vacío) se puede considerar válido el realizar un tratamiento estadístico de los resultados, con lo cual los valores de porosidad obtenidos se consideran representativos de cada una de las técnicas de preparación del cemento óseo empleadas.

Posteriormente se realizaron los ensayos de tracción, de compresión y se determinó la tenacidad a la fractura mediante las probetas C.T. Finalmente se estudiaron las superficies de fractura de las probetas C.T. en el microscopio electrónico de barrido.

3.RESULTADOS

En la Tabla I se exponen los resultados relativos a la medición de la densidad de las probetas C.T. y de compresión, tanto para las probetas moldeadas al vacío, como para las moldeadas al aire. Mientras que prácticamente no se observan diferencias en las probetas de compresión, en cambio se puede apreciar que las probetas C.T. preparadas al vacío son un 2% más densas que las preparadas al aire. Esta diferencia según el tipo de probeta se puede explicar por la distinta técnica de moldeo entre unas y otras. Las probetas de compresión se moldean de acuerdo con la norma ASTM F-451 donde se explicita que el molde debe consistir en un cilindro de acero inoxidable de 6mm de diámetro y 12mm de altura y que después de llenado el molde, este debe colocarse entre placas de vidrio que se comprimen entre los extremos de la probeta mediante el uso de un sargento. Por su parte, las probetas C.T. se moldean en un molde de PTFE de 29mm por 28mm, sobre placas de acero inoxidable también sujetas por abrazaderas en C de tornillo. Tanto la diferencia de tamaño de las probetas, la inyección del cemento en el molde, como la compresión ejercida durante el moldeo, deben influir en la porosidad final del material. En consecuencia, no es de extrañar que en el ca

TABLA 1. Valores de densidad en probetas de compresión y C.T. preparadas al aire y al vacío. Entre paréntesis se dan las desviaciones estándar para cada valor.

PROBETA	DENSIDAD (g/cm ³)	
	Mezcla Aire	Mezcla Vacío
Compresión	1,240 (0,01)	1,239 (0,013)
C.T.	1,214 (0,02)	1,234 (0,006)

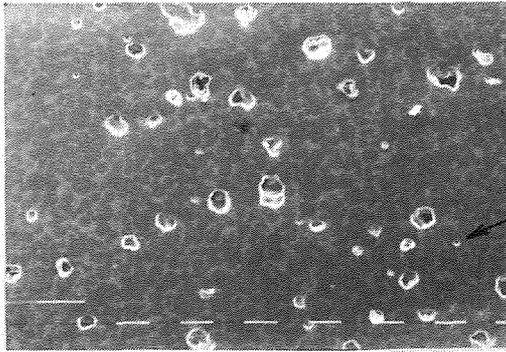


Fig. 2. Micrografía SEM de una superficie pulida de una muestra preparada al aire. Cada trazo blanco representa 100 μm .

so de las probetas de compresión no existan diferencias apreciables en la densidad tanto si se prepara el material al aire ó al vacío.

A partir de cuatro probetas de tracción y cuatro C.T. preparadas al aire así como cuatro probetas de tracción y cuatro C.T. preparadas al vacío se cortaron fragmentos que posteriormente pulidos y recubiertos de una capa de oro se observaron en el microscopio electrónico de barrido. La Fig. 2 muestra el aspecto general de una probeta preparada al aire donde se observa la presencia de un gran número de poros, muchos de los cuales parecen haberse formado por falta de adhesión entre la matriz de monómero polimerizado y las partículas de PMMA originales del cemento. Cabe destacar asimismo la presencia de pequeños poros de forma esférica en el interior de las partículas de PMMA. Estos poros son consustanciales con el propio material ó polvo original del cemento óseo y se deben al sistema de obtención del mismo consistente en una polimerización por emulsión. En la Fig. 3 puede observarse una ampliación de un poro formado entre matriz y partícula. Este tipo de poro y el formado por una burbuja de aire ocluido son los que el sistema de preparación al vacío puede eliminar.

Por su parte, las Figs. 4 y 5 muestran el aspecto del material preparado al vacío. Merece destacarse el hecho de que en este material no aparecieron poros de grandes dimensiones debidos a

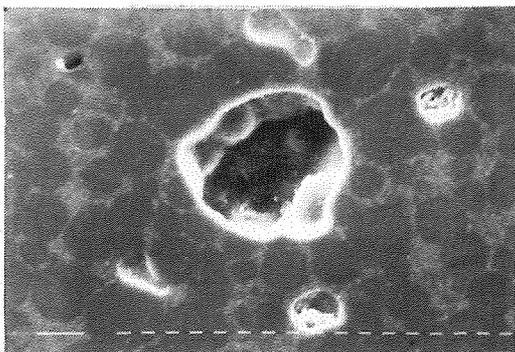


Fig. 3. Detalle de un poro en un cemento óseo preparado al aire. Obsérvese la estructura de partículas de PMMA en su interior. Cada trazo blanco representa 10 μm .

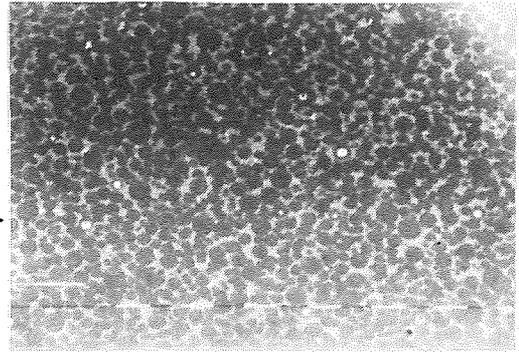


Fig. 4. Microestructura de una probeta preparada al vacío. Cada trazo blanco representa 100 μm .

aire ocluido. Asimismo, la presencia de poros de menor tamaño entre matriz y partículas era muy baja ó incluso prácticamente nula. Únicamente debe señalarse la presencia de poros de hasta 50 μm en el interior de las partículas de PMMA tal como muestra la Fig. 5.

La Tabla 2 muestra los valores obtenidos de la fracción de volumen de porosidad expresada en tanto por ciento y medida por métodos de metalografía cuantitativa, tanto para probetas de tracción como para probetas C.T.. Se aprecia aquí que la porosidad de las probetas preparadas al vacío es aproximadamente cinco veces inferior a la de las probetas preparadas al aire. Asimismo se observa que la porosidad de las probetas de tracción es en cada caso del orden de dos veces superior a la de las probetas C.T. Esta diferencia entre un tipo y otro de probetas puede interpretarse como en el caso de las de compresión y las C.T., es decir, la diferencia de tamaño y geometría así como de tensiones compresivas ejercidas durante el moldeo inducen esta importante diferencia en la porosidad. Finalmente, resaltar que el bajo vacío que se alcanza con el sistema utilizado es suficiente como para reducir la porosidad a valores inferiores al 1% incluso en el caso de las probetas más desfavorables como son las de tracción. Debe señalarse que en ningún caso se ha discriminado el tipo de poro, contándose en todos los casos los propios del material en el interior de las partículas de

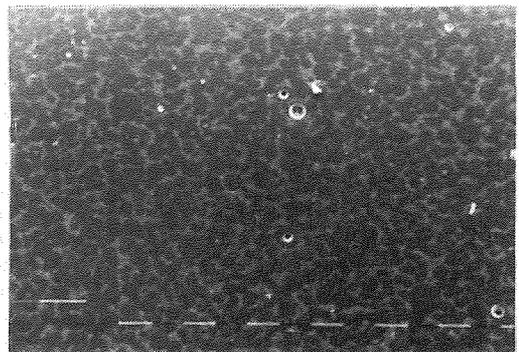


Fig. 5. Microestructura de una probeta de cemento óseo preparada al vacío. Sólo se observa la presencia de poros existentes previamente en el interior de las partículas. Cada trazo blanco representa 100 μm .

TABLA 2. Volumen de porosidad en probetas C.T. y de tracción preparadas al aire y al vacío. Valores medios. Entre paréntesis se dan las desviaciones estandar de cada valor.

PROBETA	POROSIDAD (%)	
	Mezcla Aire	Mezcla Vacío
C.T.	2,3 (2,2)	0,4 (0,1)
Tracción	4,6 (1,9)	0,9 (0,7)
	3,4 (2,3)	0,7 (0,5)

PMMA.

En la Tabla 3 se exponen los resultados obtenidos en los ensayos de tracción (módulo elástico E_t) y de compresión (módulo elástico, E_c y resistencia, σ_c), así como la tenacidad a la fractura mediante probetas C.T. (K_{Ic}) tanto para el material preparado al aire como para el preparado al vacío. Cabe destacar que la tenacidad a la fractura parece ser independiente de la porosidad. Por su parte el módulo elástico a compresión parece ser el parámetro más sensible a la disminución de la porosidad al mostrar un aumento del 44%. Puede observarse así mismo que la resistencia a compresión es prácticamente insensible al sistema de preparación del material.

Al estudiar las superficies de fractura de las probetas C.T. para los dos tipos de materiales no se observaron diferencias sustanciales. Las Figs. 6 y 7 muestran respectivamente una superficie de fractura de una probeta preparada al aire y al vacío. Puede observarse la presencia de pequeños poros rodeados de matriz de monómero polimerizado y partículas de PMMA. El aspecto general es muy parecido al del material preparado al vacío, consistente en una fractura frágil caracterizada por partículas de PMMA rotas en planos paralelos al de la grieta y sin descohesión entre partículas y matriz. En ambos casos la grieta ha avanzado de forma plana en el propio plano de la grieta.

TABLA 3. Propiedades Mecánicas y Tenacidad a la Fractura del cemento óseo preparado al aire y al vacío. Entre paréntesis se dan las desviaciones estandar de cada valor.

	E_c (GPa)	σ_c (MPa)	E_t (GPa)	K_{Ic} (MPam ^{1/2})
Mezcla Aire	1,30 (0,29)	87,90 (12,02)	2,50 (0,17)	1,42 (0,11)
Mezcla Vacío	1,87 (0,22)	87,19 (2,80)	2,84 (0,43)	1,41 (0,03)

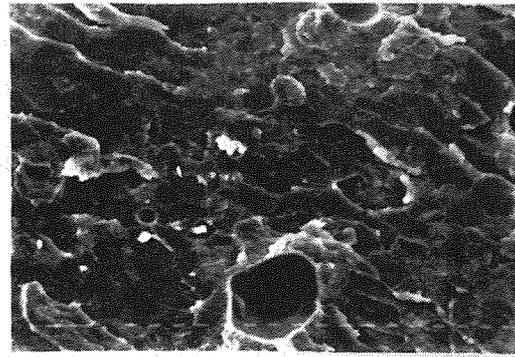


Fig. 6. Superficie de fractura de una probeta preparada al aire donde se observa la presencia de poros. La grieta ha avanzado plana fracturando a su paso las partículas de PMMA. Cada trazo blanco representa 10 μ m.

4.DISCUSION

Previo a la propia discusión de resultados parece necesario elaborar un racional que intente explicar la secuencia de formación de los poros en el cemento óseo, a partir de las microestructuras estudiadas. Debe destacarse en primer lugar que la porosidad por aire ocluido y por falta de adhesión entre la matriz y el polvo ó partículas de PMMA no es en si misma fruto de un defecto en la preparación del material, sino que se debe a la propia técnica de preparación del mismo. La filosofía microestructural del material consiste en tener partículas de polimetilmetacrilato enlazadas a una matriz de metilmetacrilato polimerizado. Ello significa que el líquido debe mojar totalmente a la partícula en orden a que esta se hinche superficialmente y el líquido pueda difundirse entre las cadenas de PMMA de la partícula. Luego, en la etapa de polimerización se podrán formar cadenas de monómero polimerizado enmarañadas con las cadenas de PMMA de la partícula. Esta es la base de una buena adhesión partícula-matriz. Para que este proceso tenga lugar, es necesario que el polvo no esté compactado, ó lo que es lo mismo, que

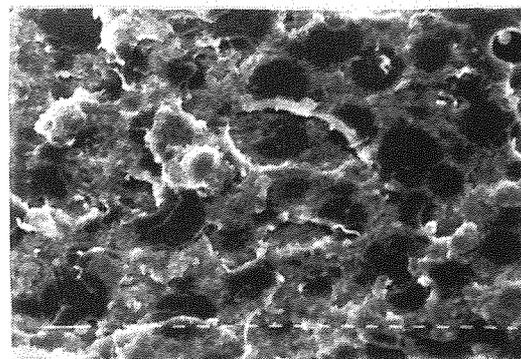


Fig. 7. Superficie de fractura de una probeta preparada al vacío. El aspecto es muy similar a la Fig. 6, observándose las partículas de PMMA firmemente adheridas a la matriz. Cada trazo blanco representa 10 μ m.

tenga aire ocluido. En estas condiciones, al entrar en contacto polvo y líquido, y al remover mediante una espátula, se conseguirá que este al cace a mojar en gran medida las partículas de PMMA en el corto intervalo de tiempo que debe transcurrir entre el inicio de la mezcla y el fraguado. Esto tiene dos implicaciones: en primer lugar, al remover con la espátula en orden a producir una mezcla homogénea y dada la elevada viscosidad de la mezcla, se introduce aire en la misma, lo cual produce los grandes poros de aire ocluido; en segundo lugar, si el mojado no llega a ser uniforme, queda aire ocluido, existente inicialmente en el polvo, y por tanto se producen poros por falta de contacto entre partículas y matriz. Finalmente, la evaporación de monómero no polimerizado todavía durante el fraguado, a causa de la elevada temperatura que alcanza el material, contribuirá también a la producción de poros en la matriz del material.

En estas condiciones, el interés por reducir la porosidad lleva a utilización de técnicas tales como la presurización del cemento en estado pastoso ó su preparación al vacío ó mediante centrifugación (4,5 y 11). El efecto de la presurización en la reducción de la porosidad se ha podido comprobar tanto en las probetas de compresión, para las que la densidad es igual tanto si se preparan al aire como si se preparan al vacío, como al comparar la porosidad de las probetas de tracción y C.T.: la menor presurización de las probetas de tracción da como resultado siempre una mayor porosidad que las C.T., tal como indica la Tabla 2. En cuanto a la porosidad en la preparación al vacío, inferior al 1% en todos los casos, es comparable a la que aparece en la literatura (4,5). El que la disminución de la porosidad no juegue un papel importante en la tenacidad a la fractura es también un hecho comprobado (9).

Dadas la naturaleza y la microestructura del material, se hace necesario especular en diferentes direcciones en orden a interpretar este hecho. Si se calcula el defecto intrínseco crítico del material para que se produzca la fractura a tracción en una placa infinita ($K_{IC} = \sqrt{2a\sigma_c}$) tomando como resistencia a la tracción un valor medio de la literatura (2) de 35 MPa, se obtiene un defecto de $2a=1,03\text{mm}$. Esto significa que los poros existentes en el material preparado al aire, incluso los correspondientes a aire ocluido que como máximo alcanzan $500\ \mu\text{m}$ de diámetro, no tendrán ningún efecto sobre la tenacidad del cemento óseo. El defecto deberá formarse y alcanzar el diámetro de 1mm antes de que se produzca la fractura.

La producción del defecto crítico podría intentar razonarse por los mecanismos de crazing existentes en el PMMA. Sin embargo, los valores que da la literatura (12) no superan diámetros de $0,6\text{mm}$. En consecuencia, debe pensarse que este no es el único mecanismo que actúa. Dada la microestructura del material consistente en partículas de PMMA aglomeradas por una matriz de monómero polimerizado, es posible pensar en un modelo de matriz de polímero reforzada por partículas. Parece demostrado (13) que el defecto intrínseco crítico en este tipo de modelo, crece con la fracción de volumen de partículas. En

este caso, donde la fracción de volumen de partículas de PMMA en el cemento óseo es del orden del 75%, y comparando con los resultados mencionados (13) obtenidos para un diámetro medio de partículas de $50\ \mu\text{m}$, idéntico al de las partículas de PMMA, resulta un diámetro de defecto intrínseco crítico comparable cuando se considera que existe una fuerte adhesión entre las partículas y la matriz. En consecuencia, debe considerarse que es el efecto combinado del crazing y de la interacción de partículas de PMMA-matriz de monómero polimerizado el que puede explicar la independencia de la tenacidad a la fractura con respecto a la porosidad.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo agradecen la financiación recibida de la CAICYT a través del proyecto de investigación PA0320-85, la donación del cemento óseo Rostal y del sistema de preparación del mismo en vacío a Industrias Quirúrgicas de Levante S.A. Asimismo agradecer al Dr. A. Martínez Benasat el habernos dedicado su tiempo en provechosas discusiones.

6. REFERENCIAS

- (1) Charnley, J. (1970) "Acrylic cement in Orthopaedic Surgery". Williams and Wilkins Baltimore.
- (2) Saha, S. y Pal, S. (1984) "Mechanical properties of bone cement: A review". J. Biomed. Mat. Res., **18**, 435.
- (3) Lautenschlager, E.P., Stupp, S.I. y Keller, J.C. (1984) "Structure and properties of acrylic bone cement". En Functional behaviour of orthopaedic biomaterials. Vol. II: Applications. Eds. P. Ducheyne and G.W. Hastings, CRC Press Boca Raton, Florida.
- (4) Schreurs, B.W., Spierings, P.T.J., Huiskes, R. y Slooff, T. (1988) "Effects of preparation techniques on the porosity of acrylic cements" Acta Orthop. Scand., **59** (4), 403.
- (5) Lindén, U. (1988) "Mechanical versus manual mixing of bone cement" Acta Orthop. Scand., **59** (4), 400.
- (6) Krstic, V.D. y Erickson, W.H. (1987) "A model for the porosity dependence of Young's modulus in brittle solids based on crack opening displacement" J. Mater. Sci., **22**, 2881.
- (7) Isida, M. y Nemat-Nasser, S. (1987) "On mechanics of crack growth and its effects on the overall response of brittle porous solids" Acta. Met., **35**, 2887.
- (8) Jmmis, C.G. y Ashby, M.F. (1986) "The failure of brittle porous solids under compressive stress states" Acta Met., **34**, 511.

- (9) Chandler, D., McKellop, H., Narayan, S. y Sarmiento, A. (1988) "Effect of porosity on fracture toughness of PMMA surgical cement" Proceedings de The third world Biomaterials Congress, 329, Kyoto, Japón.
- (10) Wang, C.T. y Pilliar, R.M. (1989) "Fracture toughness of acrylic bone cements" J. Mater. Sci., 24, 3725.
- (11) Lautenschlager, E.P., Menis, D.L., Wixon, R.L. y Wajda, E. (1988) "Fatigue crack testing of vacuum and regular mixed Simplex-P" Proceedings de The third world Biomaterials Congress, 331, Kyoto, Japón.
- (12) Berry, J.P. (1972) "Fracture VII", Ed. H. Liebowitz, Academic Press, New York.
- (13) Martinez, A.B. y Heredia, A.B. (1989) "Fractura de materiales compuestos con partículas rígidas" Anales de Ingeniería Mecánica. Año 7, Vol. 2, 57.
- (14) Vila, M.M., Silvestre, A. y Planell, J.A. (1989), "Tenacidad de fractura de cementos óseos", Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, 5, Sevilla.

CRACK GROWTH RESISTANCE AS TENACITY CRITERIA OF ELASTIC-PLASTIC FRACTURE MECHANICS

Dr.-Ing. F. W. Neikes

MTS SYSTEMS GMBH
Materials Testing Division
Potsdamer Straße 23/24
D - 1000 Berlin 37

Abstract:

The use of the aluminium alloy 7020 (AlZn4,5Mg1) in highly stressed structures is analysed from a fracture mechanics approach regarding the prediction of limit states under monotonic loading.

The description of the crack growth behaviour is based on tests with compact specimens and centre-cracked plates. The evaluation of crack resistance is based on ASTM E 813. Comparing the crack driving force with crack resistance it is possible to determine the tolerable crack length and loading at the point of initial crack propagation and to estimate the conditions of instability of specimens and structures.

1. Introduction

For a long time, aluminium alloys have been the preferred design materials of the aircraft and aerospace industries. Important features of these materials are their high strength to weight ratios and good ductility.

For a safe design of highly loaded structures the criteria of limit strength and ductility are not sufficient, however. Unavoidable flaws or damage occur and interrupt the designed stress flow. In that case cracks happen to appear and limit the service life. Therefore, it is necessary to estimate the behaviour of a structure which includes these flaws. The described requirements of damage tolerance can be fulfilled. This is a question of structural design, material and production.

Fracture mechanics methods allow the estimation of damage of a structure, where concern must be given to the initiation and growth of a crack. To use fracture mechanics methods in design, it is first necessary to characterize the materials behaviour under local stress-strain conditions at a crack tip. Laboratory testing of pre-cracked specimens allows this characterization. Testing specimens of varying geometry and size gives comparative information that allows extrapolation from test specimens to structures.

2. Experimental Concept

An experimental program was developed to investigate the following questions:

- Is it possible to quantify the tenacity of a material with the J-Integral concept without influence from specimen geometry?
- May damage tolerance of structures be estimated from fracture mechanics data, which is taken from small specimens?

Experimental testing was done at the Vehicles Institute of the University of the German Army. Compact Tension (CT) specimens and Centre Crack Tension (CCT) specimens were used with different thickness and size. The examined material was cold hardened aluminium alloy 7020 with 4.5 % zinc and 1 % magnesium.

3. Experimental Arrangement

A servohydraulic test machine (100 kN force) from MTS was prepared for testing small specimens (figure 1). Testing equipment for structural components was built and used for testing larger specimens up to 500 mm wide and 4 mm thick (figure 2).

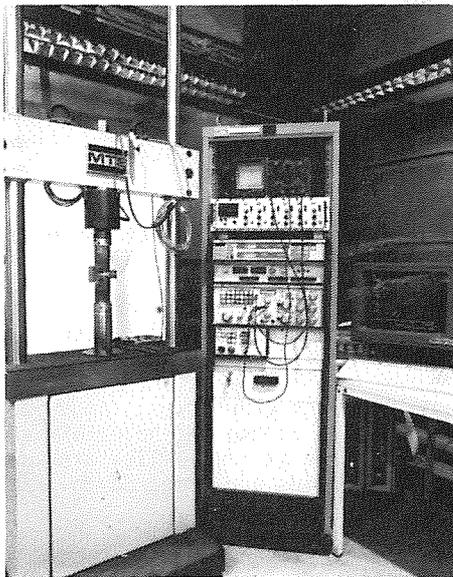


Figure 1

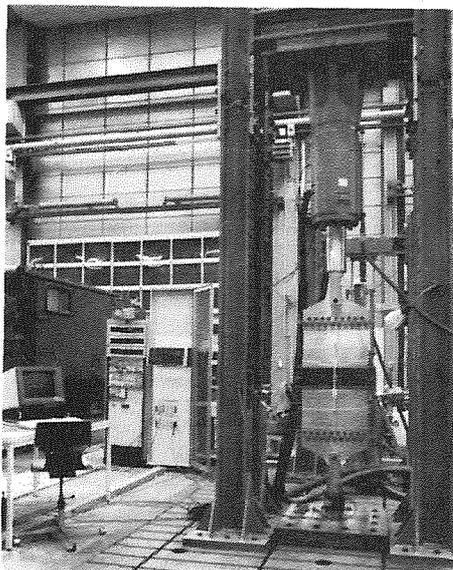


Figure 2

4. Testing Method

The compliance technique was used to determine the specimen crack length during the performance of the test. Compliance calculation required applied force and deformation data, which was obtained from a load cell and an extensometer.

On line calculation of the specimen crack length was done by a computer program. Using a compliance calibration curve the compliance information from the partial unloadings gives the crack growth that has occurred since the beginning of the test.

5. Analysis

The experimental evaluation of the J-integral of a CT-specimen uses an incremental calculation of the energy of a tensile test [1, 2]. The method is equal to the formula presented in ASTM E 813.

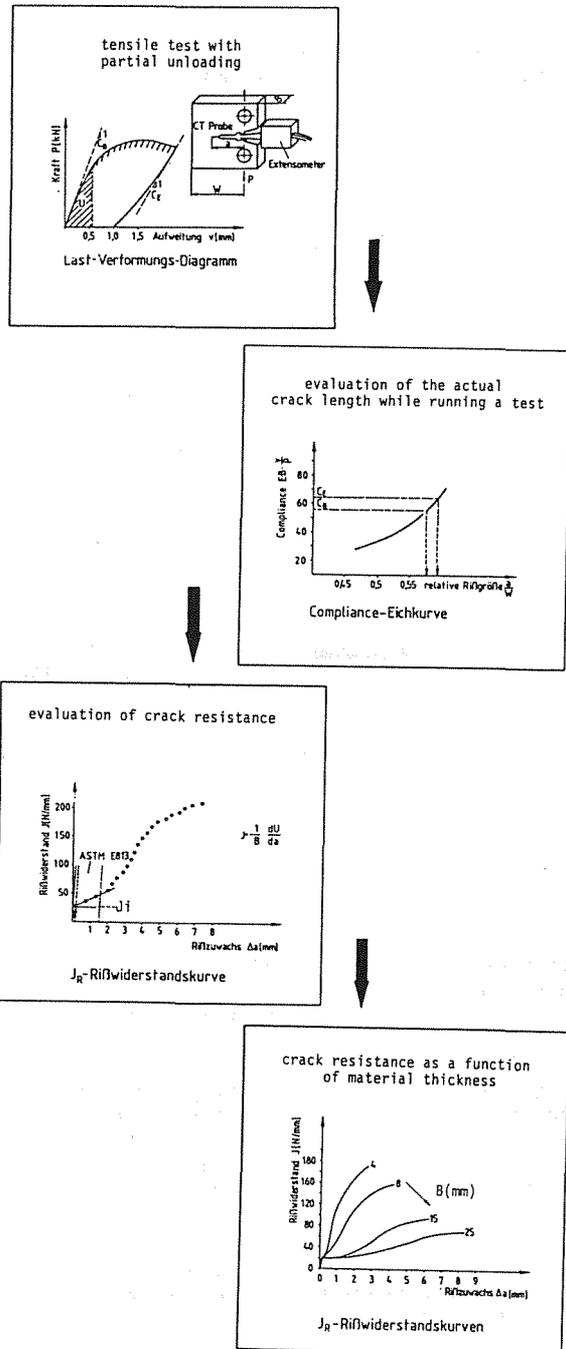


Figure 3:

- Load-deflection-curve with partial unloadings.
- Evaluation of the crack length by compliance-curve.
- Crack growth resistance J_R as a function of the propagating crack length and the material thickness.

6. Experimental Results

- The crack growth resistance J_i at the beginning of stable crack growth is a characteristic value of the material toughness. J_i is independent of geometry, pre-crack length and, under plane strain conditions, independent of material thickness.
- The tenacity was found to be influenced by the production circumstances, batch differences, and the orientation of the grain (anisotropic properties).
- Valid J-Integral data is limited to a very small amount of stable crack growth. Exceeding this limit JR-data is dependent upon geometry.

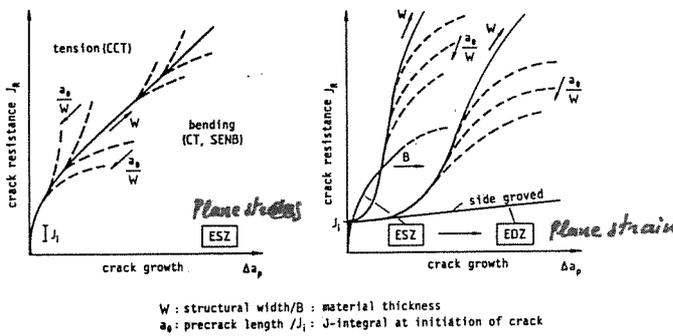


Figure 4:

Correlations between crack growth resistance, material thickness, specimen width, loading conditions and pre-crack length.

Accepting the fact of geometry dependence the following relations are discovered:

- With decreasing thickness and increasing plane stress conditions the crack resistance increases.
- Under pure plane stress conditions, at very thin thickness, crack growth resistance decreases again.
- Under conditions of partial plane strain the crack growth resistance decreases with increasing pre-crack length.
- With larger specimens, JR-curves are valid for longer crack growth than for smaller specimens.

- JR-curves of CT-specimen are below those of CCT-specimen.
- A conservative JR-curve depending only upon the material thickness can be derived from CT-specimen-data.

7. Crack Sensitivity of structures made of 7020.

Comparing the local crack driving force J_{app} and the crack resistance J_R the behaviour before failure of specimens and structures can be evaluated. Based on the concept of crack growth resistance curves [3] limit loads at the beginning of stable crack growth and at instability are calculated. These loads are compared to experimental data.

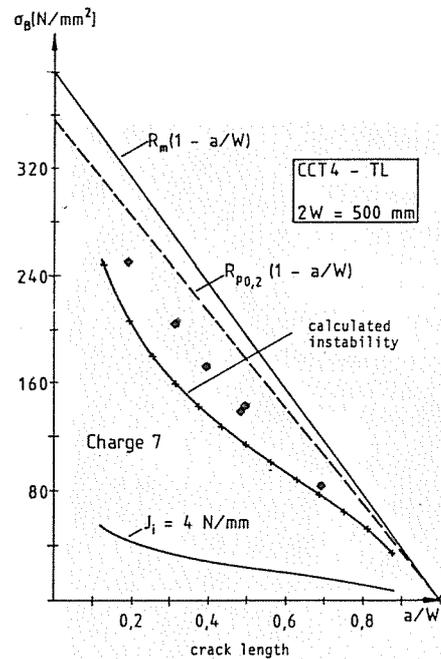


Figure 5:

Diagram of limit loads of large CCT4-specimens

8. Conclusions

Taking the resistance J_i at the beginning of crack growth as a design criteria for monotonic loading strongly reduces the application of the alloy 7020. The performance of the material can be better utilized using JR-curves and allowing a certain amount of crack growth. Designing structures based on toughness data from small CT-specimens with the same thickness will underestimate the true load capacity.

- 1 Ernst, H.A.; Paris, P.C.: Techniques of Analysis of Load-Displacement Records by J-Integral Methods, U.S. Nuclear Regulatory Commission Report 1/1980.
- 2 Ernst, H.A.; Paris, P.C.; Landes, J.D.: Estimations on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record, Fracture Mechanics, ASTM STP 743, 1981.
- 3 Kumar, V.; German, M.D.; Shih, C.F.: An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, EPRI - General Electric Company 1981.

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO Y DE LA AGRESIVIDAD DEL MEDIO EN LA TRANSICION IG-TG EN CBT

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

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

Resumen.- El trabajo analiza el efecto de algunas variables, tamaño de grano y agresividad del medio, que influyen en la temperatura de transición IG-TG en el ámbito de una modelización propuesta en anteriores trabajos para fenómenos de corrosión bajo tensión (CBT) en aceros de baja aleación. Los resultados obtenidos contribuyen a un mejor conocimiento de la transición IG-TG, cuya importancia radica en el hecho de que estos aceros se usan generalmente bajo tratamientos de temple y revenido. Asimismo, los resultados tratan de reforzar las hipótesis planteadas en la modelización general establecida.

Abstract.-The work encloses the analysis done on the effect of some variables, as grain size and environmental conditions, playing an important role on determining the transition IG-TG temperature according with a model previously proposed for stress corrosion cracking (SCC) processes on low alloyed steels. The results offer a better understanding of this transition, very important to optimize the use of these steels, normally quenched and tempered, for applications with high susceptibility to SCC phenomena. The work also tries to verify the previsions established by the model on the transition conditions.

1. INTRODUCCION

En etapas anteriores de este proyecto se ha analizado el comportamiento en CBT en ambiente de agua de mar simulada del acero de baja aleación AISI 4135, bajo un gran número de tratamientos térmicos agrupados en series [1]. En cada una de estas series se ha estudiado el efecto de determinadas situaciones o aspectos microestructurales [2]. De esta manera se tienen establecidas las variables que controlan los procesos de CBT para estos aceros, en cada tipo de comportamiento que presentan en función de las condiciones que concurren en los mismos, de tipo ambiental, tensional y microestructural. A partir de ello se ha establecido un modelo general en el que la fisuración se entiende como un proceso intermitente de roturas locales producidas en la zona plástica asociada al fondo de la fisura. Estas roturas son

consecuencia de la fragilización alcanzada en aspectos microestructurales concretos, contenidos en dicha zona, debida a la presencia de hidrógeno concentrado en ellos. [3]

El modelo establece que las roturas locales se producen cuando se alcanza una deformación en el aspecto microestructural donde se inicia, que presenta un valor crítico debido a la presencia de hidrógeno en el mismo [3-5].

El modelo, contrastado exhaustivamente en régimen intergranular, justifica la transición intergranular-transgranular, IG-TG, observada en estructuras revenidas, asociándola a una situación umbral de encaje de la zona plástica fragilizada con respecto al grano, lo que se produce, para unas condiciones dadas de material y ambiente, a una temperatura de revenido determinada, denominada crítica de transición. [6-8]

El trabajo realizado analiza el efecto de algunas variables que influyen en esta temperatura de transición en el ámbito de la modelización propuesta, tamaño de grano y agresividad del medio. Los resultados obtenidos contribuyen a un mejor conocimiento de la transición IG-TG, cuya importancia radica en el hecho de que estos aceros de baja aleación se usan generalmente con tratamientos de temple y revenido. Asimismo, los resultados tratan de reforzar las hipótesis planteadas en la modelización general establecida.

2. ANALISIS DE LA TRANSICION IG-TG

Los cambios que se producen en la zona plástica de fondo de fisura de una situación IG a TG se pueden apreciar en los esquemas de la Figura 1.

El comportamiento límite de respuesta IG se asocia a que la posición de nucleación, l^* , fijado por el tamaño de la laja martensítica, queda más próxima a la fisura que el punto de máxima fragilización posible, x_{max} , por lo que la acción del hidrógeno en ese punto disminuye, alcanzándose una situación umbral.

A mayor temperatura de revenido el material presenta menor límite elástico, lo que aleja la zona de máxima fragilización, asociado a una mayor precipitación. De esta forma, se favorece la dispersión del hidrógeno, provocando que no se alcancen las condiciones críticas de manera semejante a revenidos con fisuración IG. El incremento de carga en busca de situaciones críticas hace que el proceso evolucione en el mismo sentido alejando el punto de máxima fragilización. Así, la zona plástica, en su crecimiento, deja de asociarse al entorno de un grano y se incorpora a una región que abarca un número de granos creciente, donde las áreas de máxima fragilidad afectan a cualquier zona del material en las que coexisten numerosos accidentes microestructurales, los cuales pueden ser núcleos potenciales de propagación de la fisura. Uno de ellos se constituirá en tal: el más débil bajo consideraciones de energía de decohesión, en función del hidrógeno que sea capaz de absorber y del efecto de éste en él.

El campo de tensiones, responsable de la concentración de hidrógeno existente, y el de deformaciones en la zona plástica, deben por tanto asegurar una fragilidad suficiente, en un punto concreto, para que en él la deformación se haga crítica. Ello condiciona geoméricamente la situación del aspecto microestructural donde se nuclea la nueva fisura en el enclave de la zona plástica [3]:

$$A x_{max} < l^* < r_p \tag{1}$$

siendo A constante de relación, x_{max} la distancia al punto de máxima triaxialidad, l^* la distancia al punto de nucleación y r_p el tamaño de zona plástica.

Bajo estas condiciones, habrá propagación IG si en el umbral

$$l^* < l_{fg} = d/2.3 \tag{2}$$

y TG si en el umbral

$$l^* > l_{fg} = d/2.3 \tag{3}$$

donde d es el tamaño de grano, y $d/2.3$ es el tamaño de su faceta en un modelo de grano definido por un tetra-kaidecaedro [9] o poliedro de 14 caras.

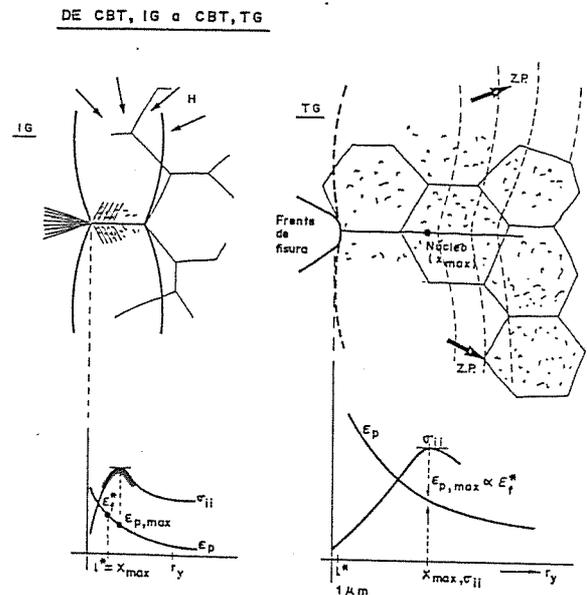


Fig.1. Esquema del modelo en el que se aprecian los cambios que se producen de una situación IG a TG.

Por tanto, variaciones en el tamaño de grano, y consecuentemente en su faceta, deben establecer variaciones en las condiciones umbrales de transición IG-TG. Mayores tamaños de grano permiten mayores tamaños de zona plástica en régimen IG, desplazando la temperatura de transición a revenidos más altos. Este análisis justifica un primer trabajo sobre el efecto del tamaño de grano.

Asimismo, variaciones en la agresividad del medio justifica cambios en la concentración de hidrógeno en los diferentes puntos de la zona plástica, lo que conlleva una variación en los valores críticos de deformación que

permiten nuclear la fisura. Una mayor agresividad rebaja el valor de deformación crítica, disminuyendo el parámetro de resistencia a la CBT, K_{Isc} , y la relación r_p/d , lo que conduce a un incremento en la temperatura de transición. Ello justifica el segundo trabajo abordado sobre el efecto de la agresividad del ambiente.

3. INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA TRANSICIÓN IG-TG

Para estudiar la influencia del tamaño de grano en la transición IG-TG de temple y revenido, se realizaron tratamientos térmicos agrupados en series sobre el acero 4135, diferenciadas por la temperatura de austenitización.

Se configuraron las tres series de tratamientos térmicos siguientes:

Serie IB. Temple y revenido con austenitización a temperatura de 825°C y revenido a temperaturas de 400, 420, 450, 480, 500 y 525°C.

Serie IIB. Temple y revenido con austenitización a temperatura de 900°C y revenido a temperaturas de 400, 425, 450, 475, 500 y 550°C.

Serie IIIB. Temple y revenido con austenitización a temperatura de 1000°C y revenido a temperaturas de 400, 420, 450, 470, 500 y 550°C.

El primero de ellos corresponde a la experimentación exhaustiva realizada sobre este acero en su modelización, donde se apreció la transición en análisis [1-3].

3.1 Metodología experimental

Sobre las muestras tratadas se prepararon probetas DCB, con las que se caracterizó el comportamiento en CBT de cada tratamiento, siguiéndose la metodología descrita en anteriores informes: determinación de las curvas de velocidad de propagación, $da/dt-K_I$, usando como medio agresivo una disolución al 3,5% en peso de NaCl en agua destilada, que simula el ambiente marino, y cuyo pH durante la experimentación se mantuvo en 5.6 ± 0.2 .

Esta caracterización permitió hacer una evaluación del tamaño de la zona plástica, asociada al fondo de fisura, en la situación umbral de propagación, puesto que esta zona plástica es el lugar donde se produce preferentemente los procesos de fragilización y juega un papel fundamental en el modelo de CBT establecido [3].

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

Una vez terminado el ensayo de fisuración en CBT, se hizo un análisis fractográfico para establecer el modo de fisuración, IG o TG, cuyo cambio se analiza.

3.2. Resultados y análisis

Los tratamientos térmicos de temple y revenido produjeron en las probetas de las tres series una microestructura uniforme de martensita revenida, con abundante precipitación de carburos, tanto en la matriz metálica como en los bordes de grano austenítico, cuyo tamaño varía en función de la máxima temperatura alcanzada. Los valores de los tamaños medios de grano austenítico varían con la temperatura de austenitización, resultando ser de 30 μm en la serie IB, de 75 μm en la serie IIB y de 150 μm en la serie IIIB.

La Tabla 1 recoge los resultados completos de la experimentación agrupados por series. Además de los valores del umbral de intensidad de tensiones, K_{Isc} , y de la velocidad de avance de las fisuras en estado II, se han reflejado en dicha Tabla los valores de tamaño de zona plástica en parada r_p y su relación con el tamaño de grano, d/r_p que son dos magnitudes fundamentales para la discusión posterior de acuerdo con la modelización sobre el fenómeno de CBT [3,10], así como la dureza Vickers y el tipo de rotura.

En la Figura 2 se representa el valor umbral del factor de intensidad de tensiones frente a la dureza Vickers, como medida de la resistencia mecánica del material, recogiendo los resultados de las tres series objeto de estudio. Se aprecia la forma de comportarse este acero respecto a la norma general, según la cual, mejoras en la resistencia de CBT, altos valores de K_{Isc} , suponen penalización en la resistencia mecánica del material, reflejado por los valores de dureza Vickers.

La Figura 3 representa los valores de resistencia del material a la CBT, concretado en el umbral K_{Isc} , frente a

la temperatura de revenido. En ella, las tres series de tratamientos térmicos descritas poseen una evolución similar, con dos zonas claramente diferenciadas. La primera zona, de revenidos en torno a los 400°C, posee una pendiente positiva suave, que representa una mejora progresiva de la resistencia a la CBT al aumentar la temperatura de revenido, asociada, por un lado, a la pérdida de resistencia mecánica y, por otro, a la evolución de la precipitación de revenido, cada vez más abundante y positiva para incrementar la resistencia a la CBT. Las fracturas fueron en todo caso intergranulares en esta primera zona. Sin embargo, en todas las series se aprecia una mejora brusca en la resistencia a la CBT que hace que el valor K_{Isc} se duplique o triplique en

un intervalo corto (25°C) de temperatura de revenido. Esta mejora no va asociada a ningún cambio significativo o brusco en la resistencia o microestructura, pero sí a una variación en la fractografía en el sentido de pasar de roturas IG a TG, correspondiendo estas últimas a valores altos de K_{Isc} .

Cada una de las tres series posee el citado salto brusco en distinto nivel de temperatura de revenido. Así, la transición en la serie IB se produce en 450°C pasando el valor de K_{Isc} desde 22.5 a 75 MPa.m^{1/2}, en la serie IIB se produce en 475°C pasando el valor de K_{Isc} desde 38 a 71 MPa.m^{1/2}, y en la serie IIIB se produce en 500°C con K_{Isc}

TABLA 1. Caracterización mecánica y fractográfica en CBT del acero 4135 de las series revenidas ensayadas en solución 3,5% NaCl

SERIE	K_{Isc} (MPa.m ^{1/2})	HV <i>Vickers</i>	da/dt(m.s ⁻¹)	r_p (μ m) <i>Zona plana</i>	d/r _p <i>aumento relativo de grano</i>	TIPO DE ROTURA
IB-825						
R400	19,8	447	1,3.10 ⁻⁶	9,1	3,3	IG
R420	22,5	432	0,3.10 ⁻⁶	12,6	2,4	IG+TG
R450	75	413	4,2.10 ⁻⁸	153,4	0,195	TG
R480	100	396	4,0.10 ⁻⁸	291	0,103	TG
R500	130	383	4,0.10 ⁻⁸	536	0,056	TG
R525	160	375	2,2.10 ⁻⁸	831	0,036	TG
IIB-900						
R400	20	438	1,2.10 ⁻⁶	9,7	7,8	IG
R425	23	421	1,2.10 ⁻⁶	13,6	5,5	IG
R450	38	405	1,0.10 ⁻⁶	46,5	1,6	IG+TG
R475	71	392	5,0.10 ⁻⁸	150	0,5	TG
R500	94	380	3,0.10 ⁻⁸	278	0,27	TG
R550	163	358	2,0.10 ⁻⁸	946	0,079	TG
IIIB-1000						
R400	21	432	1,2.10 ⁻⁶	10,7	13,9	IG
R420	25	417	1,2.10 ⁻⁶	16,4	9,14	IG
R450	34	400	1,1.10 ⁻⁶	33	4,54	IG
R470	39	390	0,9.10 ⁻⁶	45,6	3,29	IG+TG
R500	72	375	3,6.10 ⁻⁸	168,2	0,84	TG
R550	112	355	2,7.10 ⁻⁸	454	0,33	TG

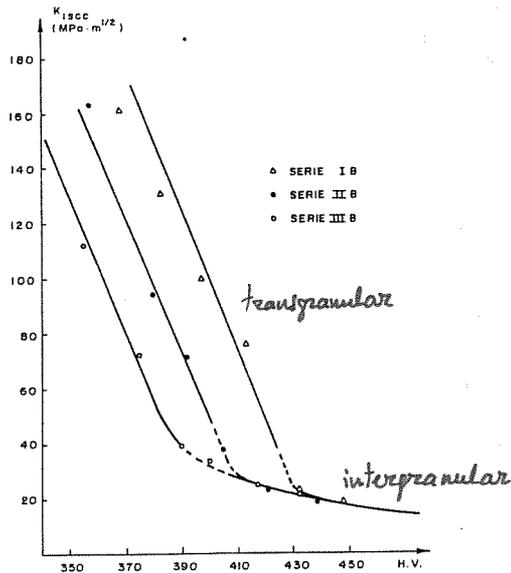


Fig.2. Relación entre el factor umbral de tensiones y la dureza Vickers.

de 39 a 72 MPa.m^{1/2}. Esta variación en la temperatura de transición, creciente con el tamaño de grano, es acorde con lo previsto por el modelo ya que se puede mantener roturas IG con mayores zonas plásticas y consecuentemente mayores valores de K_I , a medida que crece el grano. Es por tanto fundamental la influencia de la variable que diferencia las microestructuras de las tres series a los mismos niveles de revenido: el tamaño de grano.

Un análisis de las condiciones asociadas al modelo de rotura [3] pone en evidencia la importancia de la relación entre la resistencia a CBT y la relación adimensional tamaño de grano/tamaño de zona plástica en el umbral de propagación la cual que se representa en la Figura 4. Se aprecia en ella que para el mismo valor del cociente d/r_p , el factor umbral K_{ISCC} aumenta al hacerlo el tamaño de grano. En las roturas de tipo IG, las paradas no se producen para valores fijos de relación d/r_p , que indicaría un efecto topográfico límite para el avance, sino para valores de K_{ISCC} prácticamente constantes en cada temperatura de revenido, lo que indica un control de la microestructura de borde de grano en la parada. Este control no se observa en roturas transgranulares.

Para las tres series, los valores del cociente d/r_p son inferiores a la unidad en roturas tipo TG, mientras las IG se producen para un valor superior a 2.4. Ello indica que en las roturas TG la zona plástica supera el ámbito de un grano, y en las roturas IG es menor que una faceta de éste.

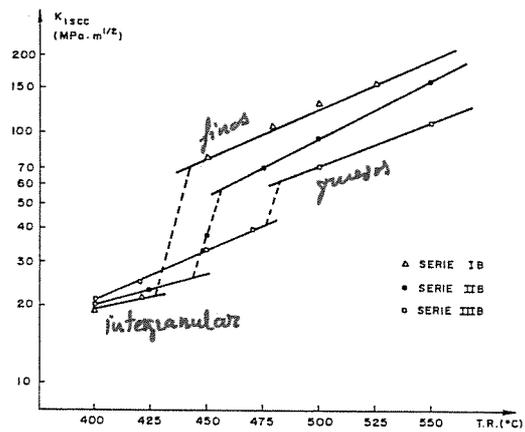


Fig.3. Relación entre el factor umbral de tensiones y la temperatura de revenido.

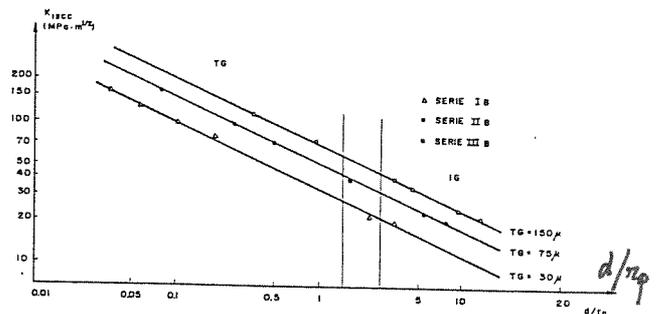


Fig.4. Variación del factor umbral de tensiones con la relación adimensional tamaño de grano/tamaño de zona plástica.

En la Figura 5 se presentan conjuntamente los valores de velocidad de propagación en estado II, da/dt , frente a temperatura de revenido, marcanse nítidamente el salto de valores en la transición de comportamiento, IG a TG, al aumentar la temperatura de revenido.

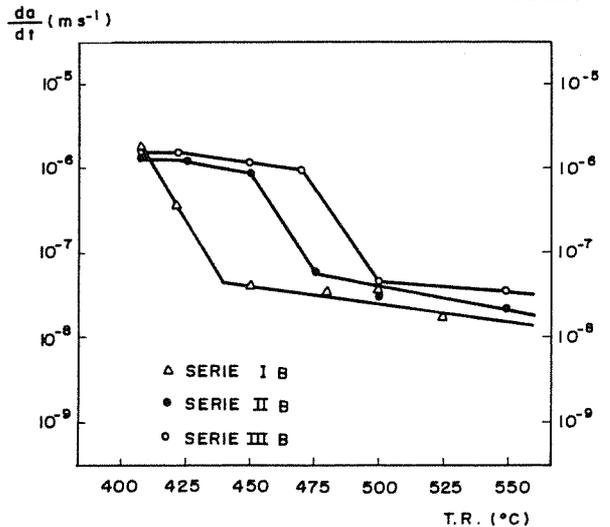


Fig.5. Representación conjunta de velocidades de propagación en estado II frente a temperatura de revenido.

4. INFLUENCIA DEL MEDIO

Los aceros de baja aleación con tratamiento térmico de temple y revenido se suelen emplear en situaciones agresivas, sufriendo por ello problemas de CBT. Estos ambientes, contenedores de sustancias tales como cloruros, sulfuros o acetatos, son capaces de suministrar hidrógeno como producto de la reacción catódica de corrosión. Este hidrógeno puede controlar el comportamiento en CBT de estos aceros puesto que se introduce en ellos en forma atómica y difunde a su través hacia zonas de máxima sollicitación, como los frentes de fisuras, ocasionando su fragilización [11].

La susceptibilidad de un elemento microestructural a ser fragilizado por hidrógeno depende de la cantidad del mismo atrapado por aquél. Esta cantidad de hidrógeno atrapado establece unas condiciones críticas de deformación que, si son alcanzadas como consecuencia de la sollicitación exterior, originan la nucleación de un nuevo avance de la fisura en ese elemento microestructural [3,5], siendo su presencia fundamental en el comportamiento en CBT del acero.

El estudio de la influencia del medio se ha hecho teniendo por referencia los ensayos iniciales de CBT en una solución de agua de mar simulada con pH = 5,8 realizando una nueva fase experimental utilizando como solución la definida en la norma NACE TM-01-77 (50 gr de NaCl, 5 gr de ácido acético glacial disueltos en 945 gr de agua), que presenta un pH medio de 3,2, y procurando que durante la experimentación el pH no exceda de 4,5 [12].

Los tratamientos térmicos sobre los que se ha realizado la caracterización de componentes en CBT se han dividido en dos series, comunes a las presentadas previamente y ensayadas en agua de mar:

Serie **IB NACE**: temple y revenido con austenitización a la temperatura de 825°C y revenido a temperaturas de 450, 500 y 550°C.

Serie **IIB NACE**: temple y revenido con austenitización a la temperatura de 900°C y revenido a temperaturas de 550 y 600°C.

4.1 Metodología experimental

La metodología seguida en los ensayos de estos tratamientos, en solución NACE, es la misma que la establecida previamente para los ensayos realizados en solución que simula agua marina.

4.2 Resultados y Análisis

La Tabla 2 recoge los resultados de la caracterización mecánica y fractográfica en CBT de las series revenidas correspondientes a este estudio.

En la Figura 6, se representan los valores de resistencia del material frente a CBT, concretado en el valor umbral K_{ISCC} , frente a la temperatura de revenido para las series **IB**, a distintos pH, apareciendo en ambas dos zonas netamente diferenciadas y separadas por un cambio brusco en el comportamiento en CBT, la transición IG-TG que varía apreciablemente con el medio. Así, la transición para la serie **IB** a pH

TABLA 2. Caracterización mecánica y fractográfica en CBT del acero 4135 de las series revenidas ensayadas en solución NACE.

<u>SERIE</u>	$K_{ISCC}(MPa.m^{1/2})$	HV	$da/dt(m.s^{-1})$	$r_p(\mu m)$	d/r_p	<u>TIPO DE ROTURA</u>
<u>IB-825 N</u>						
R450	22	413	$1,0 \cdot 10^{-6}$	13	2,2	IG
R500	32	382	$0,8 \cdot 10^{-6}$	32	0,93	IG+TG
R550	101	345	$0,1 \cdot 10^{-6}$	391	0,076	TG
<u>IIB-900 N</u>						
R550	75	353	$0,4 \cdot 10^{-6}$	206	0,36	TG
R600	115	315	$3,8 \cdot 10^{-8}$	608	0,12	TG

de 5.8, aparece a 450°C, con una variación de K_{ISCC} desde 22.5 a 75 MPa m^{1/2}, y en IB, a pH de 3.2, se produce la transición a temperatura de revenido a 550°C, pasando el valor de K_{ISCC} desde 32 a 101 MPa. m^{1/2}.

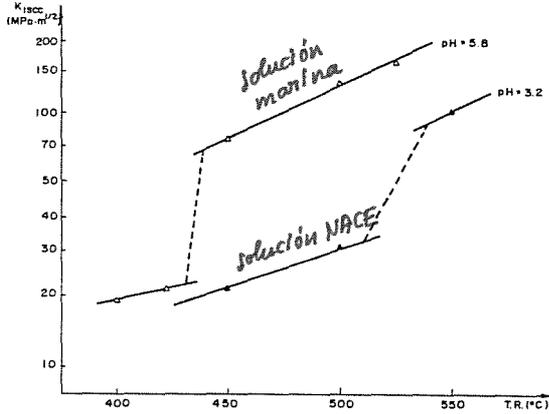


Fig.6. Relación entre el factor umbral de tensiones y la temperatura de revenido.

La Figura 7 representa los valores de velocidad de propagación en estado II, da/dt , frente a temperatura de revenido a diferente pH del medio para la serie IB. Resulta significativo un aumento global de los valores de velocidad de propagación para mayores concentraciones de hidrógeno, ya que mientras que en los ensayos a pH=5.8 se produce en la transición IG-TG una disminución de dicha velocidad por un factor de 20, para los ensayos a pH=3.2 apenas alcanza un orden de magnitud. La mayor acidez de la solución asegura un mayor suministro de hidrógeno, que justifica una mayor velocidad de propagación en régimen TG. En régimen IG, la velocidad de propagación no sufre cambios con el medio, manteniéndose en el orden de 10⁻⁶ m.s⁻¹.

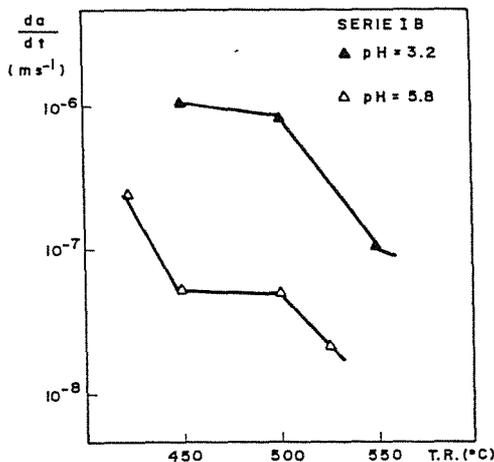


Fig.7. Variación de la velocidad de propagación en estado II, con la temperatura de revenido.

La Figura 8 representa los valores del factor umbral de intensidad de tensiones K_{ISCC} frente a la relación adimensional tamaño de grano/tamaño de zona plástica en el umbral de propagación, d/r_p , para la serie IB en las diferentes condiciones ambientales de ensayo. Puesto que el tamaño de grano, al ser el mismo, no justifica ninguna variación apreciable, se observa una relación lineal en la que se ajustan los valores de las dos series a distintos pH. Se confirma en todos los casos que en las roturas tipo IG los valores del cociente d/r_p son superiores a 1, mientras que en TG son inferiores y de acuerdo a lo modelizado.

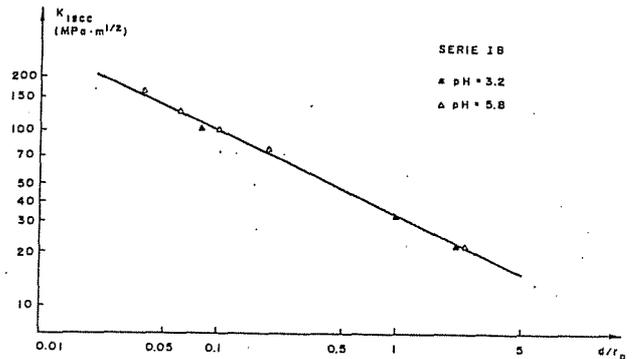


Fig.8. Relación entre el factor umbral de tensiones y la relación adimensional tamaño de grano/tamaño de zona plástica.

El estudio fractográfico realizado pone de manifiesto la influencia de la agresividad del medio de ensayo. Así, las probetas ensayadas en solución NACE presentan, para las roturas de tipo IG, un ataque selectivo en límites de grano y muestran el esqueleto de las picaduras originadas por la acidez elevada del medio, dejando de observarse la faceta de grano limpia que aparece en las probetas ensayadas a pH menos ácidos. En el caso de roturas transgranulares, caracterizadas por aparición de huecos, éstos están atravesados por picaduras o túneles propios de la acidez del reactivo.

5. CONCLUSIONES

La transición del modo de rotura intergranular a transgranular tiene lugar, como se ha mostrado, en un corto intervalo dentro del rango de temperaturas de revenido, inferior a 25°C, para cualquier tamaño de grano. En dicho intervalo, el pequeño cambio microestructural y de dureza propio del revenido da lugar a que se alcancen unas ciertas condiciones críticas que cambian radicalmente las situaciones de rotura muy relacionadas a su vez con la fragilización que el hidrógeno produce en la zona plástica de fondo de fisura.

La transición en el modo de rotura va asociada a un brusco incremento en la resistencia frente a la CBT del material, reflejado en su aumento del factor umbral K_{Isc} , que es más acusado en tamaños de grano pequeños, y un descenso en la velocidad de propagación superior a un orden de magnitud, justificado también por el modelo planteado.

La temperatura a la que se produce la transición depende de forma importante del tamaño de grano, de modo que para tamaños de grano grandes (**Serie IIIB**) está en el nivel de revenido 500°C y para tamaños pequeños (**Serie IB**) está en 450°C. El modelo desarrollado preconiza que esta transición se produce para un valor característico de la relación d/r_p (tamaño de grano entre tamaño de la zona plástica en parada), y los resultados experimentales confirman que cuando dicha relación es inferior a 1 se produce rotura TG, en tanto que si es superior a 2.4 estamos en IG.

La agresividad del ambiente en el intervalo de pH estudiado no afecta a los valores representativos de procesos intergranulares. Su efecto fundamental es la traslación de la temperatura de transición, conforme estaba previsto en el modelo. Asimismo, cabe destacar que la agresividad afecta al comportamiento en régimen TG, pues idénticas microestructuras ofrecen descensos en su resistencia a CBT al variar el medio agresivo.

El rango de cambio del comportamiento en CBT en un pequeño margen de temperatura de revenido, que se puede considerar asociado a una temperatura crítica, muestra la importancia de un tratamiento correcto para evitar el fenómeno de deterioro por agrietamiento de forma inesperada. En concreto, el material templado y revenido por encima de los 500°C optimiza el binomio resistencia mecánica-resistencia a CBT, principalmente asociado a un tamaño de grano pequeño.

6. AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de estos trabajos se incluye dentro de un Proyecto de Investigación (PA 86-0308) financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT).

7. REFERENCIAS

- [1]. "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en Aceros de Baja Aleación".CECA 7210-SA-901, Primer Informe Semestral,Marzo 1988.
- [2]. "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en Aceros de Baja Aleación".CECA 7210-SA-901,Segundo Informe Semestral,Septiembre 1988.
- [3]. "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en Aceros de Baja Aleación".CECA 7210-SA-901,Tercer Informe Semestral,Marzo 1989.
- [4]. Gutiérrez-Solana,F. y Bernstein,I.M (1986). "Fracture control and Engineering Structures" 6th European Conference on Fracture, (H.C.Van Elst and A. Bakker, eds.) EMAS, pp. 1995-2007.
- [5]. Gutiérrez-Solana,F.;González,J.J.; Varona,J.M.(1989)."Micromecanismos de fisuración por Corrosión Bajo Tensión de aceros de baja aleación" Anales de Mecánica de la Fractura,6,pp.225-230.
- [6]. "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en Aceros de Baja Aleación".CECA 7210-SA-901, Cuarto Informe Semestral,Septiembre 1989.
- [7]. Biezma,M.V.; González,J.J.; Gutiérrez-Solana,F.; Varona,J.M.(1989). "El cambio en el modo de rotura por corrosión bajo tensión de un acero de baja aleación".Anales de Ingeniería Mecánica, 7 pp.29-35.
- [8]. González,J.J.; Biezma,M.V.; Gutiérrez-Solana,F.; Varona,J.M.(1989)."La transición Intergranular-Transgranular en el tipo de rotura en Corrosión Bajo Tensión de aceros de baja aleación con tratamiento de revenido". VIII Congreso Nacional de Química, Madrid.
- [9]. Sellars,C.M. (1981), "Quantitative Metallography" E.T.S.Ing.Industriales, San Sebastián.
- [10].González,J.J.(1987), "Influencia de la microestructura en el comportamiento de aceros de alta resistencia frente a fenómenos de corrosión bajo tensión". Tesis Doctoral. Universidad de Cantabria, España.
- [11].Berkowitz,B.J.y Henbaum,F.H.(1984), "The Role of Hydrogen in Sulfide Stress Cracking of low alloy steels".Corrosion NACE, 40, (5), pp. 240-245.
- [12].NACE Standard TM-01-77 (1977), "Testing of Metals for resistance to Sulfide Stress Cracking at Ambient Temperatures".

DIFICULTADES ENCONTRADAS EN LA CARACTERIZACION DE LA TENACIDAD DE LAS UNIONES SOLDADAS

L.M.Plaza, F.Santamaría, A. Gil-Negrete y A.M.Irisarri

INASMET. C/ PORTUETXE, 12 - SAN SEBASTIAN

Resumen.-Es bien conocido que todo ensayo presenta alguna dificultad en su realización. El objetivo del presente trabajo es comentar las dificultades que tienen lugar cuando se trata de caracterizar la tenacidad de las uniones soldadas. Se han estudiado las posibles geometrías de las probetas de ensayo así como la situación de la entalla mecanizada en la zona de la unión soldada. Se exponen también los métodos utilizados para solucionar el problema de la heterogeneidad del frente de grieta presente en ocasiones en los agrietamientos mediante fatiga.

As it is well known, many difficulties raise when testing. This work comes about when the toughness of welded joints is to be characterized. The possible geometries for test specimens are also developed in this work. At the same time, a study is carried out concerning the situation of the machined notch in the welded joint area. Some fatigue cracks display an heterogeneous front when employing traditional cracking methods. This problem is another fact outlined in this paper.

1. INTRODUCCION

La tenacidad de los materiales metálicos y sus uniones soldadas se ha caracterizado tradicionalmente mediante el ensayo de resiliencia. Este ensayo nos ofrece como datos: la energía absorbida por la probeta en el transcurso del impacto, la expansión lateral y el porcentaje de superficie de fractura que presenta un aspecto dúctil (1).

Debido a su bajo coste y fácil realización este ensayo ha conseguido una amplia difusión y aceptación, pero pese a ello dicho ensayo no permite una valoración directa del riesgo de rotura que posee una estructura o componente en servicio (2). A causa de estas limitaciones y en un intento de encontrar una solución al problema, se ha llegado a la Mecánica de la Fractura, método con cuyos parámetros es posible la valoración en forma cuantitativa de los niveles de tensiones y tamaño de defecto que

es capaz de soportar una estructura o componente en servicio sin que se origine su rotura (3)

En este trabajo se exponen brevemente: el diseño de las probetas de ensayo y las diferentes localizaciones posibles de la entalla dentro de la probeta. Además se comentan las dificultades encontradas en la realización práctica de los ensayos.

2. DISEÑO DE LA PROBETA Y LOCALIZACION DE LA ENTALLA

Es importante señalar que los parámetros obtenidos mediante ensayos de Mecánica de la Fractura pueden verse fuertemente influenciados por la geometría de la probeta, incluso cuando se calculan empleando en la probeta el mismo espesor que el componente a estudiar (4).

Por este motivo es de suma importancia elegir una geometría que proporcione una medida fiable del mínimo valor de la tenacidad del material o que reproduzca del modo más preciso el estado de tensiones existentes en el componente real debido a una grieta o defecto. Concretamente la Norma BS5762 (5) propone dos geometrías diferentes para el ensayo C.O.D. denominadas "preferida" y "subsidiaria". Estas son mostradas en las figuras 1a y 1b respectivamente.

Al valorar la tenacidad a la fractura de una unión soldada hay que tener en cuenta que su comportamiento estará regido por el de aquella zona que posea una menor tenacidad. Cuando se conocen la localización y el tamaño de los defectos presentes en un componente real, es necesario situar la entalla en la probeta de forma que asemeje lo más fielmente posible dichos defectos. En muchos casos estos datos sobre los defectos no son conocidos y es necesario efectuar ensayos con la entalla situada en cada una de las diferentes zonas de la unión soldada.

Respecto a la probeta a utilizar, la denominada "preferida" ofrecerá el mínimo valor de la tenacidad siempre que se asegure una homogeneidad del material. Sin embargo esta geometría no es recomendable en probetas que presentan localizadas zonas frágiles, puesto que la grieta tiene la posibilidad de progresar a través de zonas más tenaces, al no coincidir la región donde se encuentra el extremo de la misma con la de menor tenacidad, falseando de este modo la valoración real de esta propiedad. Por ello se recomienda el empleo de la probeta "subsidiaria", colocando la entalla de forma que su punta se encuentre situada en la zona que se supone poseerá menor tenacidad (6).

Para realizar una completa caracterización de la unión soldada es necesario además de dar una valoración de la tenacidad de la zona del metal aportado, estudiar el comportamiento de la zona afectada térmicamente a causa del proceso de unión. Esto no es fácil de conseguir puesto que en muchas ocasiones la zona mencionada es muy restringida y es muy difícil asegurar que la totalidad del frente de grieta se encuentra situado dentro de esta zona y que la progresión tendrá lugar a través de ella sin entrar en material base o metal aportado.

Con el fin de solventar esta dificultad se pueden realizar uniones con un frente recto, una unión en "K" por ejemplo (figs. 2a y 2b). Sin embargo, en algunas ocasiones no es posible la realización de este tipo de uniones debido a lo cual es necesario situar el extremo de la entalla lo más centrado posible dentro de la zona afectada (figs. 2c y 2d).

3. AGRIETAMIENTO POR FATIGA

Es bien conocido que la tenacidad a la entalla de un material disminuye a medida que la grieta se hace más aguda. Por ello se recomienda antes de llevar a cabo un ensayo de fractura realizar un agrietamiento previo de la pro-

beta mediante fatiga para asegurar que el acabado de la entalla mecanizada no pueda influir en el resultado del ensayo (7).

Esta grieta creada mediante fatiga deberá cumplir una serie de requisitos que dependerán de la norma de ensayo aplicada pero que básicamente consisten en: tener una longitud determinada, un frente homogéneo y que la relación $R = \text{carga mínima} / \text{carga máxima}$ empleada en el agrietamiento sea $\leq 0,1$.

Todo esto no es fácil de conseguir si se recuerda que en una unión soldada su heterogeneidad tanto en el aspecto microestructural como tensional influirá de forma decisiva en el crecimiento de la grieta haciendo que ésta avance más en unas zonas que en otras. En las figuras 3a y 3b se pueden observar casos de avance heterogéneo y homogéneo respectivamente.

Para dar solución al problema de la heterogeneidad del frente de grieta se emplean varias técnicas. Con el objeto de aliviar las tensiones residuales producidas por el proceso de soldadura y que impiden la correcta progresión de la grieta, se pueden utilizar tratamientos térmicos de alivio de tensiones con lo que se consigue un frente de avance mucho más uniforme. Sin embargo este método no puede ser empleado en probetas en estado bruto de soldadura puesto que el tratamiento introduce cambios microestructurales variando la tenacidad del material y falseando así el resultado del ensayo.

Otro método de alivio de tensiones ha sido desarrollado por el Welding Institute británico con muy buenos resultados. Consiste en realizar unas compresiones laterales a la probeta en la zona de la entalla produciendo una deformación plástica del 1% en el sentido del espesor. Esta deformación se puede conseguir por diferentes procedimientos tal y como se puede apreciar en la figura 4a. Como se ve en dicha figura, la compresión puede ser única o doble, y a su vez la doble puede realizarse siguiendo dos diferentes secuencias, estas son mostradas en la figura 4b.

El efecto que producen estos diferentes procedimientos de compresiones sobre la redistribución de tensiones se puede ver en la figura 5. Se comprueba que la mejor es la que se consigue mediante una sola compresión, aunque este procedimiento no es posible aplicarlo en algunas ocasiones debido a la limitación de carga de las máquinas de ensayo. Es importante considerar también la posible influencia de la deformación plástica del material sobre su tenacidad. Se ha indicado que como regla general, la compresión localizada tiende a reducir la tenacidad de los materiales analizados, lo cual permite establecer un límite inferior de seguridad (7). Resultados obtenidos en INASMET concuerdan con estas apreciaciones (8).

Otra posibilidad de solucionar el problema consiste en el aumento de la relación R por encima del valor de 0,1 que es establecido por las diversas normas como límite máximo admisible (5, 9, 10). Aplicar esta solución tiene

como primer inconveniente el incremento en el tiempo de agrietamiento si se mantiene el máximo de carga. Además existen algunos datos experimentales que apuntan que un aumento de "R" conlleva un aumento de la tenacidad incluso manteniendo la carga máxima dentro de los límites permitidos por la norma de ensayo BS-5762 (5) suponiendo un grave riesgo de sobrevaloración de la tenacidad del material.

Otra de las alternativas que ha sido utilizada como solución es el doblado inverso (reverse bending). Esta consiste en someter a probetas de doblado a una carga de flexión de sentido contrario a la que sufren cuando se realiza su agrietamiento. Como el resto de los métodos empleados presenta también sus inconvenientes: la carga máxima admitida en este doblado inverso de acuerdo con las normas (11) no consigue una buena redistribución de tensiones y además existen muy pocos datos experimentales publicados que puedan definir el método como fiable.

4. AGRADECIMIENTO

Los autores desean expresar su agradecimiento a la empresa Babcock Wilcox Española S.A. y al Gobierno de la Comunidad Autónoma de Euskadi por la colaboración prestada a los Proyectos de Investigación y Desarrollo que han permitido la redacción del presente trabajo y a Elisabeth Alastruey por el mecanografiado del mismo.

5. REFERENCIAS

- (1) R.W.HERTZBERG. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. John Wiley & Sons. New York. 1976: 297-303.
- (2) B.K.NEALE y R.H. PRIEST. Elastic-Plastic Fracture Test Methods. The User's Experience, ed. E.T.Wesel and F.J.Loss. ASTM STP 856, 1985: 373-393.
- (3) R.E.DOLBY. COD and Charpy V Test Data Correlation: Ferritic Steel Weld Metals. Welding Institute. Report 109/1180.
- (4) M.G.DAWES. Elastic Plastic Fracture, ed. J.D. Landes, J.A.Begley y G.A.Clarke. ASTM STP 68, 1979: 306-333.
- (5) BS 5762: 1979. Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing. British Standard Institution 1979.
- (6) H.G.PISARSKI y M.G.DAWES. Analytical and Experimental Fracture Mechanics. Sijthoff & Noordhoff International Publishers. 1981: 595-614.
- (7) O.L.TOWERS y M.G.DAWES. Elastic-Plastic Fracture Test Methods. The User's Experience. Ed.E.T.Wesel and F.J.Loss. ASTM STP 856, 1985: 23-46.
- (8) INASMET. Estudio del comportamiento de soldaduras de un acero de alto límite elástico Memoria Final del Proyecto de Investigación. Diciembre 1989.
- (9) ASTM E-813. Standard Test Method for J1c. A measure fo Fracture Toughness. Annual Book of ASTM Standards vol. 03.01.
- (10) ASTM E-399/83 Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards. Vol. 03.01.

- (11) O.L.TOWERS. Fracture Toughness Testing Methods, Interpretation and Application. The Welding Institute. Cambridge. 1987:115-132.

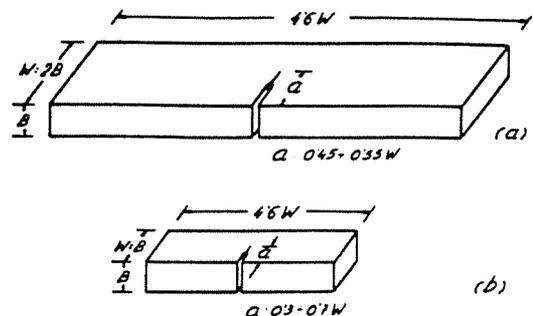


Fig.1. Geometría de las probetas de ensayo

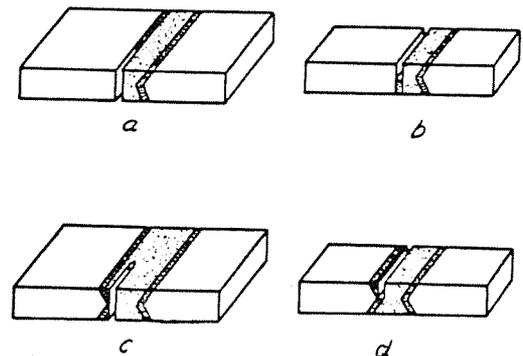


Fig.2. Posicionamiento de la entalla en la zona afectada térmicamente



Fig.3a. Frente heterogéneo de grieta a fatiga

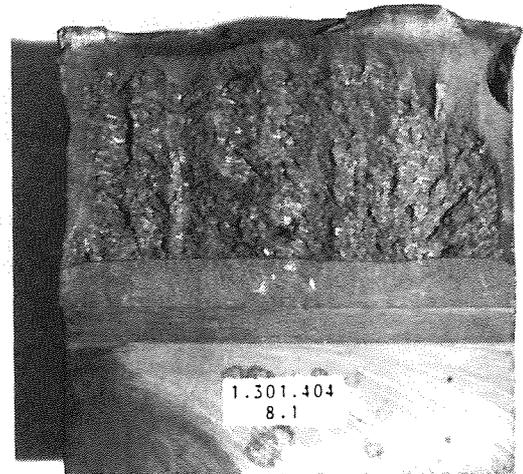


Fig.3b. Frente homogéneo de grieta a fatiga

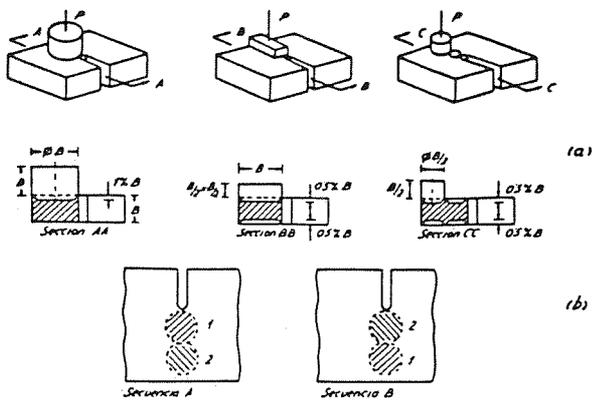


Fig.4. Diferentes métodos de compresiones laterales.

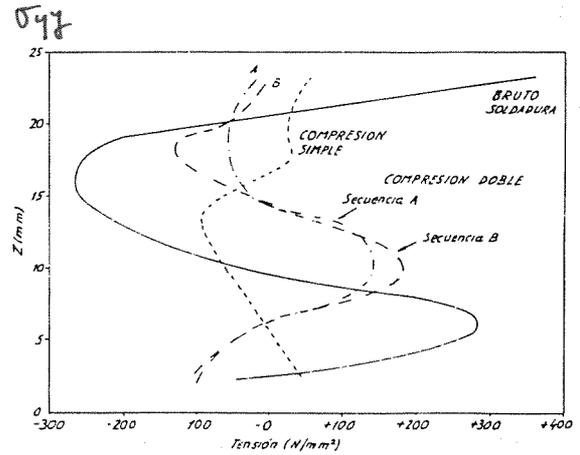


Fig.5. Efecto de los diferentes métodos de compresiones laterales sobre las tensiones residuales de soldadura.

DETERMINACION DE LOS PARAMETROS DE LA FRACTURA DE PS MEDIANTE EL PROTOCOLO DE ENSAYO DEL EUROPEAN GROUP ON FRACTURE

Martínez, A.B., Maspoch, M.LL.

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
E.T.S.Ingenieros Industriales Barcelona (Universidad Politécnica de Cataluña)
Avda. Diagonal, 647, -08028- BARCELONA

Resumen.- Se ha estudiado el comportamiento a la fractura del poliestireno con diferentes contenidos de lubricante, y es de relevancia la demostración de las grandes diferencias observadas entre los distintos grados del material.

Abstract.- It has been studied the fracture behaviour of polystyrene with different mineral oil contents and is of relevance here the demonstration of the large differences between different grades of the same material.

1. INTRODUCCION

El poliestireno (PS) es un termoplástico amorfo ($T_g \approx 90^\circ\text{C}$) que se utiliza por sus buenas cualidades para el moldeo y por su transparencia, pero en la práctica es extremadamente frágil.

A fin de mejorar especialmente su comportamiento frente al impacto, se suele modificar con elastómeros, dando lugar a los genéricos poliestirenos de alto impacto (HIPS).

Originalmente la adición del caucho se realizaba por simple mezcla mecánica. Actualmente la adición se hace durante la polimerización con lo que se obtiene una mayor fracción en volumen de partículas y también la inversión de las fases, resultando una mayor tenacidad.

El actual desarrollo industrial de copolímeros SBS en estrella nos permite la modificación del PS mediante su simple mezcla mecánica y cabe intuir que las microestructuras formadas y sus interfaces mejorarán los valores de la resistencia

al impacto obtenidos anteriormente con los procesos de mezcla, consiguiéndose además una reducción de la inversión industrial.

Este es el objetivo de nuestra línea de investigación actual, de la que una pequeña parte, la profundización en el conocimiento del comportamiento a la fractura de los PS a modificar se presenta en este trabajo.

El PS cuando está solicitado a tracción presenta un mecanismo de deformación dominado básicamente por crazing, mientras que a compresión el mecanismo es el de deformación por cedencia en bandas de cizalladura.

Las crazes aparentan como pequeñas grietas (Figuras 1 y 2) que crecen desde la superficie ó defectos internos y yacen sobre planos perpendiculares a la mayor tensión principal de tracción. Sin embargo, no son grietas (1) pues las paredes de las crazes están unidas por fibrillas de polímero. La formación de estas fibrillas implica cedencia y también la formación de microvacíos. Las crazes no se forman a menos que la tracción

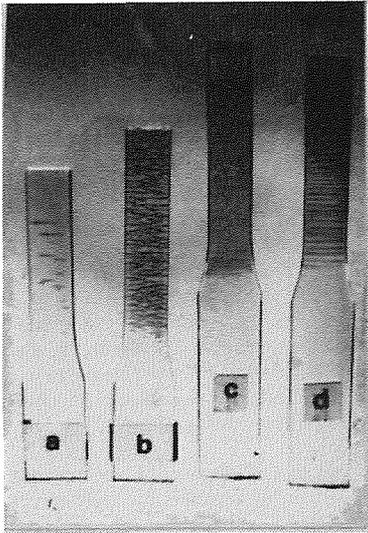


Fig. 1. a) Material 1. $v = 0.01$ cm/min
 b) Material 1. $v = 5$ cm/min
 c) Material 2. $v = 1$ cm/min
 d) Material 2. $v = 0.02$ cm/min

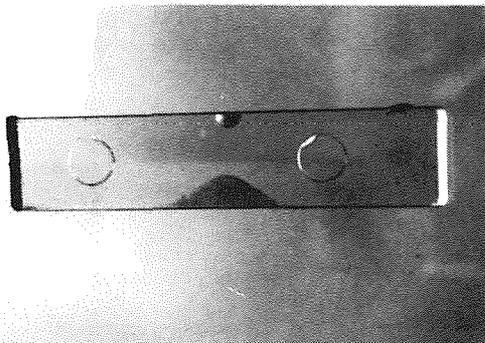


Fig. 2. Probeta de flexión del Material 2.

exceda un valor crítico.

A lo largo de una craze cargada existe una tensión de tracción casi uniforme, siendo su valor característico del material y de su entorno.

La craze aumenta de espesor por el estirado de nuevo material en la interfase entre la craze y la masa del material alargándose las fibrillas hasta una determinada elongación. Sin embargo las crazes pueden permanecer delgadas mientras se produce el alargamiento en la dirección de la tensión de tracción a causa del contenido en microvacíos entre las fibrillas que crea el necesario incremento de volumen.

El mecanismo por el cual la punta de la craze avanza dentro de la masa del polímero no está bien establecido y existen varias explicaciones, sin embargo parece aceptarse que el crecimiento de la craze ocurre por el mecanismo de la inestabilidad del menisco (1) en el que el polímero cedido en la interfase cóncava aire/polímero de la punta de la craze, se rompe y va produciendo nuevas fibrillas por repeticiones sucesivas,

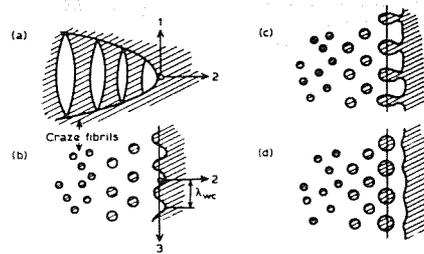


Fig. 3. Crecimiento crazes por inestabilidad del menisco.

tal como es mostrado en la Figura 3.

Las crazes juegan un importante papel en la iniciación de la fractura, ya que la rotura de la craze cuando ésta ha alcanzado un tamaño determinado da lugar a la propagación de la grieta (1-5). La rotura de la craze empieza gradualmente a medida que los microvacíos coalescen, formando una cavidad que se propaga lentamente por la mitad de las fibrillas. Cuando la grieta que se propaga interacciona con otros grandes microvacíos, se generan sobre la superficie de la craze unas marcas parabólicas. Si la velocidad es lenta, la grieta que se propaga está precedida por el crecimiento de la craze y la superficie de fractura para ésta lenta propagación a través de la mitad de la craze tiene una apariencia pulida como un espejo y más ó menos iridescente a medida que se incrementa la reflexión de la luz a partir de algunas crazes paralelas de debajo de la superficie de fractura.

A medida que la velocidad de la grieta se acelera, el lugar de la fractura oscila entre las dos paredes de la craze dando lugar a una apariencia de escamas ó bandas sobre la superficie de fractura que se conocen como "patch o mackerel patterns".

La formación de un manojo de crazes en lugar de una sola craze en la punta de la grieta que avanza a gran velocidad, da lugar a una apariencia rugosa sobre la superficie de fractura.

La Figura 4 muestra esquemáticamente las diferentes etapas posibles de propagación de la grieta.

Los parámetros de la fractura en nuestros materiales se han determinado mediante el ensayo SENB y conforme con el protocolo de standard (6) para materiales plásticos, propuesto por el Grupo Europeo de Fractura, que requiere unas probetas cuya geometría (Figura 5) debe cumplir unas determinadas relaciones.

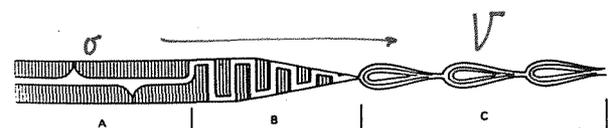


Fig. 4. Modelo de propagación de la grieta.

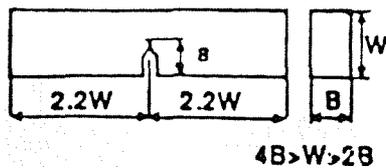


Fig. 5. Geometría SENB.

2. MATERIALES

Se han utilizado dos grados distintos de poliestireno (PS). El material 1 se trata de un grado especial de PS que nos fué suministrado por BASF ESPAÑOLA S.A. y que se caracteriza por su elevada fluidez y por su alto contenido de lubricante (5.5%).

El material 2 es otro grado de PS que nos fué suministrado por ARCO y se trata de un tipo con trcalórico con un bajo porcentaje de lubricante (0.35%) y baja fluidez.

Los valores del índice de fluidez (7) se representan en la Tabla 1.

TABLA 1. Características de los materiales.

	Lubricante (%)	MFI (g/10 min)		
		200/5000	200/3800	200/2160
MATERIAL 1	5.5	7.68	5.12	2.00
MATERIAL 2	0.35	2.73	1.71	0.61

3. DETALLES EXPERIMENTALES

3.1. Probetas

Las probetas se obtuvieron mediante la inyección del PS en el molde de la figura 4 de la norma ASTM D-647 (8).

Debido a la situación del punto de llenado de las cavidades del molde se origina una orientación superficial de las cadenas del polímero más profunda cuanto menor es el espesor de la probeta, en el sentido del flujo de llenado de la cavidad del molde, esto es, en el sentido longitudinal de las probetas.

Se utilizaron dos tipos de probetas, la probeta en forma de halterio tipo I según la norma ASTM D-638 (9) para los ensayos de tracción, y la probeta en forma de barra prismática de 6.35*12.7*55.88 mm que se obtuvo de cortar la barra prismática de 6.35*12.7*127 mm que se obtuvo del molde de inyección. Con estas últimas probetas que guardan las relaciones establecidas por el protocolo de norma (6) se han realizado los otros ensayos mecánicos.

Las entallas con la forma según la norma ASTM

D-256 (10) se han realizado en una entalladora motorizada marca CEAST y se agudizaron con una hoja de afeitar.

3.2 Ensayos

El índice de fluidez se ha determinado conforme a la norma ASTM D-1238 (7) a 200°C y 5000, 3800 y 2160 gf en un plastómetro marca CEAST.

Los ensayos mecánicos se han realizado a temperatura ambiente (20±1°C) y a diferentes velocidades de separación de las mordazas en una máquina universal de ensayos marca INSTRON, excepto los ensayos a alta velocidad de deformación que se han realizado siguiendo la geometría Charpy en un péndulo de impacto marca CEAST.

La tensión de rotura a tracción se ha determinado con las probetas en forma de halterio, mientras que los valores a compresión se han determinado con la probeta prismática en el ensayo de compresión en deformación plana (11) cuya geometría se muestra en la Figura 6. La anchura del soporte en la zona de compresión fué de 5 mm.

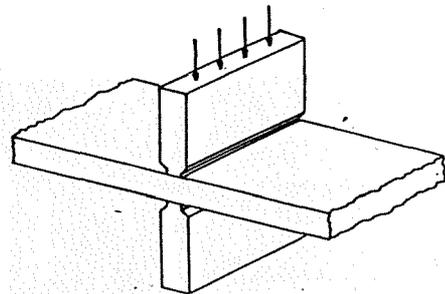


Fig. 6. Geometría del ensayo de compresión.

Mediante el ensayo de flexión se calcularon tanto el valor del módulo, como el del esfuerzo de la fibra exterior en el momento de la rotura. Se utilizaron las probetas prismáticas de 6.35*12.7*55.88 mm siendo la distancia entre apoyos de 50.8 mm.

Los valores de K_{Ic} se calcularon a partir de los valores de la carga de rotura P determinados en el ensayo SENB descrito en el protocolo (6) donde

$$K_{Ic} = 10.65 \frac{P}{B W^{1/2}} \quad (1)$$

con las mismas dimensiones que la utilizada en el ensayo de flexión, pero con las probetas entalladas a 6.35 mm de profundidad y agudizadas con una cuchilla de afeitar.

Los valores de G_{Ic} se determinaron mediante el método descrito en el protocolo (6)

$$G_{Ic} = \frac{U}{B D \phi} \quad (2)$$

donde U, la energía es la diferencia entre las energías (áreas) que corresponden a los diagrama-

mas carga desplazamiento en el ensayo SENB de fractura, y en el de indentación (Figura 7) hasta el mismo valor de la carga de rotura.

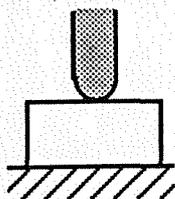


Fig. 7. Geometría del ensayo de indentación.

También se determinó el valor de G_{IC} a una velocidad de 3.4 m/s según el método de Platti y Williams (12) utilizándose la misma geometría y dimensiones del ensayo SENB en un péndulo Charpy. En este ensayo se han usado diferentes profundidades de entalla a fin de variar los valores de ϕ , y así mediante la pendiente de la recta que ajusta los valores experimentales de U, la energía medida por el péndulo, y $BW\phi$, encontrar G_{IC} .

3.3. Fractografía

Las superficies de fractura se han observado en un microscopio óptico de reflexión, y también con un microscopio electrónico de barrido Phillips 500. En este último caso las superficies se metalizaron con una capa delgada de oro a fin de hacerlas conductoras.

4. RESULTADOS

En la Tabla 2 se presenta un resumen de los resultados experimentales obtenidos.

Los valores de los esfuerzos de rotura aumentan con la velocidad de desplazamiento de las mordazas, tal como cabe esperar de la naturaleza viscoelástica del polímero. En los ensayos de tracción y de flexión se observan (Figuras 1 y 2) las crazes, cuyo número aumenta con la velocidad de deformación, y cuyo espesor aumenta

con el porcentaje de lubricante, que parece actuar como plastificante y permite una mayor elongación de las fibrillas dentro de la craze. En los ensayos de compresión se observan las bandas de cizalladura a aproximadamente unos 45°.

La variación de los valores de los módulos en función de la velocidad de separación de las mordazas, si se produce, es pequeña y está dentro del error experimental.

Los valores de los parámetros de la fractura determinados según el protocolo de norma (6) a diferentes velocidades se presentan en la Tabla 2.

Los criterios de validez del tamaño de la probeta

$$B, a, (W-a) > 2.5 \left[\frac{K_{IC}}{\sigma} \right]^2 \quad (3)$$

puede calcularse a partir de los valores experimentales mostrados en la Tabla 2. Estos criterios se cumplen ampliamente por lo que nos encontramos en deformación plana. Además para conocer la precisión de los resultados obtenidos, como en deformación plana existe la relación

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (4)$$

a partir de los valores experimentales de los parámetros de la fractura y utilizando como valor del coeficiente de Poisson $\nu = 0.4$ (13) para el poliestireno, se ha calculado el valor del módulo E que se presenta en la Tabla 2, y que como puede observarse ajusta razonablemente bien con los valores de E determinados experimentalmente en los ensayos de flexión.

Estos valores de los parámetros de la fractura, son prácticamente el doble de los valores publicados para los poliestirenos (1), y Williams (14) atribuye discrepancias parecidas en los valores obtenidos por diferentes autores a que la baja resistencia al crazing del PS hace que al

TABLA 2. Resumen de los resultados experimentales

	v	σ_{Trac}	σ_{Comp}	σ_{Flex}	E	K_{IC}	G_{IC}	COD	a	E_{calc}
	(cm/min)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(GPa)	(MPa√m)	(KJ/m ²)	(μm)	(mm)	(MPa)
MATERIAL 1	5	43.64	98.05	74.56	2.30	1.67	1.17	23	0.9	2.00
	1	40.35	95.06	64.97	2.44	1.58	0.86	21	1.0	2.43
	0.5	38.56	95.37	63.92	2.40	1.60	0.89	23	1.1	2.40
	0.05	34.77	85.14	56.19	2.39	1.41	0.65	20	1.0	2.54
	0.01	33.67	74.59	51.08	2.40	1.36	0.61	19	1.0	2.55
	3.4 m/s						0.96			
MATERIAL 2	1	59.42	87.45	89.9	2.12	2.05	1.93		0.75	1.79

no debería depender de v

defecto intrínseco que depende de la muestra



Fig. 8. Superficie de fractura observada por M.O. del material 1, a baja velocidad.



Fig. 9. Micrografía (MEB) de la zona de espejo del material 1.

agudizar con la cuchilla de afeitar, la entalla no se cree una sola craze sino un manajo de crazes que hacen perder agudeza a la punta de la grieta y aumentan los valores de iniciación de los parámetros de la fractura. Estos manajos de crazes también pueden formarse durante el choque al aplicar la carga a medida que se aumenta la velocidad de deformación. Aunque no descarta que la influencia del contenido de lubricante pueda hacer aumentar los valores de iniciación de los parámetros de la fractura.

Si se observan las micrografías de las superficies de fractura del material 1 obtenidas a bajas velocidades, son casi todas ellas totalmente transparentes y corresponden a la región de espejo, es decir, la grieta se ha propagado por la mitad de la craze, mientras que algunas pocas muestran las tres zonas de propagación de las grietas aunque la de espejo es la mayor (Figura 8).

La Figura 9 muestra una micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido (MEB) de la parte de espejo en la que se observan tres microvacíos y sus correspondientes marcas parabólicas.



Fig. 10. Superficie de fractura observada por M.O. del material 2, a baja velocidad.

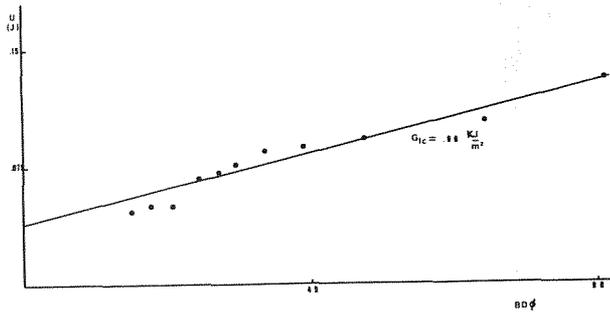


Fig. 11. Cálculo de G_{IC} a alta velocidad.



Fig. 12. Superficie de fractura observada por M.O. del material 1, a alta velocidad.

En la Figura 10 se muestra una micrografía de la superficie de fractura del material 2 que es muy irisada pues se reflejan las crazes paralelas inferiores, pero también se observa que la grieta ha atravesado algunas crazes.

Es decir, que en el material 1 la grieta se ha propagado dentro de una craze y los valores obtenidos son correctos, mientras que en el material 2 que tiene menos lubricante y que a menor elongación se forman manojos de crazes, éstos los hemos originado al agudizar con la cuchilla de afeitar la entalla ó por el golpe sufrido al aplicar la carga, luego los valores obtenidos son mayores que los que corresponden a los de iniciación si sólo hubiera una craze.

En el material 1 también se ha determinado la energía de fractura a una velocidad de 3.4 m/s (Figura 11).

En las micrografías de las superficies de fractura mostradas en las figuras 12 y 13 se observan las tres regiones de propagación de la grieta, y en la Figura 14 se observa la porción de la semiprobeta vista transversalmente donde se observan los manojos de crazes, que interactúan con la grieta, mientras que en la Figura 15 se observa la misma grieta antes de su fractura total que da lugar a las dos semiprobetas, una de las cuales se muestra en la Figura 14.

El criterio de fractura desarrollado por Dougdale (14) de apertura crítica del vértice de la grieta asume que la longitud de la zona deformada plásticamente es pequeña comparada con la longitud de la grieta, y que la zona tiene una forma de línea.

Ambas condiciones se cumplen si la grieta se propaga en el interior de una única craze. Es decir, que en este último caso si conocemos K_{IC} , E y la tensión en la superficie de la craze, podemos calcular el valor de apertura crítica del vértice de la grieta mediante la ecuación (5)

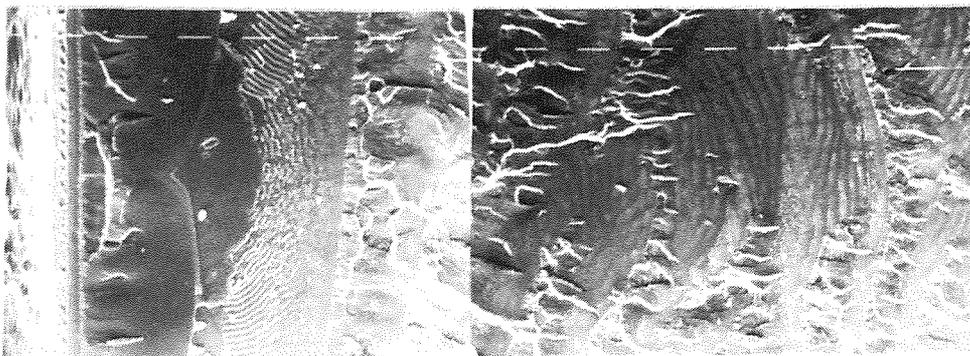


Fig. 13. Superficie de fractura observada por MEB del material 1, a alta velocidad.

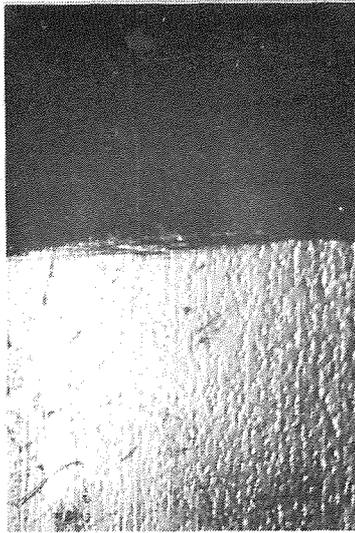


Fig. 14. Visión transversal de la semiprobeta ensayada a alta velocidad.

$$\text{COD} = \frac{K_{Ic}^2}{E} (1-\nu)^2 \quad (5)$$

Las superficies de fractura obtenidas a bajas velocidades de separación de la mordaza con el material 1, sólo tienen la zona de espejo (Figura 9) es decir, la grieta se ha propagado en una sola craze.

En la Tabla 2 se presentan los valores obtenidos para el COD a distintas velocidades habiéndose utilizado los valores de K_{Ic} y E determinados experimentalmente, $\nu = 0.4$, y como valor de la tensión en la superficie de la craze se ha asumido el valor de la tensión de tracción obtenido experimentalmente.

Los valores del COD obtenidos a las distintas velocidades prácticamente coinciden entre si y además su orden de magnitud es razonable.

Controlando la calidad y la longitud de defectos introducidos artificialmente en el PS, Berry (15) reprodujo "grietas naturales" y encontró que la tensión de rotura aumentaba a medida que la longitud del defecto, a , disminuía, pero que este incremento de la resistencia no era indefinido sino que cuando el tamaño del defecto se reducía a un nivel crítico de casi 1mm el valor de la tensión era independiente de a .

Los defectos estructurales intrínsecos del material, se encuentran en el mismo ó bien se producen al deformarse éste, y si tomamos la geometría del ensayo de tracción sin entallar, el tamaño de estos defectos puede calcularse mediante la relación (6)

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi \frac{a}{2}} \quad (6)$$

A partir de K_{Ic} y σ de tracción calculados experimentalmente.

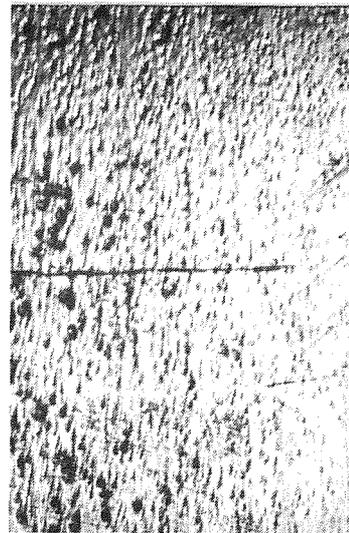


Fig. 15. Visión transversal de la probeta antes de su fractura total

En la Tabla 2 se representan los valores del tamaño del defecto estructural intrínseco calculados en función de las diferentes velocidades de deformación utilizadas. Puede observarse que para el material 1 son de 1mm, mientras que los del material 2 son algo más pequeños. Estos valores ajustan con las experiencias de Berry y con el tamaño de las crazes observadas (Figura 1) en los dos materiales.

5. AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a BASF ESPAÑOLA S.A. y a ARCO el habernos facilitado gratuitamente la granza de los poliestirenos utilizados en este trabajo.

6. REFERENCIAS

- (1) Kinloch, A.J. y Young, R.J. (1983) "Fracture behaviour of polymers" Applied Science Pub., London.
- (2) Murray, J. y Hull, D. (1970) "Fracture surface of polystyrene: Mackerel Pattern" J. Polym. Sci. A-2, **8**, pp. 583-594.
- (3) Hull, D. (1970) "Effect of crazes on the propagation of cracks in polystyrene" J. Mat. Sci., **5**, pp. 357-363.
- (4) Murray, J. y Hull, D. (1969) "Nucleation and propagation of cracks in polystyrene" Polymer, **10**, pp. 451-465.
- (5) Hertzberg, R.W. (1983) "Deformation and Fracture mechanics of engineering materials" John Wiley and Sons. New York. pp. 257-262.
- (6) Williams, J.G. (1988/89) "A linear elastic fracture mechanics (LEFM) standard for determining K_{Ic} and G_c for plastics" EGF Newsletter, **8**, pp. 14-18.
- (7) D-1238. (1969) "measuring flow rates of thermoplastics by extrusion plastometer"

- ASTM, 27.
- (8) D-647 (1969) "Rec. practice for design of molds for test specimens of plastic molding materials" ASTM, 27.
- (9) D-638 (1969) "Test for tensile properties of plastics" ASTM, 27.
- (10) D-256 (1969) "Test for impact resistance of plastics and electrical insulating materials" ASTM, 27.
- (11) Williams, J.G. y Ford, H. (1964) "Stress-Strain relationships for some unreinforced plastics" J. Mech. Eng. Sci., 6, pp. 405-417.
- (12) Platti, E. y Williams, J.G. (1975) "The determination of the fracture parameters for polymers in impact" Polym. Eng. Sci., 15, pp. 470-477.
- (13) Brandup, J. y Immergut, E.H. (1989) "Polym. Handbook" 3Ed. John Wiley and Sons. New York.
- (14) Williams, J.G. (1984) "Fracture mechanics of polymers", Ellis Horwood Ltd. Chichester.
- (15) Berry, J.P. (1972) "Fracture VII", Ed. by H. Liebowitz, Academic Press, New York.

COMPORTAMIENTO EN FATIGA EN AIRE Y ALTO VACIO DE LA ALEACION 7017-T651**Ruiz, Jesús, Caballero, L., Elices, M.**

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

Resumen.- Se han llevado a cabo ensayos de crecimiento de fisuras por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651 en aire y en alto vacío. Al pasar de aire a un vacío de 10^{-4} torr se produce un cambio brusco en la velocidad de crecimiento de la grieta, siendo la velocidad en vacío aproximadamente tres veces menor que en el aire. Se observan también diferencias sobre las zonas de la superficie de fractura correspondientes a cada uno de los ambientes. Esto sugiere distintos mecanismos de propagación en cada ambiente.

Abstract.- Fatigue tests have been performed in 7017-T651 aluminium alloy in both moist air and high vacuum. A sudden change in crack velocity has been clearly noticed when passing from air to a vacuum about 10^{-4} torr, being the velocity in vacuum about three times less than in air. It has also been realized a clear difference between both zones in the fractographic surface, corresponding to the different environments used. This implies the different mechanisms involved in fracture in both zones.

1. INTRODUCCION

En esta comunicación se describe un estudio experimental de la propagación de fisuras subcríticas por fatiga en la aleación de aluminio 7017-T651, en dos ambientes: el aire del laboratorio con aproximadamente un 60% de humedad relativa y un vacío del orden de 10^{-4} torr.

Estos ensayos se han realizado para tratar de comprender mejor el fenómeno de la Corrosión-Fatiga en esta aleación. Este es un problema importante ya que medios aparentemente inocuos, tales como el aire del laboratorio, dan lugar a un considerable aumento de la velocidad de propagación de las fisuras por fatiga en relación a medios inertes, tales como un vacío elevado [1]. A diferencia de la corrosión bajo tensión, que sólo se suele dar para una combinación determinada de material y medio ambiente; cualquier material en cualquier ambiente no inerte

es susceptible de presentar el fenómeno de la corrosión-fatiga, entendiéndose como tal una aceleración de la velocidad de crecimiento de las fisuras respecto a un ambiente inerte [1].

El fenómeno de la corrosión-fatiga no consiste simplemente en la degradación química del material acompañada por la fisuración debida a la fatiga mecánica, sino que es algo más grave y difícil de tratar debido a la interacción sinérgica de ambos mecanismos. Se han postulado varios modelos para tratar de explicar el fenómeno, como el de Wei [1, 2], el de Speidel [3] y el Holroyd [4] entre otros. Se trata básicamente de modelos de superposición en los que hay varios términos, de los cuales unos corresponden a la fatiga pura, otros a la corrosión bajo tensión y otros son términos de interacción [2].

El objeto de estos ensayos es tratar de esclarecer la influencia de la humedad del aire en la propagación de las fisuras en esta aleación, así como tratar de comprobar si es posible aplicar alguno de los modelos teóricos anteriormente señalados a nuestro material.

Para tratar de conseguir los objetivos propuestos, hemos realizado en primer lugar ensayos de propagación de fisuras con la aleación 7017-T651 conforme a la norma ASTM E-647. Se han usado dos ambientes: aire y vacío de 10^{-4} torr y se ha comparado la velocidad de propagación de las fisuras en ambos, notándose un brusco descenso en esta magnitud al pasar de aire a un vacío elevado en la misma probeta.

2. MATERIAL UTILIZADO

Se ha utilizado la aleación de aluminio 7017 con el tratamiento térmico T651, suministrada en forma de plancha de 30 mm de espesor.

TABLA 1. Composición química.

Zn	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zr	Ti	Ni	Al
4.91	2.4	0.23	0.09	0.30	0.17	0.12	0.13	0.04	0.01	resto

El tratamiento T651 consiste en un proceso de solubilización de todos los componentes, seguido de un estiramiento hasta el 2% de deformación y posterior envejecido para conseguir la adecuada dispersión de precipitados.

La microestructura resultante es altamente anisótropa debido al proceso de laminación, con una estructura de tipo hojaldrado y granos alargados en la dirección de laminación. Este hecho condiciona sobremedida las propiedades mecánicas, que son muy sensibles a la orientación. Así, la dirección transversal corta (ST) es la más débil en cuanto a las propiedades de fatiga, dado que si aplicamos carga en dicha dirección, se produce una rápida propagación de la fisura según la dirección de laminación (L), y ésta es la que se ha estudiado.

Las características mecánicas de la aleación son:

TABLA 2. Características Mecánicas.

E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_R (MPa)	alargamiento (% sobre 10 mm)	R.A. (%)
62.8	397	461	8.5	16.6

La tenacidad de fractura para la configuración ST-L (solicitación en la dirección transversal corta ST y propagación según la dirección de laminación L), determinada según la norma ASTM E-399, es $K_{IC} = 27.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Todos los datos mencionados sobre la aleación utilizada se han tomado de [5].

El tipo de probeta empleada en el ensayo es la DCB (doble viga empotrada), cuyas dimensiones y orientación respecto a la plancha de partida se muestran en la Fig. 1.

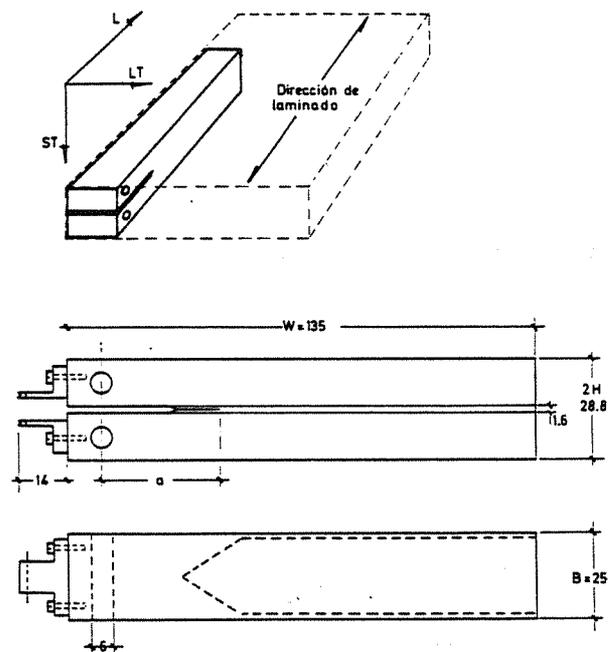


Fig. 1.- Orientación y dimensiones de las probetas en mm.

En las probetas se realiza una entalla longitudinal con un disco circular de ángulo 60° y con una profundidad de aproximadamente 1.25 mm. Esta entalla, que aparece en el dibujo, se realiza en ambas caras, y ayuda a que la fisura no se salga del plano por que queremos que se propague.

La expresión empleada para el factor de intensidad de tensiones está tomada de Hyatt [6],

$$K_I = \frac{2 P}{B \cdot H^{3/2}} [3(a+0.6 H)^2 + H^3]^{1/2} \quad (1)$$

siendo P la carga aplicada, H la mitad del canto, a la profundidad de la fisura (medida desde el eje de carga) y B la anchura de la probeta, efectuando una corrección debido a la entalla longitudinal:

$$B = \sqrt{B_1 \cdot B_0} \quad (2)$$

donde B_1 es la anchura sin entalla y B_0 la anchura con la entalla.

3. METODO EXPERIMENTAL

3.1. Ensayos en el aire

Se ha utilizado para todos los ensayos una máquina servohidráulica INSTRON modelo 8501, a la que se acoplaban las fijaciones pertinentes para las probetas. Los ensayos se llevaban a cabo en control de carga según el siguiente esquema.

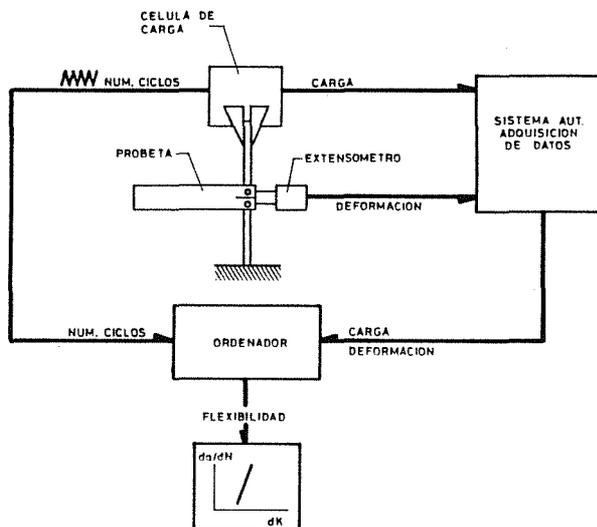


Fig. 2.- Esquema del ensayo en aire.

Las medidas se realizaron siguiendo la norma ASTM E-647 [7]. Conforme a dicha norma, antes de comenzar el ensayo propiamente dicho, se realizaba una prefisuración por fatiga en la probeta, que ya estaba entallada, hasta obtener una fisura de partida lo suficientemente plana y aguda. Una vez conseguido esto, propagábamos la fisura por fatiga con amplitud de cargas constante, usando una onda triangular de 10 Hz y una relación $R = 0.5$ para todas las medidas.

Para poder obtener tanto la velocidad de crecimiento de la grieta (da/dN) como la oscilación del factor de intensidad de tensiones (dK), necesitábamos conocer los valores de la longitud de fisura (a) en función del número de ciclos (N), en una serie de puntos para un valor determinado de la amplitud de cargas.

En nuestro caso, se usó un método de flexibilidad para calcular la longitud de la fisura. Hay una expresión teórica que relaciona la flexibilidad con la longitud de fisura para este tipo de probeta en Hyatt [6]:

$$C = \frac{2}{3EI} [(a+0.6H)^3 + H^2 \cdot a] \quad (3)$$

donde E es el módulo de Young, I el momento de inercia de uno de los brazos = $(BH^3/12)$, H la mitad del canto, B la anchura de la probeta y a la longitud de

fisura. Entonces C es la flexibilidad que se define así:

$$C = \frac{v}{P} \quad (4)$$

donde v es el desplazamiento total de los dos brazos en el punto de carga y P es la carga aplicada.

En nuestro caso, colocábamos un extensómetro dinámico en el extremo de la probeta acoplado en unas piezas diseñadas al efecto que se observan en la Fig. 1, por lo que el desplazamiento medido por el extensómetro no coincidía con el desplazamiento de los brazos en el punto de aplicación de la carga. Ahora bien, existe una relación entre ambos valores que es:

$$\frac{v}{a} = \frac{\Delta}{a+d} \quad (5)$$

donde Δ es el desplazamiento medido por el extensómetro y d la distancia de las cuchillas del extensómetro al punto de carga, y a la profundidad de fisura. Por tanto, de (3) y (4):

$$C = \frac{v}{P} = \frac{\Delta}{P} \left(\frac{a}{a+d} \right) = C_{ex} \left(\frac{a}{a+d} \right) \quad (6)$$

donde C_{ex} es el cociente entre el desplazamiento medido por el extensómetro y la carga aplicada.

Así pues de (5) y (2):

$$C_{ex} = \left(\frac{a+d}{a} \right) \frac{2}{3EI} [(a+0.6H)^3 + H^2a] \quad (7)$$

Al cabo de varios ensayos, nos dimos cuenta de que (6) no se cumplía como deseábamos en nuestras probetas, por lo que decidimos hacer una curva de calibración experimental $C_{ex} = f(a)$. Para ello tomamos dos probetas, y a la vez que realizábamos el ensayo de crecimiento de fisuras por fatiga, tomábamos algunos puntos de referencia en los que medíamos C_{ex} realizando una rampa de carga-descarga. El frente de propagación en ese instante se marcaba cambiando las condiciones de fatiga, y una vez rota la probeta, se examinaba la superficie de fractura en un proyector de perfiles y se medían los frentes de grieta marcados. De este modo se conseguían parejas de puntos C_{ex}/a , que nos permitieron realizar la curva de calibración que se muestra en la fig.3.

Ajustando los puntos experimentales por medio de un polinomio de orden tres, se obtiene la siguiente dependencia de la longitud de la fisura con C_{EX} :

$$a = P_0 + P_1 \cdot C_{EX} + P_2 \cdot C_{EX}^2 + P_3 \cdot C_{EX}^3 \quad (8)$$

donde:

$$\begin{aligned} P_0 &= 11.460884 & P_2 &= -87489144 \\ P_1 &= 119563.55 & P_3 &= 2.6398783 \cdot 10^{10} \end{aligned}$$

a es la profundidad de la fisura en mm y C_{EX} (en mm/N) es el cociente entre el

desplazamiento de las cuchillas del extensómetro y la carga aplicada.

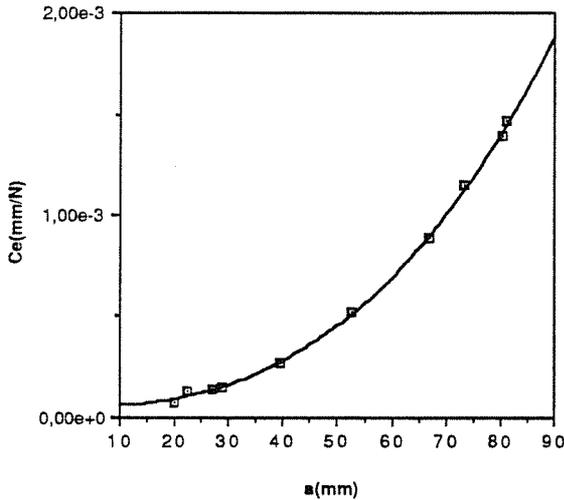


Fig. 3.- Curva experimental de calibración.

De este modo, una vez hallada una expresión satisfactoria para calcular la profundidad de fisura, el ensayo se llevaba a cabo haciendo crecer la fisura un cierto número de ciclos por fatiga bajo amplitud de cargas constante, y entonces se paraba el ensayo y se realizaba una rampa cuasiestática carga-descarga, para hallar el valor de C_{ex} correspondiente a ese número de ciclos. Los datos se recogían a través de un Sistema de Adquisición de Datos y se almacenaban en un ordenador, proporcionándonos el valor requerido, y así sucesivamente. Hay que reseñar que las interrupciones eran siempre cortas (nunca más de 5 minutos), siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E-647 para que no se produjesen retardos en la propagación de las fisuras.

3.2. Ensayos en vacío

Para poder realizar ensayos mecánicos con un control preciso del medio ambiente que rodea a la probeta, se diseñó y fabricó una cámara construida enteramente en acero inoxidable, acoplable a la máquina de ensayos. En la cámara, aparte de las tomas para las bombas de vacío y los medidores, hay un pasamuros de corriente que transmite las señales eléctricas del extensómetro, que se encuentra acoplado a la probeta dentro de la cámara.

Para hacer vacío se emplearon una bomba rotatoria de dos etapas y un conjunto rotatoria-difusora, encontrándose más adecuada la primera, debido a su alta velocidad de aspiración. Con esta bomba, se llega a un vacío medido en la cámara (con un medidor Penning) del orden de 10^{-4} torr.

Los ensayos se llevan a cabo de una forma análoga a los realizados en aire, con la dificultad añadida de alcanzar y mantener el vacío deseado a lo largo del ensayo, según el siguiente esquema:

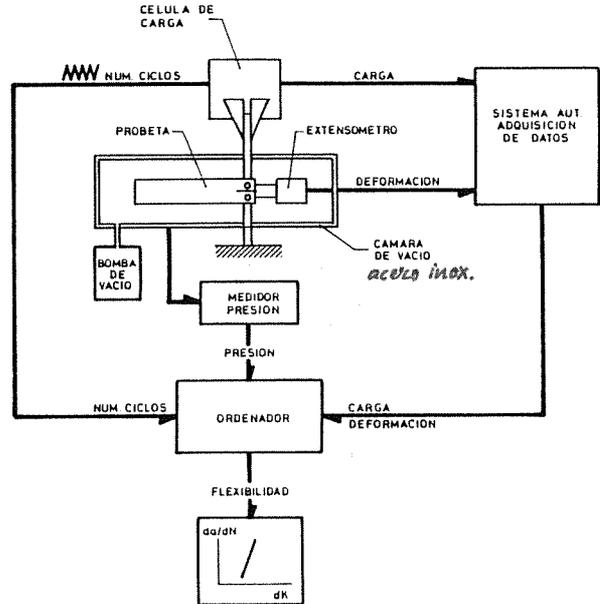


Fig. 4.- Esquema del ensayo en vacío.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

En la Fig. 5 se muestran los resultados obtenidos en esta experimentación con la aleación 7017-T651, junto con otros datos recopilados para la aleación 7075-T651, de la misma serie y tratamiento térmico, en aire [9] y en un ambiente inerte (N_2 gaseoso) [10].

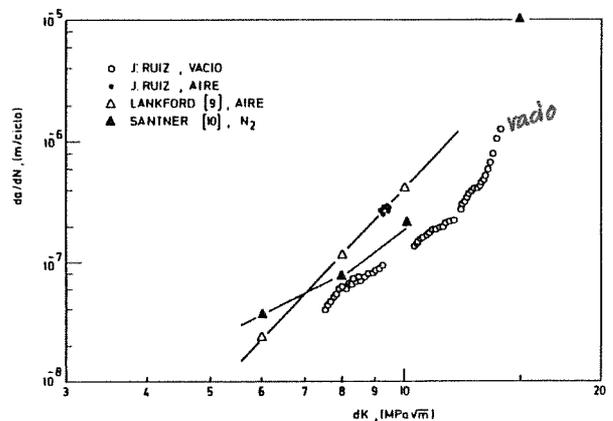


Fig. 5.- Resultados de los ensayos en aire y en vacío (7017-T651) y comparación con otros datos en aire y en N_2 gaseoso (7075-T651).

Se puede apreciar que el acuerdo entre los resultados es bueno, aunque hay que

tener en cuenta que se trata de dos aleaciones un poco diferentes y que los ensayos no están realizados en las mismas condiciones de relación de carga y frecuencia, aunque son orientativos. Por otra parte, los puntos obtenidos por nosotros en aire aún son muy pocos para poder afirmar si el acuerdo es bueno, aunque para estos primeros puntos sí que lo es.

En la Fig. 6 se refleja el brusco cambio que tuvo lugar en la velocidad de crecimiento de la grieta al pasar de aire a un vacío de 10^{-4} torr.

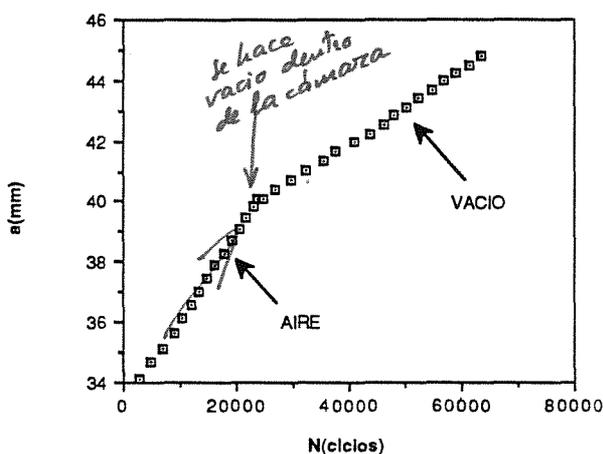


Fig. 6.- Velocidad de crecimiento de la grieta en aire y en vacío.

Es muy notoria la diferencia entre la velocidad de crecimiento de las fisuras en aire y en vacío, observándose en la Fig. 6 que dicha velocidad es tres veces menor en vacío que en aire para una misma probeta. Este hecho coincide con lo que señalan otros estudios publicados [8].

Los resultados obtenidos en vacío nos permiten disponer de una curva patrón a la que referir resultados obtenidos en medios agresivos, en concreto aire con distintos contenidos de humedad.

La morfología de la superficie de fractura muestra también una clara diferencia al pasar de aire a vacío. En vacío, se observan facetas muy agudas superpuestas sobre un fondo predominantemente uniforme. En aire, sin embargo, la superficie de fractura es mucho más suave y regular en apariencia. Sin embargo, a mayores aumentos, se observan en aire pequeñas estrias de fatiga distribuidas de modo uniforme. En vacío, dichas estrias son más difíciles de ver, pues están menos marcadas. Estas observaciones coinciden con otros estudios para aleaciones de la misma serie [9].

El trabajo a desarrollar en el futuro con esta aleación consiste en realizar más ensayos de fatiga tanto en aire como en vacío a distintas frecuencias y con $R = 0.1$, así como ensayos de corrosión bajo tensión para tratar de explicar los resultados de corrosión-fatiga según alguno de los modelos existentes.

5. AGRADECIMIENTOS

Queremos hacer constar nuestra gratitud a la Industria Española del Aluminio S.A. por su permiso para publicar esta comunicación, así como a la Dra. Consuelo García Cordovilla (INESPAL), que nos facilitó el material, y al Dr. Oscar Ruano (CENIM) por la ayuda prestada en la fabricación de la cámara de vacío.

Queremos también agradecer a la CICYT por la financiación parcial de esta investigación a través del proyecto PC85-0096-C01-01, y por la beca de F.P.I. concedida a uno de nosotros (J.R.).

7. REFERENCIAS

- [1] Elices, M. y Sánchez Gálvez, V. (1990) "Corrosión-Fatiga" en Corrosión. Últimas Tendencias, (Feliu, S. y Andrade, M., Eds.), Publicaciones del CSIC.
- [2] Elices, M. (1989) "Mecánica de la Fractura: Fisuras Subcríticas", Publicaciones de la E.T.S. Ingenieros de Caminos, Madrid.
- [3] Speidel, M.O. (1974) "FCFG in High Strength Aluminum Alloys with and without Susceptibility to SCC" 5th. Int. Congress on Metallic Corrosion, pp. 439-442.
- [4] Holroyd, N.J.H. y Hordie, D. (1984) "Corrosion Fatigue of 7000 Series Aluminum Alloys" ASTM STP 821, pp. 534-547.
- [5] Caballero, L., García Cordovilla, C., Pamies, A., Sánchez Gálvez, V., Louis, E. y Elices, M. (1989) "Susceptibilidad de la Aleación AA 7017 a la CBT: Influencia del Tipo de Ensayo y del Tipo de Probeta" Anales de Mecánica de la Fractura, 6, pp. 37-43.
- [6] Hyatt, M.V. (1970) "Use of Precracked Specimens in Stress Corrosion Testing of High Strength Aluminum Alloys" Corrosion-NACE, 26, pp. 487-503.
- [7] ASTM E-647 (1981) "Standard Test Method for Constant-Load-Amplitude FCGR above 10^{-8} m/cycle".

-
- [8] Grinberg, N.M. (1982) "The Effect of Vacuum on Fatigue Crack Growth" *Int. J. Fatigue*, **4**, pp. 83-95.
- [9] Lankford, J. y Davidson, D.L. (1983) "Fatigue Crack Micro-mechanisms in Ingot and Powder Metallurgy 7xxx Aluminum Alloys in Air and Vacuum" *Acta Metall.*, **31**, pp. 1273-1284.
- [10] Santner, J.S. y Kumar, M. (1983) "Corrosion-Fatigue Crack Propagation Rates in Commercial 7075 and P/M x7091 Aluminum Alloys" *ASTM STP 801*, pp. 229-255.

LA TOPOGRAFIA T.T.S. COMO ZONA ASOCIADA A FENOMENOS DE FRAGILIZACION POR HIDROGENO

Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M.

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

Resumen.- En este artículo se pone de manifiesto la existencia de un nuevo modo microscópico de fractura no convencional: la zona T.T.S. (*Tearing Topography Surface*), asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno. El estudio experimental incluye ensayos de fractura en ambiente agresivo sobre muestras fisuradas y entalladas, con diferentes condiciones electroquímicas y velocidades de sollicitación. Los resultados experimentales muestran relaciones fenomenológicas entre el tamaño de la zona T.T.S. y variables como el potencial electroquímico, el factor de intensidad de tensiones máximo de fisuración (muestras fisuradas), el tiempo hasta rotura y la geometría. En el estudio teórico se propone un nuevo modelo de difusión de hidrógeno en metales, que permite explicar desde el punto de vista teórico las relaciones fenomenológicas entre el tamaño de la zona T.T.S. y las variables de ensayo.

Abstract.- In this paper the existence of a new microscopical -non conventional- fracture mode: the T.T.S. zone (*Tearing Topography Surface*), associated with hydrogen embrittlement phenomena, is pointed out. The experimental study includes fracture tests under aggressive environment on cracked and notched samples, with different electrochemical conditions and loading rates. The experimental results show phenomenological relations between the T.T.S. size and variables as the electrochemical potential, the maximum stress intensity factor during precracking (cracked samples), the time to rupture and the geometry. In the theoretical study a new hydrogen diffusion model is proposed which lets explain -from the theoretical point of view- the phenomenological relations between the T.T.S. size and the test variables.

1. INTRODUCCION

En el estudio de la fractura en ambiente agresivo es de primordial importancia el análisis fractográfico de las superficies de rotura, con el fin de clarificar los micromecanismos físicos que han conducido a la situación crítica y, a ser posible, delimitar la zona de aplicación del criterio de fractura. Tradicionalmente se han distinguido cuatro *modos microscópicos de fractura*: intergranular, clivaje, cuasi-clivaje y crecimiento + coalescencia de microhuecos. La investigación que aquí se presenta pone de manifiesto la existencia de un nuevo modo microscópico de fractura: la zona T.T.S. (*Tearing Topography Surface*), asociada a procesos de fragilización por hidrógeno. Su importancia radica no sólo en su carácter innovador desde el punto de vista experimental, sino también en las importantes consecuencias de orden teórico que de su estudio se extraen.

La topografía T.T.S. aparece ya en las investigaciones de Thompson y Chesnutt [1], y de Costa y Thompson [2], en las cuales únicamente se estudia el aspecto microscópico de la nueva zona de fractura. Lancha [3] y Toribio [4, 5] encontraron topografía T.T.S. en sus investigaciones sobre fragilización por hidrógeno en muestras fisuradas y entalladas, respectivamente. Investigaciones posteriores permitieron encontrar relaciones fenomenológicas entre el tamaño de la zona T.T.S. y el potencial electroquímico o la carga de fisuración previa por fatiga en muestras fisuradas [6, 7, 8]. Asimismo se descubrió la relación entre la profundidad T.T.S. y el tiempo hasta rotura o la geometría en probetas entalladas [9, 10, 11], demostrándose la importancia de la difusión como mecanismo de transporte de hidrógeno en metales [12] y llegándose a la formulación cinemática de un criterio de fractura en ambiente agresivo [13].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El estudio experimental comprende la realización de ensayos de fractura en ambiente agresivo a velocidad de deformación constante sobre muestras fisuradas y entalladas. Se han utilizado diferentes potenciales electroquímicos y diversos valores de pH, así como un amplio abanico de velocidades de deformación.

El plan de ensayos sobre muestras fisuradas se ha llevado a cabo utilizando un acero eutectoide ferrítico-perlítico (Acero 1). La composición química y las propiedades mecánicas se han resumido en las Tablas 1 y 2.

TABLA 1. Composición química (Acero 1)

C%	Mn%	Si%	P%	S%
0.74	0.70	0.20	0.016	0.023

TABLA 2. Propiedades mecánicas (Acero 1)

E GPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_{max} MPa	$\epsilon(\sigma_{max})$ %
195	725	1300	8

La geometría consistió en un cilindro con una fisura de borde tipo lúnula (Fig. 1) de 12 mm de diámetro y de profundidad $a = 4 \pm 0.2$ mm.

Las probetas fueron ensayadas en ambiente agresivo a velocidad de deformación constante de $8.3 \cdot 10^{-8}$ m/s, de acuerdo con la experiencia previa [14]. Los pH de la solución (1 g/l de $Ca(OH)_2$ + 0.1 g/l de $NaCl$ + HCl) fueron 4, 8 y 12.5. Los ensayos se realizaron a potencial constante, cubriendo un amplísimo rango desde el valor $E = -100$ mV E.C.S. (anódico) hasta el valor $E = -1200$ mV E.C.S. (catódico). El esquema de montaje aparece en la Fig. 2.

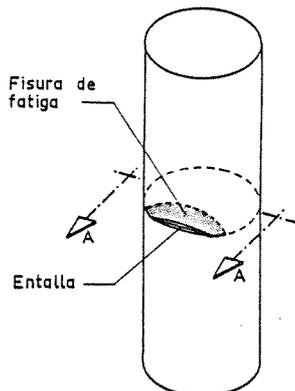


Fig. 1.- Muestra fisurada.

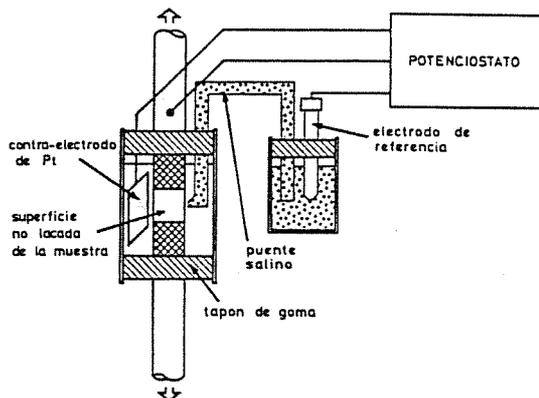


Fig. 2.- Dispositivo experimental.

Para estudiar la severidad de la pre-fisuración por fatiga se adoptaron diferentes valores para la carga de fisuración: ($K_{max} = 0.28, 0.45, 0.60$ y $0.80 K_C$) donde K_C representa la tenacidad de fractura del material ($K_C = 53$ MPa $m^{1/2}$).

El plan de ensayos sobre muestras entalladas se ha realizado también sobre un acero eutectoide ferrítico-perlítico (Acero 2). La composición química y las propiedades mecánicas se han resumido en las Tablas 3 y 4.

TABLA 3. Composición química (Acero 2)

C%	Mn%	Si%	P%	S%
0.85	0.60	0.26	<0.01	<0.03

TABLA 4. Propiedades mecánicas (Acero 2)

E GPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_{max} MPa	$\epsilon(\sigma_{max})$ %
199	600	1151	6.1

Se eligieron cuatro geometrías de probetas axilsimétricas entalladas circularmente, con diversos radios y profundidades de entalla, como puede verse en la Fig. 3, donde D es el diámetro de la probeta, de valor 11.25 mm en todas las muestras. Todos los ensayos con probetas entalladas, con 31 en total, se realizaron al potencial catódico de -1200 mV E.C.S. y $pH = 12.5$, velocidades de sollicitación comprendidas entre 10^{-10} y $2 \cdot 10^{-6}$ m/s.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

La severidad de cada ensayo se ha medido a través del cociente entre la carga de rotura en ambiente agresivo (F_R) y la carga de rotura en aire (F_0), obtenida realizando, para cada geometría, dos ensayos en aire [3, 4].

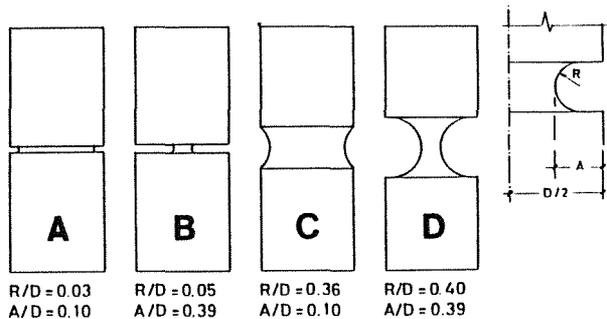


Fig. 3.- Muestras entalladas.

La Fig. 4 ofrece los resultados experimentales sobre probetas fisuradas. Cabe extraer las siguientes consecuencias:

- Existen dos regiones de potencial que conducen a la rotura por corrosión bajo tensión, separadas por otra zona de potenciales donde el fenómeno es menos intenso, denominándose régimen catódico al que se produce a potenciales más negativos y régimen anódico al correspondiente a potenciales menos negativos.

En la región catódica el fenómeno es de fragilización por hidrógeno. En la región anódica el proceso es menos claro y, aunque predomina la disolución anódica, puede coexistir también la fragilización por hidrógeno [15].

- El efecto de la carga máxima de fisuración por fatiga es similar para los tres valores de pH: la corrosión bajo tensión (disolución anódica o fragilización por hidrógeno) aumenta al disminuir las cargas de fisuración, lo cual hace pensar en la importancia que tienen las tensiones residuales compresivas producidas junto a la punta de la fisura durante la prefisuración de las muestras por fatiga.

La Fig. 5 muestra los resultados experimentales con probetas entalladas. Al ser geometrías con distinto radio y profundidad en el fondo de la entalla los estados tensionales en las proximidades de dicho fondo son muy distintos, y el estudio servirá para conocer la influencia del estado tensional en la fragilización por hidrógeno. El análisis de los resultados permite afirmar lo siguiente:

- La característica común a las cuatro geometrías es que la severidad del ensayo depende de la velocidad de sollicitación \dot{u}_R : el daño producido por el ambiente agresivo -en este caso fragilización por hidrógeno al ser régimen catódico- es mayor cuanto menor es la velocidad de sollicitación.

- Para valores muy bajos de la velocidad de sollicitación (ensayos cuasi-es-

táticos), la carga de rotura alcanza un valor asintótico correspondiente a fragilización máxima. A partir de este valor, y para velocidades menores, el daño producido por el hidrógeno -fragilización- no depende de la velocidad de sollicitación sino únicamente del estado tensional en las proximidades del fondo de la entalla y, por tanto, de la geometría.

- Para valores muy altos de la velocidad de sollicitación (ensayos ultra-rápidos), la carga de rotura alcanza también un valor límite correspondiente a fragilización mínima. Es importante resaltar que este valor difiere sustancialmente del valor de la carga de rotura en aire, lo cual indica que, aún en ensayos de duración muy breve, el daño producido por el hidrógeno -fragilización- es considerable. La consecuencia inmediata es que la absorción (interna) del hidrógeno adsorbido (en superficie) es prácticamente instantánea.

Por último se realizó un exhaustivo estudio fractográfico de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido. A efectos del presente trabajo únicamente interesa la región catódica de potenciales. Referencias sobre la región anódica se encuentran en Lancha [3] y Lancha y Elices [6].

El análisis fractográfico de todas las muestras (fisuradas en régimen catódico y entalladas) ofrece siempre el mismo aspecto general: la fractura se inicia siempre en una pequeña región situada junto al fondo de la fisura o entalla donde la topografía microscópica de fractura puede clasificarse como T.T.S. (*Tearing Topography Surface*), a partir de las investigaciones de Thompson y Chesnut [1], y Lancha [3]. Dicha topografía de fractura, que aparece en la Fig. 6, es un modo microscópico de fractura no convencional, del cual únicamente se encuentran referencias sobre el aspecto microscópico [1, 2], siendo las investigaciones de los autores [3, 4, 5] las primeras que plantean relaciones fenomenológicas entre la zona T.T.S. y las variables de ensayo, explicadas a la luz de un modelo de difusión de hidrógeno.

La zona T.T.S. es el área donde se inicia la fractura (zona crítica). En el resto de la sección de rotura la topografía microscópica de fractura es del tipo cuasi-clivaje. En la Fig. 7 se han esquematizado todas las secciones de fractura obtenidas en probetas fisuradas y entalladas. En las muestras fisuradas la zona T.T.S. tiene forma de banda estrecha paralela al fondo de la fisura, algo más ancha en los bordes (lugares por donde penetra el hidrógeno). Las probetas entalladas de geometrías A y C presentan siempre una zona T.T.S. con

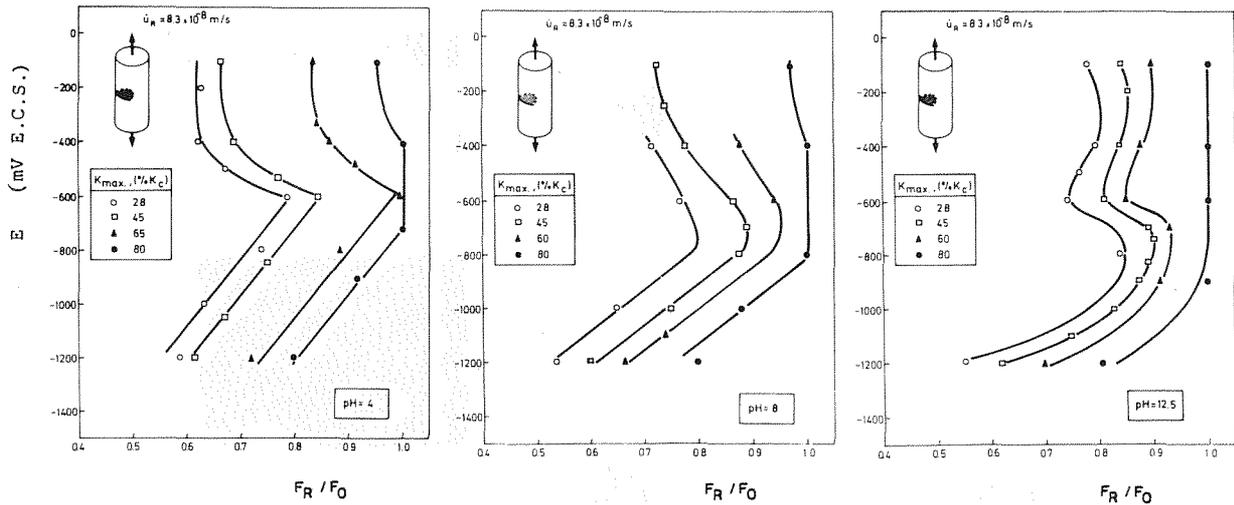


Fig. 4.- Resultados experimentales (muestras fisuradas).

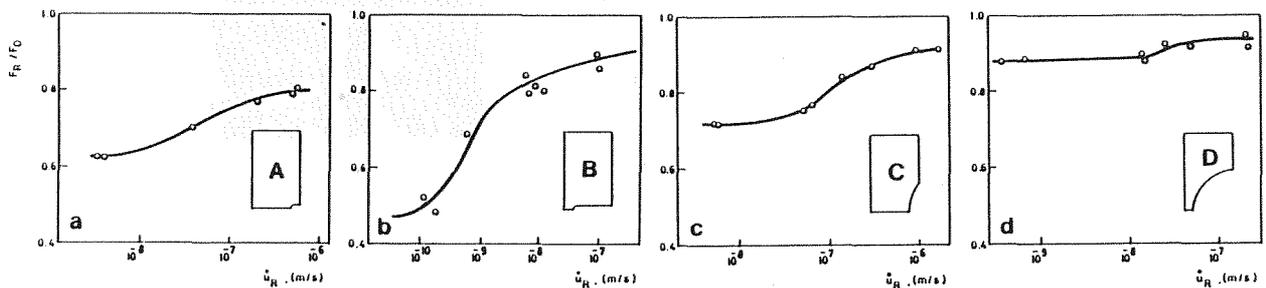


Fig. 5.- Resultados experimentales (muestras entalladas).

forma de lúnula, situada junto al fondo de la entalla. Para las geometrías B y D la zona T.T.S. tiene forma de anillo circunferencial de finísimo espesor (caso de ensayos de corta duración), o de lúnula irregular con bordes anchos (caso de ensayos de larga duración). En todos los casos se ha medido la profundidad de la región T.T.S., denominada X_{TTS} , medida siempre respecto al fondo de la fisura o entalla y en dirección perpendicular.

4. ESTUDIO FENOMENOLOGICO

A continuación se realiza un estudio fenomenológico para conocer las relaciones entre el tamaño de la zona T.T.S. y las principales variables de ensayo: el potencial electroquímico, la carga máxima de fisuración por fatiga, el tiempo hasta rotura y la geometría. Dichas relaciones se explicarán en el epígrafe siguiente a partir de un modelo de fisuración de hidrógeno.

La Fig. 8 muestra la relación entre la profundidad T.T.S. y el potencial ($K_{max} = 0.45 K_C$; muestras fisuradas). La zona T.T.S. se hace más grande cuando el potencial se hace más catódico (más negativo), alcanzando un valor máximo para el potencial $E = -1200$ mV E.C.S.

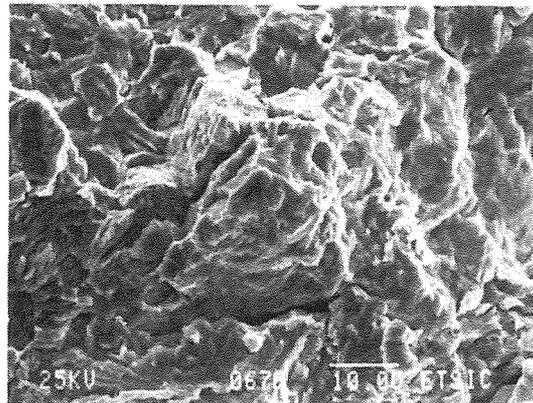


Fig. 6.- Topografía microscópica TTS (Tearing Topography Surface).

En la figura Fig. 9 se ha representado el tamaño de la región T.T.S. en función de la carga máxima de fisuración por fatiga ($E = -1200$ mV E.C.S.; muestras fisuradas). La profundidad T.T.S. disminuye claramente al aumentar la carga máxima de fisuración.

En cualquier caso, la profundidad de la zona T.T.S. no depende fuertemente del pH en la región catódica de potenciales.

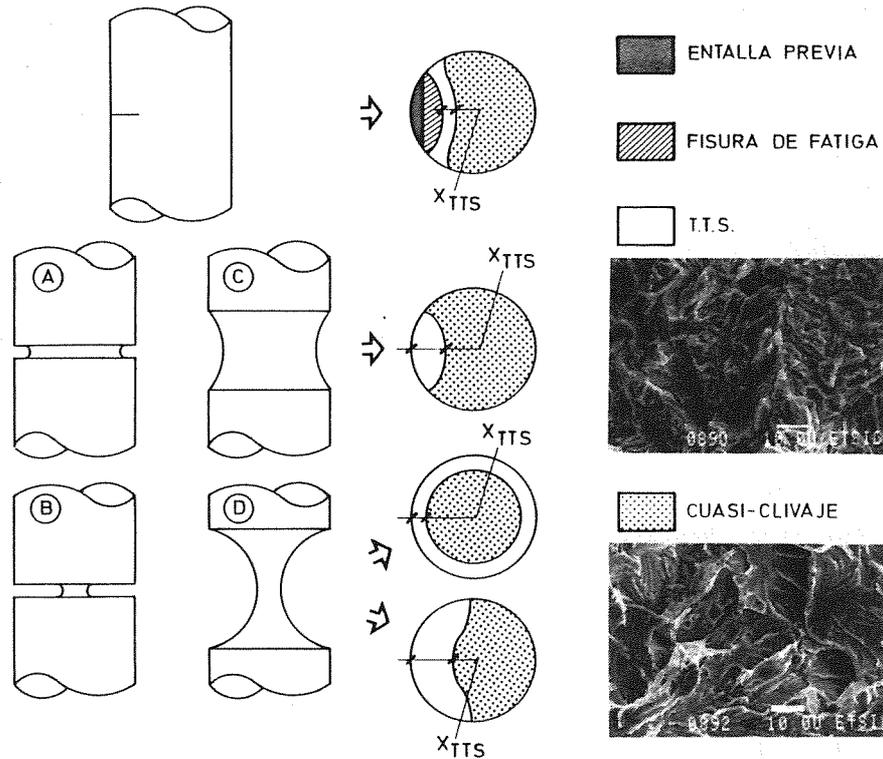


Fig. 7.- Superficies de fractura.

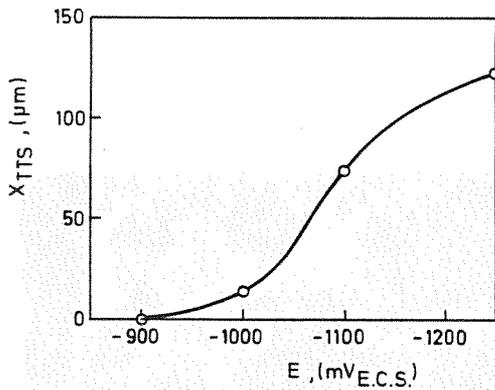


Fig. 8.- Relación entre la profundidad TTS y el potencial (muestras fisuradas, $K_{max} = 0.45 K_C$).

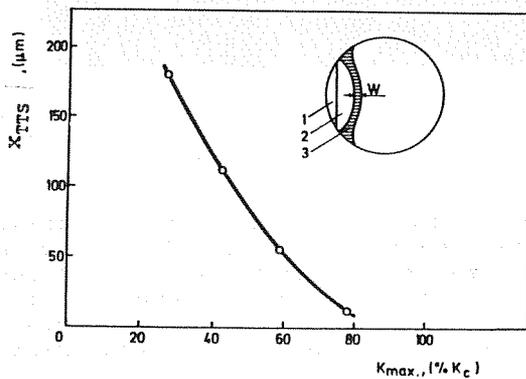


Fig. 9.- Relación entre la profundidad TTS y la carga de fisuración por fatiga (muestras fisuradas, $E = -1200$ mV E.C.S.).

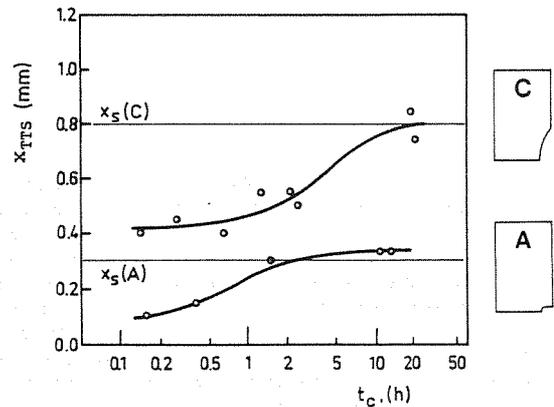


Fig. 10.- Relación entre la profundidad TTS y el tiempo hasta rotura (muestras entalladas A y C).

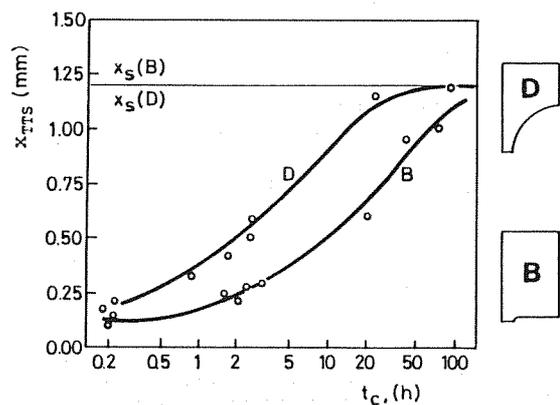


Fig. 11.- Relación entre la profundidad TTS y el tiempo hasta rotura (muestras entalladas B y D).

Las Figs. 10 y 11 muestran la relación entre el tamaño T.T.S. y el tiempo hasta rotura. Se observa que la profundidad de la zona T.T.S. aumenta al aumentar la duración de ensayo, alcanzando valores límites por la izquierda y por la derecha en función del tipo de geometría.

El valor límite por la izquierda corresponde a ensayos de duración muy breve o velocidad de deformación muy alta (ensayos ultra-rápidos). Representa el mínimo efecto fragilizador del hidrógeno, función del tipo de geometría. Puede escribirse:

$$\lim_{t_c \rightarrow 0} x_{TTS} = \lim_{\dot{\epsilon} \rightarrow \infty} x_{TTS} = x_0 \quad (1)$$

donde t_c es el tiempo hasta rotura, $\dot{\epsilon}$ la velocidad de deformación y x_0 el mínimo valor T.T.S., función de la geometría:

$$x_0 = x_0(\text{geometría}) \quad (2)$$

El valor límite por la derecha (valor asintótico) corresponde a ensayos de muy larga duración o velocidad de deformación muy lenta (ensayo cuasi-estático). Representa el máximo efecto fregilizador del hidrógeno. Matemáticamente:

$$\lim_{t_c \rightarrow \infty} x_{TTS} = \lim_{\dot{\epsilon} \rightarrow 0} x_{TTS} = x_s \quad (3)$$

El valor límite x_s coincide precisamente con la profundidad del punto de tensión hidrostática máxima que -como ha demostrado Toribio [4]- es una característica de la geometría, y no cambia con el proceso de carga.

$$x_s = x_s(\text{geometría}) \quad (4)$$

5. ANALISIS TEORICO

En este apartado se explican las relaciones fenomenológicas entre el tamaño de la zona T.T.S. y las cuatro variables de ensayo (potencial, carga de fisuración, tiempo hasta rotura y geometría), planteando un modelo de difusión de hidrógeno basado tanto en la concentración como en el estado tensional en las proximidades del fondo del defecto (fisura o entalla). El planteamiento de este modelo, además de explicar por qué se producen los fenómenos mencionados en el punto 4 de este artículo, contribuye a realizar la importancia de la topografía T.T.S. como zona asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno. La **región T.T.S.** representa, desde el punto de vista fenomenológico, la **zona dañada** o **zona de proceso**; desde el punto de vista de la fractura, la **zona crítica** o **zona de fractura**.

El estudio de la fragilización por hidrógeno desde el punto de vista matemático requiere dilucidar cuál es el mecanismo fundamental de transporte de hi-

drógeno en metales: difusión o transporte por movimientos de dislocaciones. En investigaciones anteriores, Toribio y Elices [12], a partir del análisis de la extensión de zona T.T.S. y de la zona plástica, han demostrado que la difusión es el principal mecanismo de transporte de hidrógeno en metales.

Las hipótesis de partida del modelo son las siguientes:

- 1) El transporte de hidrógeno se produce por difusión, de acuerdo con [12], aunque el coeficiente de difusión puede depender de la temperatura [16], la concentración de trampas [17], el contenido de sulfuros [18] o la presión de hidrógeno [19].
- 2) La absorción del hidrógeno adsorbido es instantánea, lo cual supone que la condición de contorno para el problema de la difusión se alcanza de forma inmediata. La evidencia experimental que sustenta esta hipótesis son los ensayos ultra-rápidos, en los cuales el daño producido por el hidrógeno es apreciable.
- 3) La presencia del hidrogeno no modifica la ecuación constitutiva del material, y por tanto no altera el estado tensional en el metal. Esta hipótesis es válida para bajas presiones de hidrógeno, como es el caso de los ensayos de polarización catódica.

Las ecuaciones de la difusión, desarrolladas por Van Leeuwen [20] y Astiz [21, 22, 23] son las ecuaciones de Fick modificadas para tener en cuenta la influencia del estado tensional en la difusión. El vector densidad de flujo depende del gradiente de concentración y del gradiente de tensión hidrostática:

$$\mathbf{J} = -D^* \text{grad } c + Mc \text{ grad } \sigma \quad (5)$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D^* \Delta c - M \text{ grad } c \cdot \text{grad } \sigma - Mc \Delta \sigma \quad (6)$$

donde c es la concentración de hidrógeno, t el tiempo, \mathbf{J} el vector densidad de flujo, σ la tensión hidrostática, D^* el coeficiente de difusión y M un segundo coeficiente función del anterior:

$$M = \frac{D^* V^*}{RT} \quad (7)$$

siendo V^* el volumen parcial molar de hidrógeno, R la constante de los gases perfectos y T la temperatura absoluta.

La condición de contorno para borde de metal en contacto con hidrógeno es:

$$c_T = c_0 \exp\left(\frac{V^* \sigma}{RT}\right) \quad (8)$$

distribución de Boltzmann donde c_0 es la concentración de equilibrio hidrógeno-metal en ausencia de tensión, obtenible

por consideraciones termodinámicas [24]. La ecuación (8) representa también la solución estacionaria al problema de la difusión: en este caso la concentración de hidrógeno es función unívoca de la tensión hidrostática.

Considerando la región T.T.S. como zona dañada o zona de proceso en el fenómeno de la fragilización por hidrógeno, su tamaño será función creciente de la concentración media de hidrógeno en esa zona:

$$x_{TTS} = x_{TTS}(c) \quad \text{creciente} \quad (9)$$

Teniendo en cuenta que la concentración media de hidrógeno en la zona T.T.S. es función creciente de la concentración en el contorno c_T y ésta depende, también de forma creciente, del carácter negativo o catódico del potencial electroquímico, se tiene:

$$c = c(c_T(-E)) \quad \text{creciente} \quad (10)$$

y por lo tanto:

$$x_{TTS} = x_{TTS}(-E) \quad \text{creciente} \quad (11)$$

lo que explica el hecho experimental de que la zona T.T.S. se hace más grande cuando el potencial se hace más catódico o negativo (Fig. 8).

Por otra parte, y teniendo en cuenta las ecuaciones de la difusión (5, 6), la concentración de hidrógeno es función decreciente de las tensiones residuales compresivas inducidas por plastificación en la punta de la fisura, que a su vez aumentan al aumentar la carga de fisuración por fatiga. Es decir:

$$c = c(-\sigma_{res}(K_{max})) \quad \text{decreciente} \quad (12)$$

A partir de (9) y (12):

$$x_{TTS} = x_{TTS}(K_{max}) \quad \text{decreciente} \quad (13)$$

lo cual explica la dependencia inversa entre el tamaño T.T.S. y la K_{max} de fatiga (Fig. 9).

La difusión de hidrógeno (5, 6) hace que la concentración aumente si disminuye la velocidad de deformación o si aumenta la duración de ensayo:

$$c = c(\dot{\epsilon}^{-1}(t_c)) \quad \text{creciente} \quad (14)$$

y teniendo en cuenta (9):

$$x_{TTS} = x_{TTS}(t_c) \quad \text{creciente} \quad (15)$$

como se vió en las Figs. 10 y 11.

Además la geometría condiciona el estado tensional en las proximidades del fondo de la entalla, y éste influye en la concentración de hidrógeno a través de las ecuaciones de la difusión (5, 6). Por lo tanto:

$$c = c(\sigma(\text{geometría})) \quad (16)$$

A partir de (9) y (16):

$$x_{TTS} = x_{TTS}(\text{geometría}) \quad (17)$$

como se comprueba en las Figs. 10 y 11.

Como se vio anteriormente, los valores límite por la izquierda y derecha de la zona T.T.S. también son función de la geometría. El valor límite por la izquierda x_0 (1, 2), correspondiente a ensayos ultra-rápidos, confirma la hipótesis 2 de absorción instantánea de hidrógeno. El valor límite por la derecha x_3 (3 y 4), correspondiente a ensayos cuasi-estáticos, se explica a partir de la solución estacionaria (8) al problema de la difusión. En efecto, en ensayos cuasi-estáticos la solución se aproxima a la estacionaria, y la concentración de hidrógeno en cada punto es función unívoca de la tensión hidrostática. Así, la profundidad de la zona T.T.S. (zona de proceso o zona dañada por el hidrógeno) coincide con la del punto de tensión hidrostática máxima.

6. CONCLUSIONES

- 1) Se ha demostrado que la zona T.T.S. (*Tearing Topography Surface*) es la zona dañada o zona de proceso en fenómenos de fragilización por hidrógeno, y representa la zona de fractura o zona crítica a la hora de aplicar un criterio de fractura.
- 2) En la región de potenciales catódicos los resultados experimentales, y concretamente el tamaño de la zona T.T.S., son independientes del pH.
- 3) La profundidad T.T.S. es función del carácter catódico o negativo del potencial (creciente), de la carga máxima de fisuración por fatiga (decreciente), del tiempo hasta rotura (creciente) y de la geometría. Dichas relaciones se han explicado a partir de un nuevo modelo de difusión de hidrógeno en metales, en el cual la densidad de flujo depende no sólo del gradiente de concentración de hidrógeno, sino también del gradiente de tensión hidrostática.
- 4) Se ha obtenido el valor límite para la profundidad de la zona T.T.S. correspondiente a ensayos ultra-rápidos. Dicho valor, no nulo, confirma que la absorción del hidrógeno es prácticamente instantánea.
- 5) Se ha obtenido el valor asintótico para la profundidad de la zona T.T.S. correspondiente a ensayos cuasi-estáticos, que coincide con la del punto de tensión hidrostática máxima, lo cual ha sido explicado

teniendo en cuenta que en el caso estacionario la concentración de hidrógeno en cada punto es función unívoca de la tensión hidrostática.

7. REFERENCIAS

- [1] Thompson, A.W., Chesnutt, J.C. (1979). "Identification of a Fracture Mode: The Tearing Topography Surface". *Met. Trans.*, **10A**, pp. 1193-1196.
- [2] Costa, J.E., Thompson, A.W. (1982). "Hydrogen Cracking in Nominally Pearlitic 1045 Steel". *Met. Trans.*, **13A**, pp. 1315-1318.
- [3] Lancha, A.M. (1987). "Influencia del Trefilado en la Corrosión bajo Tensión de Aceros Eutectoides". Tesis Doctoral. Universidad Complutense de Madrid.
- [4] Toribio, J. (1987). "Fractura Elastoplástica de Alambres Entallados". Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid.
- [5] Toribio, J. (1987). "Fracture of Notched Wires in Inert and Aggressive Environments". Curso sobre Espectroscopía de Aniquilación de Positrones en Ciencia de Materiales. San Lorenzo del Escorial.
- [6] Lancha, A.M., Elices, M. (1987). "Influencia de las Tensiones Residuales en la Corrosión bajo Tensión de Aceros Eutectoides". *Anales de Mecánica de la Fractura*, **4**, pp. 379-388.
- [7] Lancha, A.M., Elices, M. (1988). "Effect of Residual Stress in Stress-Corrosion Cracking Testing with Pre-cracked Specimens". *Corrosion* **88**, pp. 95-98. N.A.C.E. Publishers.
- [8] Lancha, A.M., Elices, M. (1988). "Influence of Residual Stresses, Generated during Pre-cracking, in Stress Corrosion Tests". En *Failure Analysis. Theory and Practice*. (EMAS, Eds.), pp. 961-968.
- [9] Toribio, J., Elices, M. (1987). "Estudio Cinemático de la Fragilización por Hidrógeno en Alambres Entallados". *Anales de Mecánica de la Fractura*, **4**, pp. 389-404.
- [10] Toribio, J., Elices, M. (1988). "Slow Strain-Rate Technique Applied to Round-Notched Wires". *Corrosion* **88**, pp. 88-92, N.A.C.E. Publishers.
- [11] Toribio, J., Elices, M. (1988). "Effect of Local Strain in Stress Corrosion Testing", En *Failure Analysis. Theory and Practice* (EMAS, Eds.), pp. 301-303.
- [12] Toribio, J., Elices, M. (1988). "Importancia de la Difusión en el Transporte de Hidrógeno en Metales". *Anales de Ingeniería Mecánica*, **6** (3), pp. 33-38.
- [13] Toribio, J., Elices, M. (1989). "Importancia de la Velocidad de Deformación Local en la Fractura en Ambientes Agresivos". *Anales de Mecánica de la Fractura*, **6**, pp. 39-44.
- [14] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L. (1982). "Environment Sensitive Cracking of Prestressing Steels". *Corrosion Science*, **22** (5), pp. 379-405.
- [15] Brown, B.F., Fujii, C.T., Dahlberg, E.P. (1968). "Methods for Studying the Solution Chemistry within Stress Corrosion Cracks". *J. Electrochem. Soc.*, **116**, pp. 218-219.
- [16] Kikuta, Y., Ochiai, S., Araki, T. (1972). "The Diffusivity of Hydrogen and its Effect on the Embrittlement of Steel". 1st. Int. Congress on Hydrogen in Metals. París.
- [17] Bockris, J.O'M., Subramanyan, P.K. (1971). "Hydrogen Embrittlement and Hydrogen Traps". *J. Electrochem. Soc.*, pp. 1114-1119.
- [18] Iino, M. (1985). "Trapping of Hydrogen by Sulfur-Associated Defects in Steel". *Met. Trans.*, **16A**, pp. 401-409.
- [19] Choo, W.Y., Lee, J.Y. (1983). "Effect of Cold Working on the Hydrogen Trapping Phenomena in Pure Iron". *Met. Trans. A*, **14**, pp. 1299-1305.
- [20] Leeuwen, H.P. (1974). "The Kinetics of Hydrogen Embrittlement: A Quantitative Diffusion Model". *Eng. Fract. Mech.*, **6**, pp. 141-161.
- [21] Astiz, M.A. (1985). "Estudio de la Difusión de Hidrógeno en Materiales Metálicos". *Anales de Mecánica de la Fractura*, **2**, pp. 107-111.
- [22] Astiz, M.A. (1987). "Hydrogen Diffusion Analysis in Metals". En *Computational Methods for Non Linear Problems*, (Taylor, C., Owen, B.R.J., Hinton, E., Eds.), pp. 271-299, Pineridge Press.
- [23] Astiz, M.A. (1988). "Numerical Evaluation of some Hydrogen Diffusion Models". *Corrosion* **88**, pp. 83-85, N.A.C.E. Publishers.
- [24] Bockris, J.O'M., Subramanyan, P.K. (1971). "A Thermodynamic Analysis of Hydrogen in Metals in the Presence of an Applied Stress Field". *Acta Metallurgica*, **19**, pp. 1205-1208.

MICROESTRUCTURA Y SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION BAJO TENSION DE LA ZONA AFECTADA TERMICAMENTE EN PIEZAS SOLDADAS DE LA ALEACION AA7017 (Al-Zn-Mg)

García-Cordovilla, C.¹, Louis, E.², Pamies, A.¹, Caballero, L.³, Elices, M.³

1. Industria Española del Aluminio. Centro de Investigación y Desarrollo. Apartado 25, 03080- Alicante.
2. Departamento de Física Aplicada. Universidad de Alicante. Apartado 99. 03080-Alicante.
3. Departamento de Ciencia de Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos. Ciudad Universitaria. 28040-Madrid.

Resumen.- En este trabajo se comparan las características microestructurales y la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión (CBT) de la zona afectada térmicamente en piezas soldadas de la aleación AA7017, y en particular de la zona adyacente al cordón de soldadura conocida como zona blanca (ZB), con (ZBP) y sin tratamiento post-soldadura, con las correspondientes a los temple comerciales T4 y T651. La microestructura se analizó mediante microscopía óptica y calorimetría diferencial de barrido, mientras que la susceptibilidad a la CBT se evaluó mediante ensayos a tracción lenta y medidas de la velocidad de propagación de grietas en medios agresivos. Los resultados para esta última son tales que $T651 \ll ZBP \sim T4 < ZB$, variando en el rango $2 \times 10^{-9} \text{ m.s}^{-1}$ (T651) a $3.8 \times 10^{-6} \text{ m.s}^{-1}$ (ZB). La mayor susceptibilidad a la CBT del material ZBP que revelan los ensayos a tracción lenta, demuestran la importancia de la etapa de iniciación. Estos resultados se pueden interpretar en términos de la teoría propuesta por Nguyen et al, según la cual es posible evaluar la resistencia de un material a la CBT en función de la capacidad de frenado de las bandas de deslizamiento que tienen las partículas que forman su microestructura.

Abstract.- In this work, the microstructure and the susceptibility to stress corrosion cracking (SCC) of the heat affected zone in AA7017 weldments, prior (WZ) and after (WZP) a post-weld heat treatment, are compared to those of the commercial tempers T4 and T651. The microstructure was studied by means of optical microscopy and differential scanning calorimetry, whereas the susceptibility to SCC was evaluated by means of slow strain rate tests and measurements of the crack growth rate, in aggressive environments. The results for the latter were such that $T651 \ll WZP \sim T4 < WZ$, varying from $2 \times 10^{-9} \text{ m.s}^{-1}$ (T651) to $3.8 \times 10^{-6} \text{ m.s}^{-1}$ (WZ). The higher susceptibility to SCC showed by the ZBP in the slow strain rate test, prove the relevance of the crack initiation process. These results admit an interpretation along the lines proposed by Nguyen et al, who suggested that it was possible to evaluate the resistance to SCC of a given material in terms of the ability to bend slip bands of the particles being part of its microstructure.

Ataque NO_2H → No le ataca la zona blanca. (250-500 μm)

1. INTRODUCCION

En la actualidad se dispone de la tecnología necesaria para incrementar notablemente la resistencia a la corrosión bajo tensión (CBT) de las aleaciones soldables de Al-Zn-Mg (serie AA7000) (1). Sin embargo, la zona afectada térmicamente por la soldadura presenta significativos cambios microestructurales que parecen ser los responsables del fuerte aumento de la susceptibilidad a la CBT observado en piezas soldadas de estos materiales (2-4). En

particular la zona adyacente al cordón de soldadura, conocida como zona blanca (ZB), debido a su aspecto después de un ataque con ácido nítrico, juega un papel primordial en el proceso de propagación de grietas en medios agresivos (5-7).

Schmiedel y Gruhl (8) propusieron un método para estudiar las propiedades macroscópicas, y en particular la susceptibilidad a la CBT, de una región de dimensiones tan reducidas como las de la zona blanca (anchura $\sim 0.4 \text{ mm}$), que consistía

en reproducir la microestructura de dicha zona mediante tratamientos térmicos que pretendían simular el ciclo térmico originado en el proceso de soldadura. El análisis de la susceptibilidad a la CBT de las probetas con microestructura similar a la de la ZB, realizado por dichos autores (8), se limitó a ensayos a carga constante. Recientemente, los autores del presente trabajo, siguiendo el procedimiento propuesto por Schmiedel y Gruhl (8), han evaluado la resistencia a la CBT de la aleación AA 7017 (Al-Zn-Mg) mediante ensayos a tracción lenta y medidas de velocidad de propagación de grieta (9,10); estos métodos proporcionan una información mucho más rica que el utilizado por Schmiedel y Gruhl (8). Aunque los resultados de ambos trabajos sugieren que la zona blanca es mucho más sensible a la CBT que el material T651, en el de los presentes autores se concluye además que la velocidad de propagación de grieta en la zona blanca es aproximadamente tres órdenes de magnitud superior a la que se produce en dicho temple (10).

El objeto de este trabajo es profundizar en la línea iniciada en las refs. (9,10), y en particular comparar la microestructura y la susceptibilidad a la CBT de la zona blanca con (ZBP) y sin tratamiento post-soldadura (ZB), con las correspondientes a los temple comerciales T4 (envejecido natural) y T651 (envejecido artificial).

2. METODOS EXPERIMENTALES

El material utilizado en este trabajo fué suministrado en planchas de 10 y 30mm. de espesor en el estado T651. Su composición en % peso, obtenida mediante absorción atómica, es: Zn 5,01, Mg 2,44, Cu 0,12, Cr 0,17, Zr 0,13, Mn 0,29, Fe 0,23, Si 0,11 y Ti 0,05.

Con objeto de reproducir la microestructura de la zona blanca se siguió un procedimiento similar al de Schmiedel y Gruhl (8); sus particularidades están descritas en la ref. (9). Como tratamiento post-soldadura se eligió el mismo utilizado en el temple T651, por otra parte el envejecido natural (temple T4 y ZB) se prolongó durante al menos 30 días. La evaluación de la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión se realizó mediante ensayos de tracción lenta (SSRT) en probeta cilíndrica lisa, mecanizada haciendo coincidir la dirección de sollicitación con la transversal corta del material. Los ensayos se realizaron en una solución acuosa de ClNa al 3.5%, pH 6.5 y temperatura media de 25°C, a potencial constante entre -800 y -1400 mV (los potenciales se referirán siempre al electrodo de calomelano saturado), y a una velocidad de sollicitación de 3×10^{-2} m. min⁻¹; como referencia se utilizaron los valores obtenidos en aire seco (muestras inmersas en perclorato magnésico anhidro).

La velocidad de propagación de grietas se midió sobre probetas DCB autotesadas a apertura constante. La solución acuosa fue la anteriormente citada y los ensayos se realizaron a potencial libre de corrosión (PLC). Una descripción detallada de los procedimientos seguidos se puede encontrar en las Refs. (9-11).

La microestructura se analizó mediante microscopía óptica y calorimetría diferencial de barrido (DSC). Las medidas de DSC se realizaron en un calorímetro Perkin Elmer DSC-2C, en atmósfera de argón dinámica (1 l. h⁻¹) y utilizando como referencia aluminio de alta pureza.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Microestructura

En las refs. (9, 10) se discutieron en detalle las características esenciales de la microestructura de la zona blanca simulada mediante el procedimiento seguido en este trabajo, y se compararon con las de la zona blanca en el material soldado. La conclusión fué que el mencionado procedimiento reproduce adecuadamente las características microestructurales de la zona blanca real. Al comparar las

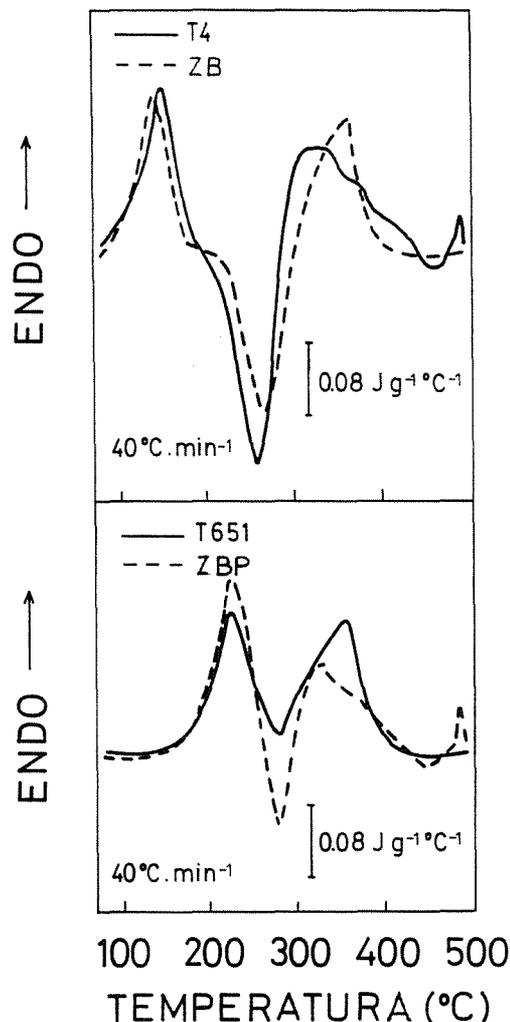


Fig. 1 Curvas de calorimetría de barrido para la aleación AA7017 en los temple T4 y T651, y en probetas con estructura similar a la de la zona blanca en piezas soldadas con (ZBP) y sin (ZB) tratamiento post-soldadura.

microestructuras de la ZB y ZBP con las del material en los temple T4 y T651, podemos resaltar los puntos siguientes: 1) Los dos tratamientos comerciales presentan una estructura de granos sin recrystalizar (bandas de deformación) muy similar, mientras que tanto en las muestras ZB como en las ZBP los granos son grandes y equiaxiales (microestructura recrystalizada). 2) La distribución de partículas en el material T4 y T651 es bastante uniforme, mientras que en la zona blanca hay pocas partículas en el interior de los granos, observándose mayor concentración en las fronteras (este efecto es más notable en la ZBP).

Las observaciones anteriores se han complementado con medidas calorimétricas, que proporcionan información sobre el tipo de partículas que forman la microestructura. En la fig. 1 se muestran las curvas DSC correspondientes a la ZB, ZBP y al material en los temple T4 y T651. Resaltamos las siguientes características: i) Las curvas DSC de la ZB y el material T4 son muy similares, especialmente el primer pico endotérmico que corresponde a la disolución de las partículas presentes en las muestras; esto indica que tanto el tipo (zonas G.P.) como el tamaño y densidad de las partículas, es muy similar en los dos casos. ii) Se notan mayores diferencias en las curvas correspondientes a la ZBP y el temple T651; aunque el primer pico endotérmico es relativamente similar, las diferencias en la primera exoterma son notables. Dado que esta última está esencialmente asociada a la

formación de fases η (12), podemos concluir que la presencia de estas fases en el material T651 es significativamente más importante que en la ZBP. Considerando que ambos materiales fueron sometidos a idénticos envejecimientos artificiales, este resultado sugiere que las cinéticas de precipitación en ambos materiales son notablemente distintas. Este resultado no debe extrañar, habida cuenta del importante papel que juegan las fronteras de grano, y demás características microestructurales, en los procesos de precipitación. Estos aspectos serán discutidos con mayor profundidad en futuros trabajos.

3.2 Susceptibilidad a la Corrosión bajo Tensión

Las propiedades mecánicas y electroquímicas de los materiales aquí estudiados, relevantes para la discusión subsiguiente, se resumen en la Tabla I.

Los resultados de los ensayos a tracción lenta se muestran en la figura 2 y la Tabla I. La novedad respecto de los resultados presentados en la ref. (9) reside en el temple T4. Observamos que dicho material se comporta notablemente peor que el T651, y de un modo muy similar al de la ZB. En cuanto a la superficie de fractura de este material en medio agresivo, ilustrada en la Figura 3, observamos que presenta dos zonas bien diferenciadas: una plana, característica de la CBT en este material, y otra característica de las probetas ensayadas en medio inerte que evidencia una fractura por nucleación y coalescencia de

TABLA I. Características de la aleación AA7017 en los temple T4 y T651 y tratada térmicamente para reproducir la microestructura de la zona blanca en muestras soldadas, con (ZBP) y sin (ZB) tratamiento post-soldadura. PLC es el potencial libre de corrosión, σ_{UTS} la carga de rotura, $\sigma_{0.2}$ el límite elástico y v la velocidad de propagación de grieta.

	AIRE SECO				PLC (mV)	NaCl (3.5%) pH (6.5)			
	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	Al (%)	K_{IC} MPa.m ^{1/2}		SSRT (0.3µm.min ⁻¹)		DCB	
						σ_{UTS} (MPa)		PLC (mV)	
						PLC	-1200 (mV)	v (ms ⁻¹)	K_{ISCC} MPa.m ^{1/2}
T651	400	461	8.5	27.6	-915	430	416	1.9×10^{-9}	6
ZBP	410	440	2.0	16.8	-902	140	273	9.4×10^{-7}	6
ZB	265	329	2.5	28.3	-926	144	213	3.8×10^{-6}	10
T4	288	472	11.3	39.8	-956	192	349	9.0×10^{-7}	10

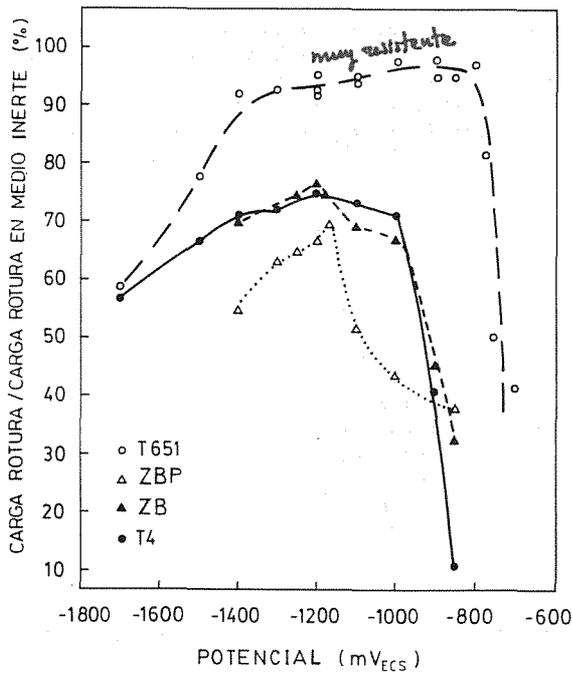


Fig. 2 Resultado de los ensayos de corrosión bajo tensión a tracción lenta para las mismas muestras de la fig. 1.

huecos. La zona plana varía con el potencial de ensayo, así: i) para potenciales más nobles que -1200 mV (fig. 3) tiene la forma de una media luna, no llegando a contornear la superficie, ii) al aumentar el potencial se produce, además de la media luna, un anillo similar al del material T651 (9-11) y, finalmente, iii) para potenciales muy catódicos, solo resta el anillo mencionado. Estos resultados se pueden interpretar en términos de las cinéticas de iniciación y propagación de grieta. En efecto, para potenciales más nobles dominará la etapa de propagación, aumentando progresivamente la importancia de la de iniciación al disminuir el potencial, llegando a dominar esta última para potenciales muy catódicos.

Los resultados para la velocidad de propagación de grietas en medios agresivos se ilustran en la figura 4 y la Tabla I. Observamos que la velocidad de propagación resultante es tal que $T651 \ll ZBP \sim T4 < ZB$, siendo los valores correspondientes a los tres últimos materiales al menos dos órdenes de magnitud superiores al del temple T651, y alcanzándose el valor máximo para la ZB (alrededor de $4 \times 10^{-6} \text{ m.s}^{-1}$). Es igualmente interesante resaltar que el K_{Isc} es mayor en las muestras sin envejecimiento artificial (T4 y ZB) que en aquellas que sí lo tienen (T651 y ZBP).

Estos resultados indican que la velocidad de propagación de grieta puede efectivamente ser el factor fundamental a la hora de entender la baja resistencia a la CBT de las piezas soldadas de la aleación AA7017, como ya sugirieron Holroyd et al (5). Por otra parte la combinación de los

resultados de los ensayos de tracción lenta con estos últimos, permite concluir que la iniciación de grieta es también un factor a tener en cuenta. En efecto, mientras que en los ensayos a tracción lenta es el material ZBP el que peor se comporta, su velocidad de propagación de grieta es sensiblemente inferior a la de la ZB; esto sugiere que el proceso de iniciación, fundamental en los ensayos a tracción lenta, es mucho más rápido en la ZBP.

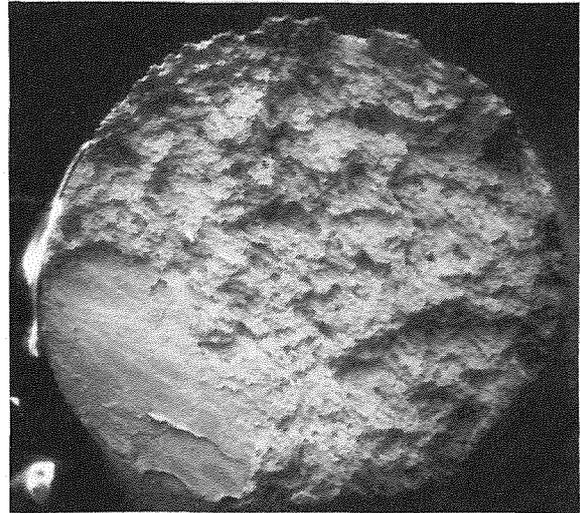


Fig. 3 Micrografía (microscopio electrónico de barrido) correspondiente a la superficie de fractura de la aleación AA7017-T4 ensayada a tracción lenta en C1Na 3,5%, a $3 \times 10^{-7} \text{ m.min}^{-1}$ y -1100 mV(ECS).

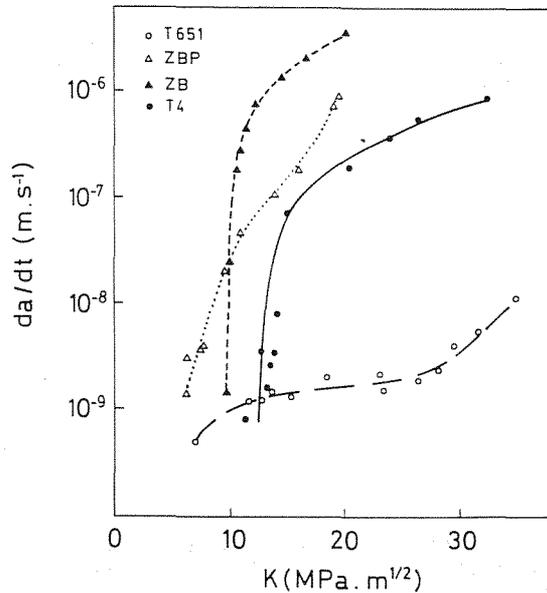


Fig. 4 Velocidad de propagación de grieta en medios agresivos en función del factor de intensidad de tensiones, para las muestras de la fig. 1.

3.3 Discusión

Los resultados anteriores podrían encontrar una explicación en la teoría recientemente propuesta por Nguyen et al (13), que resalta la relevancia de la microestructura en el proceso de fragilización por hidrógeno. El argumento, basado en detallados estudios microestructurales, adscribe un papel crucial a la planicidad de las bandas de deslizamiento: unas bandas de deslizamiento planas favorecen la difusión de hidrógeno, mientras que bandas curvadas la dificultan. De ese modo, una microestructura que sustente unas bandas de deslizamiento planas, sería mucho más sensible a la CBT que otra capaz de doblarlas. Entonces, las muestras envejecidas naturalmente (T4) cuya microestructura está formada por unas partículas (preferentemente zonas G.P.) que pueden ser cortadas por las bandas de deslizamiento, debe ser mucho más sensible a la CBT que las envejecidas artificialmente (T651), cuya microestructura contiene partículas (η' y η) que fuerzan a las bandas de deslizamiento a plegarse (Fig. 5). Este análisis proporciona una explicación razonable del comportamiento de las aleaciones de la serie 7000 en los temple comerciales (ver resultados anteriores y ref. 14). Por otra parte, también es posible entender el comportamiento de la zona blanca; en efecto, dado que la densidad de partículas en el interior de los granos de la zona blanca es muy baja, su resistencia a la CBT será también muy baja, independientemente del tipo de partículas que formen su microestructura. La mayor susceptibilidad a la CBT de la ZBP que indican los resultados de los ensayos a tracción lenta (fig. 2), habría que entenderla, como ya se ha indicado, en términos de un proceso de iniciación de la grieta más rápido.

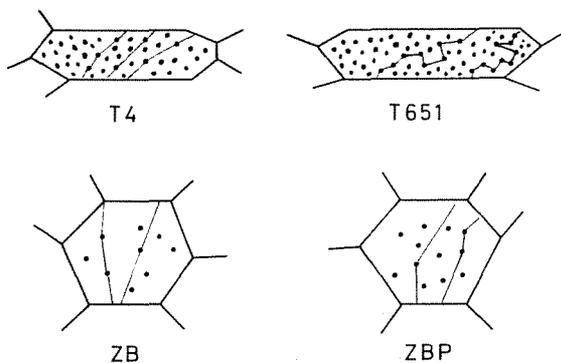


Fig. 5 Esquema que ilustra la aplicación de la teoría de Nguyen et al (13) a los materiales estudiados en este trabajo.

4. CONCLUSIONES

- 1) Las medidas de la velocidad de propagación en medios agresivos realizados en este trabajo sugieren que la susceptibilidad a la CBT de los materiales investigados es tal que $T651 \ll ZBP \sim T4 < ZB$, variando dichas velocidades en el rango $2 \times 10^{-9} \text{ m.s}^{-1}$ (T651) a $3.8 \times 10^{-6} \text{ m.s}^{-1}$ (ZB).
- 2) Los ensayos a tracción lenta indican, sin embargo, que el material más sensible a la CBT es el ZBP. Este resultado, junto a los ya descritos para la velocidad de propagación de grietas, revelan la importancia del proceso de iniciación de la grieta.
- 3) Los resultados anteriores admiten una interpretación en términos de la teoría propuesta por Nguyen et al (13), según la cual es posible evaluar la susceptibilidad a la CBT de un material en función de la capacidad de desviar las bandas de deslizamiento que tienen las partículas que forman su microestructura. Así, la alta susceptibilidad a la CBT que presenta la ZB sería una consecuencia de la baja densidad de partículas en el interior de sus granos.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la "Industria Española del Aluminio" la concesión del permiso para publicar este trabajo. Se agradece igualmente el soporte financiero de la Comisión Interministerial para la Ciencia y la Tecnología (CICYT) a través del contrato N° PC85- 0096-C01-01.

6. REFERENCIAS

- (1) L.F. Mondolfo, "Aluminium Alloys: Structure and properties" Butterworth (London-Boston, 1979).
- (2) S. Abis y E.D. Russo, in Proc. Conf. L'alluminio nei trasporti, Milano 1987.
- (3) G.M. Scamans, J.A. Hunter and N.J.H. Holroyd in Proc. 8th International Light Metal Conference, Leoben-Vienna 1987, Vol I, pp 699-705.
- (4) K.G. Kent "Metals and Materials, Metallurgical Reviews, Review 147" (1970) 135.
- (5) N.H. Holroyd, G.M. Scamans y W. Hepples in Proc. Conf. "Fatigue Corrosion Cracking, Fracture Mechanics and Failure Analysis", ASM, 1985 pp 291-302.
- (6) H. Cordier, M. Shippers y I.J. Polmear, Z. Metallkunde, 68, 280-284, (1977).
- (7) I.J. Polmear, in Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials. RISO 1980, pp 177-187.

-
- (8) H. Schmiedel y W. Gruhl, *Metall.* 38, 32-37 (1984).
- (9) C. García-Cordovilla, E. Louis, A. Pamies, L. Caballero, M. Elices y V. Sánchez-Galvez en VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, Eds., J. Dominguez, J. García-Lomas y A. Navarro, Sevilla 2-3 marzo 1989.
- (10) C. García-Cordovilla, E. Louis, A. Pamies, L. Caballero, V. Sánchez-Galvez y M. Elices, *Scripta Metall.* 23, 2091-2096, (1989).
- (11) L. Caballero, C. García-Cordovilla, A. Pamies, V. Sánchez-Galvez, E. Louis y M. Elices, en VI Encuentro del Grupo Español de Fractura, Eds. J. Dominguez, J. García-Lomas y A. Navarro, Sevilla 2-3 marzo 1989.
- (12) J.M. Papazian, *Metall. Trans. A*, 13A, 761-769 (1981); C. García-Cordovilla y E. Louis, *J. Thermal Anal.* 24, 215-22 (1982)
- (13) D. Nguyen, A.W. Thompson and I.M. Bernstein, *Acta Metall.*, 35, 2417-2425, (1987).
- (14) N.J.H. Holroyd and G.M. Scamans in "Environment-Sensitive Fracture: Evaluation and Comparison of Test Methods", ASTM-STP 821, pp 202-241, Philadelphia (1984).

CORROSION BAJO TENSION DE UNA ALEACION Al-Zn-Mg DE BAJA SUSCEPTIBILIDAD: NUCLEACION Y PROPAGACION DE FISURAS.

L. Caballero¹, C. García Cordovilla², A. Pamies², E. Louis^{2,3} y M. Elices¹.

1. Dpto. de Ciencia de Materiales. ETSI de Caminos, UPM, Ciudad Universitaria s/n, 28040-Madrid.
2. Centro de Investigación y Desarrollo del Aluminio, INESPAL S.A., Apto. 25, 03080-Alicante.
3. Dpto. de Física Aplicada, U. de Alicante, Apto. 99, 03080-Alicante.

Resumen.- Se ha estudiado la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de la aleación AA7017-T651. Para ello se han utilizado probetas entalladas, expuestas a una disolución al 3.5% de NaCl y ensayadas a tracción lenta o a carga constante; también se han utilizado probetas DCB en ensayos a apertura constante. El objetivo de este trabajo ha sido profundizar en las ventajas de elegir conjuntamente probetas entalladas y la carga de rotura como índice de la susceptibilidad, para estudiar la corrosión bajo tensión mediante ensayos de tracción lenta. Se propone un modelo fenomenológico que relaciona la carga de rotura con la velocidad de sollicitación. Se ha determinado experimentalmente esa relación para un intervalo limitado de velocidades de sollicitación; el modelo ha permitido calcular la carga de iniciación y la velocidad de propagación de las fisuras. Los valores calculados concuerdan con los valores experimentales disponibles para la velocidad de propagación. Aún no se dispone de valores experimentales de la carga de iniciación con los que confrontar.

Abstract.- The Stress Corrosion Cracking sensitivity has been studied in the AA7017-T651 alloy. Notched specimens in a 3.5 % NaCl solution were tested either in Slow Strain Rate Test or in Constant Load Test. Also Wedge Loaded DCB specimens were tested. The goal of this work is to show the advantages of using as a parameter the breaking load measured in notched specimens to study the SCC in SSRT. The relation between breaking load and cross beam rate was experimentally determined for a short interval of the latter. A phenomenological model is proposed to explain this relation in the whole range of cross beam rate and from this model the nucleation load and the crack growth rate were deduced. The agreement of the calculated values with the experimental ones is good for the crack growth rate. Experimental values are not yet available for nucleation load.

1. INTRODUCCION

Es bien conocido que una de las mayores dificultades metodológicas para el estudio de la corrosión bajo tensión es la de disponer de un tipo de ensayo suficientemente rápido y representativo. Esta necesidad ha sido satisfecha en gran parte por los ensayos de tracción lenta (Slow Strain Rate Test) de Parkins y col. [1].

El problema se ha trasladado ahora a la elección del tipo de probeta y del parámetro de fractura que mejor indique el efecto de la corrosión bajo tensión. Este aspecto ha sido extensamente revisado en [2] para el caso concreto de las aleaciones de aluminio, pero la mayor parte de lo reseñado ahí es cualitativamente válido para otros tipos de aleaciones.

En un trabajo reciente [3], sobre la corrosión bajo tensión de la aleación de aluminio AA7017-T651, se ha propuesto que la carga de rotura es el parámetro de fractura que más in-

formación proporciona siempre que se elija bien el tipo de probeta. En el caso de esa aleación, la elección de probetas entalladas refuerza la utilidad de la carga de rotura frente a otros parámetros más comunes. Se indicaba, también en ese trabajo, que parte de las dificultades metodológicas provienen de pretender describir, con un solo parámetro de susceptibilidad, un fenómeno tan complejo como la corrosión bajo tensión.

En el presente trabajo se completa el estudio, iniciado en [3], sobre la corrosión bajo tensión de la aleación AA7017-T651 mediante ensayos de tracción lenta con probetas entalladas. Debido a ciertas características de estas probetas, ha sido posible dar una forma matemática simple a un modelo fenomenológico del proceso de fractura en estos ensayos. El análisis de los resultados desde el punto de vista del modelo propuesto, ha permitido separar la contribución, de las etapas de iniciación y

propagación de las fisuras, al indicador global que es la carga de rotura. Con ello se consigue mejorar considerablemente la información proporcionada por los ensayos de tracción lenta.

2. METODO EXPERIMENTAL

Material

Se ha utilizado la aleación AA7017 en el estado T651 (solubilizado + estirado al 2% de deformación + envejecido), suministrada en forma de plancha de 30mm de espesor.

TABLA 1. Composición Química

Zn	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Cu	Zr	Ti	Ni	Al
4,91	2,4	0,23	0,09	0,30	0,17	0,12	0,13	0,04	0,01	resto

Su microestructura es anisótropa, de tipo hojaldrado, debido al proceso de laminación. Como consecuencia, las propiedades son sensibles a la orientación. La dirección estudiada es la transversal corta (ST) ya que es la más débil a la corrosión bajo tensión. Las características mecánicas son:

TABLA 2. Características Mecánicas*

E	$\sigma_{0,2}$	σ_{FR}	alargamiento	R.A.
GPa	MPa	MPa	% sobre 10 mm	%
62,8	397	461	8,5	16,6

*) Valores medios de tres ensayos.

La tenacidad de fractura para la configuración ST=L (solicitación en la dirección transversal corta ST y propagación en la dirección de laminación L), determinada según la norma ASTM E-399, es $K_{IC} = 27.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

Probetas

Se han utilizado dos tipos de probetas: cilíndricas con entalla anular en V de fondo redondeado, y probetas del tipo doble viga empotrada (DCB). Sus características geométricas, sus dimensiones, y su orientación respecto a las direcciones del material se muestran en la fig.1.

Ensayos de corrosión bajo tensión

El medio agresivo fue una disolución acuosa al 3,5% de NaCl, pH = 6,5, utilizada a la temperatura ambiente de 22±3 °C.

Las probetas entalladas se han ensayado a tracción lenta a diferentes velocidades de sollicitación utilizando una máquina de ensayos, rígida y con una capacidad máxima de 100 KN; también se han ensayado a carga constante en máquinas de tipo palanca y una resolución en la carga impuesta de 100 N., Las células de corrosión, de 150 cm³ de capacidad, permitían el libre acceso de aire a la disolución. Los

dispositivos de acoplamiento a la máquina de ensayos y la probeta, excepto una zona central de unos 6mm de altura, fueron lacados para aislarlos del medio agresivo.

Las probetas de doble viga empotrada (DCB) se ensayaron autotesadas a deformación constante; para ello se han utilizado tornillos de acero inoxidable. Previamente a la fisuración, se protegió la superficie de la probeta con una laca resistente al medio, dejando desnuda una banda central de un 1 cm de anchura que se extendía a lo largo del cuerpo de la probeta. Los tornillos también estaban protegidos, pese a quedar siempre fuera de la disolución. La fisura inicial se produjo por sobrecarga, apretando los tornillos; inmediatamente después se media la apertura de la fisura sobre la línea de carga, y se sumergía verticalmente en una célula rectangular de metacrilato llena con 1 lt de disolución agresiva.

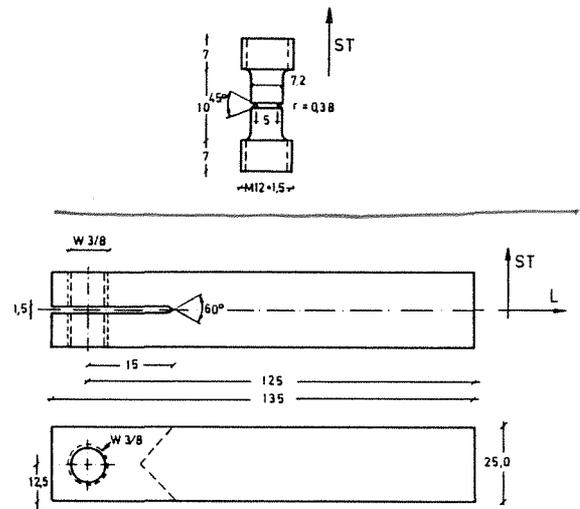


Fig. 1. Tipos y dimensiones, en mm., de las probetas.

Gran parte de los ensayos se realizaron a potencial constante, utilizando un potencióstato conectado a la célula de corrosión en un montaje convencional de tres electrodos. Como electrodo auxiliar se utilizó hilo de platino; un electrodo de calomelanos saturado (ECS) sirvió de referencia, y a él estarán referidos todos los potenciales del trabajo.

Para normalizar la carga de rotura, utilizada como índice de corrosión bajo tensión en los ensayos de tracción lenta, se le ha expresado en tanto por ciento del valor obtenido en ensayos realizados con la misma velocidad de sollicitación y ambiente inerte. Como tal se utilizó aire desecado con perclorato de magnesio anhidro. En todos los ensayos realizados, la carga de rotura coincidió con la carga máxima alcanzada.

Las dimensiones características de las probetas antes y después de los ensayos, así como el tamaño de las fisuras, se midieron con una

resolución de 10 µm utilizando un proyector de perfiles. El tamaño medio de las fisuras de corrosión bajo tensión de las probetas entalladas se obtuvo promediando los valores medidos sobre cuatro diámetros, que formaban 45 grados entre sí y uno de ellos estaba orientado en la dirección L del material.

Para calcular el factor de intensidad de tensiones en las probetas DCB, se utilizó la expresión de Hyatt [5]

$$K_I = \frac{\delta E H (3H (a + 0,6H)^2 + H^3)^{1/2}}{4 ((a + 0,6H)^3 + H^2 a)}$$

siendo δ la apertura de la fisura medida sobre la línea de carga, H la mitad del canto de la probeta, E el módulo elástico, y a es la profundidad de la fisura.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Efecto del potencial electroquímico.

La influencia del potencial electroquímico se ha estudiado mediante ensayos de tracción lenta a 0.3 µm/min. Los resultados son los de la figura 2, en la que se ha representado la carga máxima del ensayo, expresada en tanto por ciento de la obtenida en aire seco, en función del potencial aplicado. Los resultados obtenidos al potencial libre de corrosión se representan entre paréntesis que acotan el intervalo de variación del potencial durante el ensayo.

Para resaltar la mejor sensibilidad de las probetas entalladas, se ha representado también la curva, tomada de [3], correspondiente a probetas lisas sometidas a iguales condiciones experimentales. Los resultados de las pro-

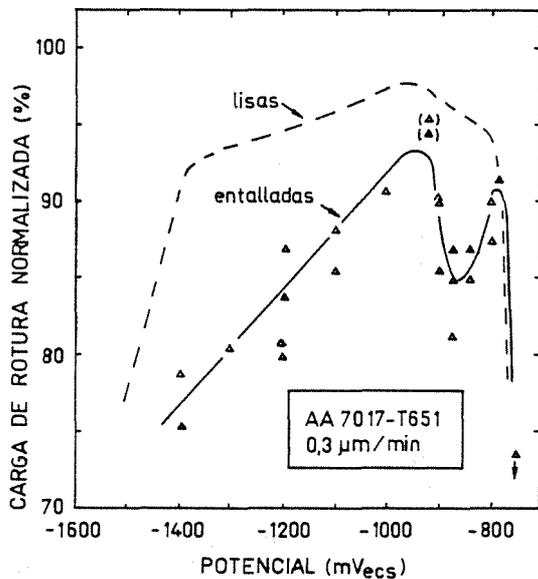


Fig. 2. Probetas entalladas. Efecto del potencial sobre la carga de rotura, para la velocidad de sollicitación de 0.3 µm/min.

a otras velocidades

betas entalladas permiten observar efectos del potencial que apenas se insinúan en los resultados de las lisas.

Las superficies de fractura presentan un aspecto similar para todos los potenciales ensayados. Como característica destacable se observa una región anular que ocupa el contorno de la probeta y que se ha identificado como una de las caras de la fisura, puesta al descubierto al producirse la rotura. La topografía de esta región es localmente plana, sugiriendo una propagación intergranular de la fisura. La zona central de la superficie corresponde a la sección de probeta que rompe por sobrecarga mecánica; esta zona muestra una topografía de huecos.

Tomando la anchura media de la región anular como la mejor estimación del tamaño medio de la fisura en el instante de la rotura, y representando la carga de rotura del ensayo en función del tamaño medio de la fisura producida, se obtiene la figura 3. En ella se incluyen datos obtenidos a varios potenciales y velocidades de sollicitación y, como puede observarse, admiten un ajuste lineal.

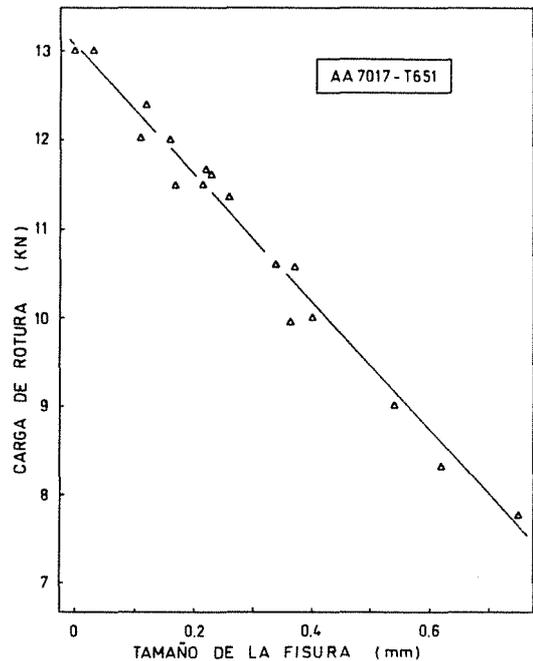


Fig. 3. Probetas entalladas. Relación entre la carga de rotura y la profundidad de las fisuras.

Denominando P_c a la carga de rotura, a_c al tamaño crítico de la fisura de corrosión bajo tensión para esa carga, y P_0 a la carga de rotura en ausencia de fisura, la tendencia mostrada puede escribirse genericamente como

$$P_c = P_0 + B a_c \tag{1}$$

La mejor estimación de P_0 y B , para los datos de la figura 3, es

$$P_0 = 13.0 \text{ KN.}$$

$$B = -7420 \text{ KN/m.}$$

con un coeficiente de correlación de -0.9898.

Efecto de la velocidad de sollicitación.

Es bien conocido que los valores de los parámetros de fractura (carga de rotura, alargamiento,...), alcanzados en los ensayos de tracción lenta en medios agresivos, dependen de la velocidad de sollicitación, y que ese efecto varía de unos potenciales a otros [2,4]. En consecuencia, la agresividad relativa de cada potencial puede no quedar bien establecida con una curva del tipo de la expuesta en la figura 2, de tal forma que, por ejemplo, la mínima susceptibilidad del material AA7017-T651 podría ocurrir a un potencial distinto si la velocidad de sollicitación fuera otra.

Para determinar la influencia de la velocidad de sollicitación, se han elegido los potenciales: potencial libre de corrosión y -1200 mV. Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 4 y 5, respectivamente. Como se puede observar, la carga de rotura desciende en los dos casos al disminuir la velocidad de sollicitación empleada. Las curvas de ajuste se han trazado de acuerdo con el modelo que se propone más adelante.

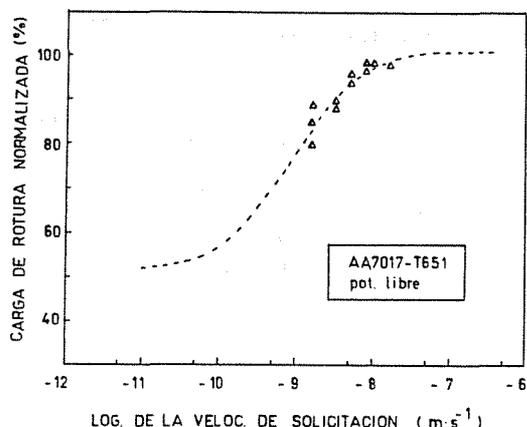


Fig. 4. Influencia de la velocidad de sollicitación sobre la carga de rotura normalizada de probetas entalladas, para el potencial libre de corrosión.

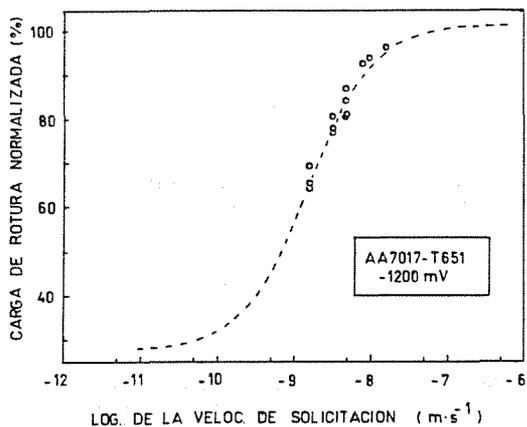


Fig. 5. Influencia de la velocidad de sollicitación sobre la carga de rotura normalizada de probetas entalladas, para -1200 mV_{ECS}.

Se ha observado que, durante los ensayos de tracción lenta, la evolución de la carga respecto al tiempo era prácticamente lineal hasta la rotura final, incluso para la velocidad de sollicitación de 0.1 μm/min, y que esto ocurría también en los ensayos de referencia realizados en aire seco. Más aún, la evolución de la carga con el alargamiento nominal (velocidad de sollicitación por tiempo) es también lineal y prácticamente idéntica para todos los ensayos realizados. Independientemente de las condiciones electroquímicas y de la velocidad de sollicitación \dot{l} , la carga P en cualquier instante del ensayo, puede escribirse como

$$P = C \dot{l} t \tag{2}$$

siendo C una constante, cuyo valor obtenido a partir de diecisiete ensayos es $C = 13.1 + 0.2, \text{ GN/m}$.

Modelo Fenomenológico.

En un trabajo anterior [3] se ha propuesto que, en los ensayos de tracción lenta de probetas entalladas de la aleación AA7017-T651, la nucleación y la propagación de las fisuras ocurrirían según el esquema de la figura 6. La evolución de las fisuras de corrosión bajo tensión quedaría bien definida por una carga de iniciación P_i y una velocidad de propagación v.

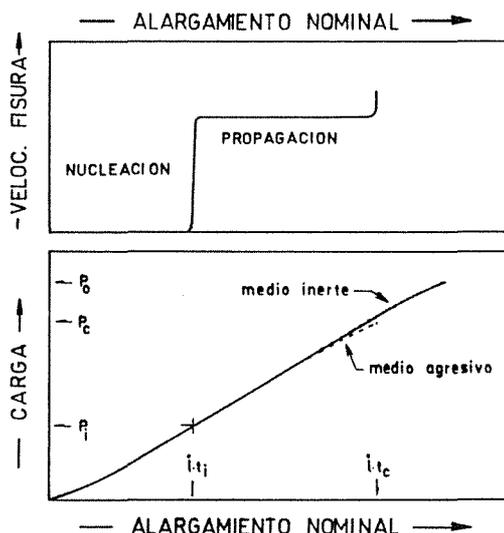


Fig. 6. Esquema de las etapas de nucleación y propagación una fisura de corrosión bajo tensión en una probeta entallada sollicitada a tracción lenta.

En principio, P_i y v dependerán del potencial y de la velocidad de sollicitación. Si, para un potencial dado, la dependencia con la velocidad de sollicitación fuera conocida, sería bastante simple obtener la relación entre la carga de rotura y la velocidad de sollicitación, ya que la relación (1) de la carga de rotura con el tamaño de la fisura y la evolución (2) de la carga durante el ensayo, son matemáticamente sencillas.

Si se acepta como hipótesis el esquema de la figura 6, y denominamos t_c a la duración de un ensayo y t_i al instante en que la fisura puede considerarse iniciada, el tamaño crítico de la fisura sería

$$a_c = v(\dot{l}) [t_c - t_i] \tag{3}$$

Teniendo en cuenta que la relación (2) es válida en cualquier instante del ensayo, se puede reescribir (3) como función de la carga y de $v(\dot{l})$. Sustituyendo, en (1), a_c por esa nueva expresión, y despejando $P_c(\dot{l})$, se obtiene

$$P_c(\dot{l}) = \frac{P_0 C \dot{l} - P_i(\dot{l}) B v(\dot{l})}{C \dot{l} - B v(\dot{l})} \tag{4}$$

que proporciona la carga de rotura para cualquier velocidad de sollicitación.

Si se hace la hipótesis de que P_i y v son independientes de la velocidad de sollicitación, la expresión (4) se reduce a

$$P_c = \frac{P_0 C \dot{l} - P_i B v}{C \dot{l} - B v} \tag{5}$$

que es una relación de tipo sigmoïdal, cuyas asíntotas son: la carga de rotura en medio inerte P_0 para velocidades de sollicitación \dot{l} altas, y la carga de iniciación P_i para velocidades bajas. Por tanto, la expresión (5) predice dos hechos experimentales conocidos: que la carga de rotura en medio agresivo no puede superar a la carga de rotura en medio inerte, y que existe una tensión umbral (dependiente del potencial, por supuesto).

Comprobación del Modelo.

Si se ajustan, por mínimos cuadrados, los resultados de las figuras 4 y 5 a la expresión (5), se obtienen las curvas dibujadas en esas figuras. En ambos casos, el ajuste es bastante bueno. Los valores de v y P_i particulares de cada curva son los de la tabla 3.

TABLA 3. Valores de v y P_i según el modelo

Potencial	pot. libre	-1200 mV
v (m.s ⁻¹)	1.6×10^{-9}	2.7×10^{-9}
P_i (% P_0)	51	27

Para comprobar la capacidad de predicción del modelo en cuanto a la velocidad de propagación, se ha medido ésta para los dos potenciales de la tabla, utilizando probetas DCB sometidas a apertura constante. Los resultados obtenidos son del tipo de los mostrados en la figura 7, que son los obtenidos a potencial libre de corrosión. La velocidad media de propagación, para valores de K_I comprendidos entre 10 y 25 MPa·m^{1/2}, es de 1.9×10^{-9} m·s⁻¹ para el potencial libre de corrosión y 3.6×10^{-9} m·s⁻¹ para -1200 mV; en ambos casos, la velocidad medida concuerda bien con la obtenida analizando, mediante la expresión (5), los resultados de los ensayos de tracción lenta sobre probetas entalladas.

Respecto a la carga de iniciación P_i , teniendo en cuenta que es conceptualmente idéntica a la

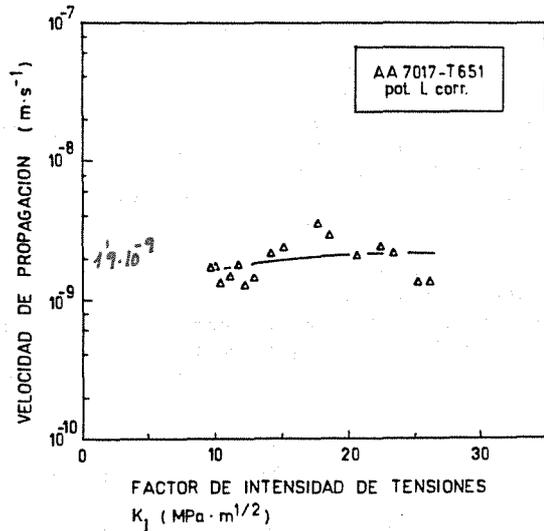


Fig. 7. Probeta DCB. Efecto del factor de intensidad de tensiones sobre la velocidad de propagación de una fisura. Potencial libre de corrosión.

carga umbral de los ensayos a carga constante, se han realizado este tipo de ensayos para determinarla. Debido a la larga duración de los ensayos, no se dispone aún de los valores de P_i ; se conocen sin embargo cotas superiores ya que se han producido algunas roturas de probetas entalladas sometidas a carga constante. Así, la carga umbral para el potencial libre es menor que $0.7P_0$, mientras que para -1200 mV es menor que $0.4P_0$. En ambos casos, los resultados disponibles no parecen contrariar los valores de la carga de iniciación predichos.

4. CONCLUSIONES

1. En la aleación de susceptibilidad media AA7017-T651, la carga de rotura de las probetas entalladas, ensayadas a tracción lenta, permite determinar de forma nítida el efecto del potencial electroquímico, aunque con la dispersión característica de la corrosión bajo tensión.
2. Se ha propuesto un modelo fenomenológico que permite relacionar la carga de rotura, de las probetas entalladas utilizadas, con la velocidad de sollicitación.
3. Se ha determinado experimentalmente, para dos potenciales concretos, la dependencia de la carga de rotura respecto a la velocidad de sollicitación para una gama limitada de velocidades. Analizando esa dependencia de acuerdo con el modelo, se han podido calcular la carga de iniciación y la velocidad de propagación de la fisura. Los valores calculados de la velocidad de propagación concuerdan con los valores experimentales disponibles.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CICYT la financiación parcial de este trabajo, a través del proyecto PC 85-0096-C01-01, y a la Industria Española del Aluminio S.A. por permitir su publicación.

6. REFERENCIAS

- [1] Parkins R.N. (1979), "Development of Strain Rate Testing and Its Implications", ASTM STP-665, pp. 5-25.
- [2] Holroyd N.J.H. y Scamans G.M. (1984), "Slow Strain Rate Stress Corrosion Testing of Aluminum Alloys", ASTM STP-821, pp. 202-241.
- [3] L. Caballero, C. García-Cordovilla, A. Pamies, V. Sánchez-Gálvez, E. Louis y M. Elices. (1989), "Susceptibilidad de la Aleación AA7017 a la Corrosión bajo Tensión: Influencia del Tipo de Ensayo y del Tipo de Probeta", Actas del VI Encuentro del Grupo Español de Fractura (Eds. J. Domínguez, J. García-Lomas y A. Navarro), Sevilla, pp. 37-43.
- [4] Sánchez-Gálvez V., Caballero L. y Elices M. (1985), "The Effect of Strain Rate on the Stress Corrosion Cracking of Steels for Prestressing Concrete", ASTM STP-866 pp. 428-436.
- [5] Hyatt M.V. (1970), "Use of Precracked Specimens in Stress Corrosion Testing of High Strength Aluminium Alloys", Corrosion, 26(11), pp. 487-503.

INTERACCION GRIETA-SUPERFICIE BAJO CAMPOS TERMOMECANICOS TRANSITORIOS.**Martinez-Esnaola, J.M.* y Atkinson, C.****

* Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), Apartado 1555, 20080 San Sebastian.

** Department of Mathematics, Imperial College, Huxley Building, 180 Queen's Gate, London SW7 2BZ.

Resumen.- Se ha desarrollado una solución fundamental con discontinuidad en temperatura $2T_0H(t-t_0)$ a lo largo de un corte semi-infinito (una dislocación térmica) y campos continuos de tracciones y desplazamientos. Esta solución se utiliza en combinación con las soluciones para dislocaciones elásticas para estudiar la interacción de un campo de temperaturas variable con el tiempo con una grieta en las proximidades de una superficie.

Abstract.- A fundamental solution is developed which has a jump in temperature $2T_0H(t-t_0)$ on a semi-infinite cut (a transient thermal dislocation) together with continuous traction and displacement fields. This solution is used together with elastic dislocation solutions to study the interaction of time dependent temperature fields with subsurface or surface breaking cracks.

1. INTRODUCCION

En esta comunicación, se presentan las soluciones para una "dislocación térmica" con la propiedad de que el campo de temperaturas, variable con el tiempo, es discontinuo a lo largo de un corte semi-infinito, pero manteniendo la continuidad de los desplazamientos y tracciones asociados.

En la sección 2, se obtienen los campos de temperaturas, desplazamientos y tensiones correspondientes a una dislocación térmica aislada. Estas soluciones se generalizan, en la sección 3, para el problema de una dislocación térmica próxima a una superficie sometida a determinadas condiciones de contorno de temperatura. Estos resultados se utilizan para resolver el problema de una grieta en presencia de una superficie libre, estableciendo ecuaciones integrales para los campos térmicos y elásticos. Las ecuaciones integrales obtenidas son

singulares y se tratan transformándolas en ecuaciones de Fredholm que pueden ser resueltas numéricamente. Con este análisis, se pueden determinar los campos de temperaturas, desplazamientos y tensiones en cualquier punto del cuerpo.

En particular, se pueden calcular los desplazamientos en la superficie libre. Esta magnitud tiene especial interés en la detección de defectos internos del material mediante técnicas de fotodesplazamientos. En este método se utilizan dos lasers que barren la superficie del cuerpo. Uno de ellos genera una fuente de calor y el otro mide los desplazamientos de la superficie. La sensibilidad del método dependerá por tanto de la capacidad para detectar las perturbaciones en los desplazamientos originados por la presencia de defectos internos del material. El análisis que se presenta en esta comunicación tiene en cuenta las interacciones térmica y termoelástica, así como la influencia del

contorno, y se utilizará en la sección 4 para modelizar un experimento de fotodesplazamiento.

2. DISLOCACION TERMICA EN UN MEDIO INFINITO

2.1 Problema térmico

Se considera un medio infinito bidimensional en el plano x_1x_2 sometido a las siguientes condiciones de contorno de temperatura (Fig. 1).

$$\begin{aligned} &T_0 f(t), \quad x_1 < 0, \quad x_2 = 0^+ \\ &- T_0 f(t), \quad x_1 < 0, \quad x_2 = 0^- \\ &T = 0, \quad x_1 > 0, \quad x_2 = 0 \end{aligned} \quad (1)$$

donde T_0 es un incremento de temperatura medido a partir del estado de referencia y T es continua en el resto del cuerpo. La solución del problema de transmisión de calor en régimen transitorio, con las condiciones de contorno (1) viene dada por [1]

$$\begin{aligned} &T = \frac{T_0 x_2}{4\pi k_1} \int_{-\infty}^0 dx' \int_0^t \frac{f(\tau)}{(t-\tau)^2} \\ &\exp \left(- \frac{(x_1 - x')^2 + x_2^2}{4k_1(t-\tau)} \right) d\tau \end{aligned} \quad (2)$$

donde k_1 es la difusividad térmica del material.

Si se particulariza la ecuación (2) para el caso $f(t) = H(t-t_0)$, se obtiene la solución para una dislocación térmica situada en el origen en el instante $t=t_0$ con salto de temperatura $2T_0$ en $x_1 < 0$, $x_2 = 0$, para todo $t > t_0$. Tras algunas manipulaciones matemáticas, el campo de temperaturas resultante puede escribirse en la forma siguiente

$$\begin{aligned} &T = \frac{T_0}{\pi} H(t-t_0) \int_{\gamma_1}^{\frac{\pi}{2}} \\ &\exp \left(- \frac{x_2^2}{4k_1(t-t_0) \cos^2 \gamma} \right) d\gamma \quad (\text{sgn} x_2) \end{aligned} \quad (3)$$

donde

$$\gamma_1 = \tan^{-1} \frac{x_1}{|x_2|} \quad (4)$$

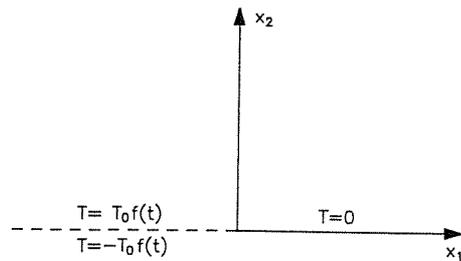


Fig. 1 Condiciones de contorno de temperatura en un medio infinito.

2.2 Análisis de tensiones

Considérese ahora un medio termoelástico lineal bajo condiciones de deformación plana. El problema se formula utilizando la teoría de los potenciales complejos de Muskhelishvili [2]. Llamando

$$\sigma = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2}, \quad \tau = \frac{\sigma_{22} - \sigma_{11}}{2} + i\sigma_{12},$$

$$u = u_1 + iu_2 \quad (5)$$

las tensiones y desplazamientos pueden expresarse mediante las funciones complejas $\phi(z)$ y $\psi(z)$ de la variable compleja $z = x_1 + ix_2$

$$\sigma = \Phi(z) + \overline{\Phi(z)} - \frac{\beta}{2} T(z, \bar{z}, t)$$

$$\tau = z\bar{\Phi}'(z) + \Psi(z) -$$

$$\frac{\beta}{2} \int_{a(z,t)}^{\bar{z}} \frac{\partial T}{\partial z}(z, \xi, t) d\xi \quad (6)$$

$$2\mu\bar{u} = (3-4\nu) \overline{P(z)} - z\Phi(z) -$$

$$Q(z) + \frac{\beta}{2} \int_{a(z,t)}^{\bar{z}} T(z, \xi, t) d\xi$$

donde μ es el módulo de elasticidad transversal y $\beta = E\alpha / (1-\nu)$ para deformación plana, siendo E el módulo de Young, ν el módulo de Poisson y α el coeficiente de dilatación térmica lineal. La función $a(z, t)$ es de momento arbitraria. Por último, P y Q son funciones que verifican

$$\frac{\partial P}{\partial z} = \Phi$$

$$\frac{\partial Q}{\partial z} = \Psi(z) - \frac{\beta}{2} T[z, a(z, t), t] \frac{\partial a(z, t)}{\partial z} \quad (7)$$

Debido a la presencia de la función T en las ecuaciones (6), puede observarse que los campos de tensiones y desplazamientos serán, en principio, discontinuos en $x_1 < 0$, $x_2 = 0$. Sin embargo, se ha demostrado [3] que puede generarse una solución con tracciones y desplazamientos continuos eligiendo $a(z, t) = 0$ y los potenciales

complejos de la forma $\phi(z)=0, \psi(z)=-[i\beta T_0 H(t-t_0)/2\pi] \ln z$. De esta forma, las ecuaciones (6) se expresan

$$\sigma = -\frac{\beta}{2} T(z,z,t)$$

$$\tau = -\frac{i\beta}{2\pi} T_0 H(t-t_0) \ln z - \frac{\beta \bar{z}}{2} \int_0^z \frac{\partial T}{\partial z}(z,\xi,t) d\xi + F(z,t)$$

$$2\mu \bar{u} = \quad (8)$$

$$\frac{i\beta}{2\pi} T_0 H(t-t_0) z(\ln z - 1) + \frac{\beta \bar{z}}{2} \int_0^z T(z,\xi,t) d\xi - \int_{b(t)}^z F(\xi,t) d\xi$$

donde $b(t)$ y $F(z,t)$ son funciones que pueden elegirse arbitrariamente.

En particular, tiene especial interés el cálculo de las tracciones $\sigma + i\tau = \sigma_{22} + i\sigma_{12}$ para posteriores aplicaciones en la modelización de grietas. Imponiendo la condición de que las tensiones se anulen en el infinito y tras un laborioso desarrollo, se obtiene finalmente la siguiente expresión

$$(\sigma + i\tau) = -\frac{i\beta T_0}{4\pi} H(t-t_0) \left\{ \frac{4k_1(t-t_0)}{z^2} \left[\exp\left(-\frac{z\bar{z}}{4k_1(t-t_0)}\right) - 1 \right] - \int_1^{\infty} \frac{1}{p} \exp\left(-\frac{z\bar{z}p}{4k_1(t-t_0)}\right) dp \right\} \quad (9)$$

Los detalles matemáticos de este desarrollo pueden encontrarse en la ref. [3]. Puede comprobarse, realizando una integración por partes, que la integral de la ecuación (9) origina la singularidad $\ln|z|$ en las tensiones para $|z| \rightarrow 0$.

Las tracciones (9) se muestran en las Figs. 2 y 3 como funciones del ángulo polar θ para diferentes valores de la distancia normalizada $Q = z\bar{z}/4k_1(t-t_0)$. Las Figs. 4 y 5 muestran la variación de las tensiones con Q para diferentes valores de θ . En las figuras, $\bar{\sigma}_{22}$ y $\bar{\sigma}_{12}$ representan las tensiones normalizadas $\bar{\sigma}_{22} = 4\pi\sigma_{22}/\beta T_0 H(t-t_0)$ y $\bar{\sigma}_{12} = 4\pi\sigma_{12}/\beta T_0 H(t-t_0)$.

3. GRIETA PARALELA A UNA SUPERFICIE

Se considera una grieta paralela a una superficie libre y a distancia a de la misma, según se muestra en la Fig. 6.

3.1 Dislocación térmica en las proximidades de una superficie

El campo de temperaturas creado por una dislocación térmica en el origen (ver Fig. 6) se obtiene a partir de la solución (3) para un medio infinito

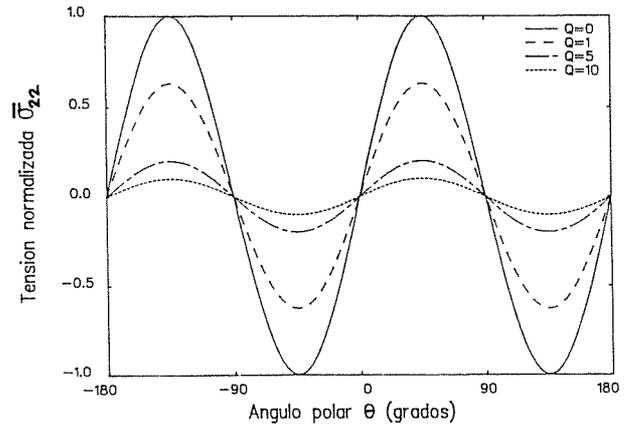


Fig. 2 Tensión normalizada $\bar{\sigma}_{22}$ en función del ángulo polar.

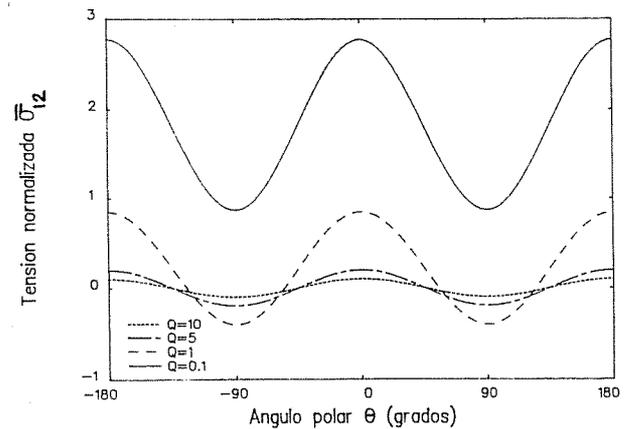


Fig. 3 Tensión normalizada $\bar{\sigma}_{12}$ en función del ángulo polar.

corregido por una solución imagen que depende de las condiciones de contorno de temperatura en la superficie.

$$T = \frac{T_0}{\pi} H(t-t_0) \int_{\gamma_1}^{\pi/2} \exp\left(-\frac{x_2^2}{4k_1(t-t_0)\cos^2\gamma}\right) d\gamma (\text{sgn } x_2) + C \int_{\gamma_1^*}^{\pi/2} \exp\left(-\frac{(x_2+2a)^2}{4k_1(t-t_0)\cos^2\gamma}\right) d\gamma (\text{sgn}(x_2+2a)) \quad (10)$$

donde $C=1$ para $T=0$ en la superficie, $C=-1$ para $\partial T/\partial n=0$ en la superficie, y

$$\gamma_1 = \tan^{-1} \frac{x_1}{|x_2|} \quad \gamma_1^* = \tan^{-1} \frac{x_1}{|x_2+2a|} \quad (11)$$

Es importante señalar que el campo de temperaturas originado por la dislocación imagen no genera discontinuidades en el semiplano $x_2 > -a$, es decir, todas las discontinuidades están relacionadas con

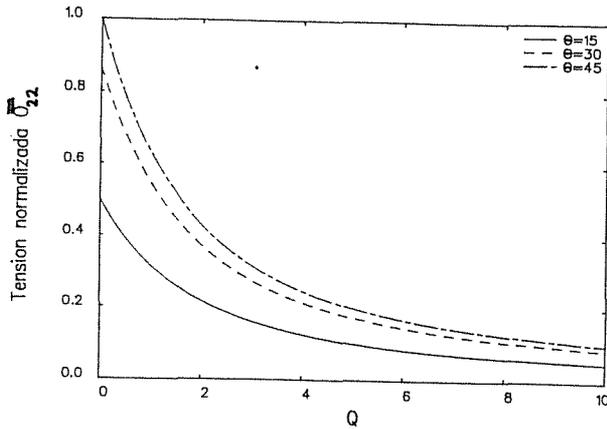


Fig. 4 Variación de $\bar{\sigma}_{22}$ con la distancia normalizada.

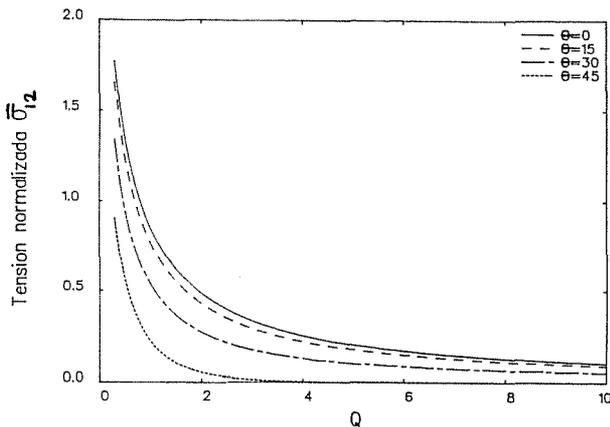


Fig. 5 Variación de $\bar{\sigma}_{12}$ con la distancia normalizada.

la primera integral que corresponde a la solución de un medio infinito. Por tanto, los campos de tensiones y desplazamientos pueden expresarse mediante las ecuaciones (8) donde ahora T está dada por (10). Tras un laborioso desarrollo matemático, las tracciones $\sigma + \tau = \sigma_{22} + i\sigma_{12}$ resultan

$$\begin{aligned}
 (\sigma + \tau) = & -\frac{i\beta T_0}{4\pi} H(t-t_0) \\
 & \left\{ \frac{4k_1(t-t_0)}{z^2} \left[\exp\left(-\frac{z\bar{z}}{4k_1(t-t_0)}\right) - 1 \right] \right. \\
 & - \int_1^{\infty} \frac{1}{p} \exp\left[-\frac{z\bar{z}p}{4k_1(t-t_0)}\right] dp \\
 & + C \int_0^1 \frac{(z-\bar{z}p+4ai)z}{\left(\frac{z+\bar{z}p}{2}\right)^2 + \left(\frac{z-\bar{z}p}{2i}+2a\right)^2} \\
 & \left. \exp\left[-\frac{\left(\frac{z+\bar{z}p}{2}\right)^2 + \left(\frac{z-\bar{z}p}{2i}+2a\right)^2}{4k_1(t-t_0)}\right] dp \right\} \quad (12)
 \end{aligned}$$

Comparando (9) con (12) hay que señalar el término adicional relacionado con la presencia de la superficie. Asimismo

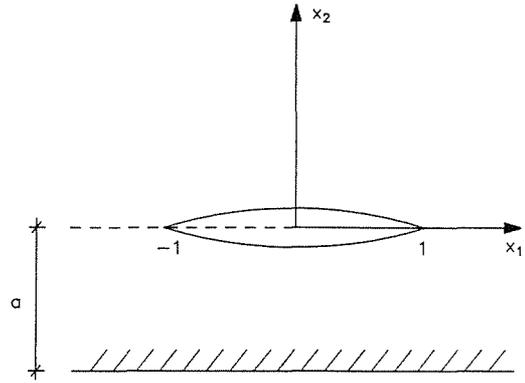


Fig. 6 Grieta paralela a la superficie.

puede observarse que este término tiende a cero cuando $a \rightarrow \infty$.

3.2 Problema Térmico

La solución (10) permite determinar el gradiente térmico creado por la dislocación a través de $x_2=0$.

$$\begin{aligned}
 \left(\frac{\partial T}{\partial x_2} \right)_{x_2=0} = & \frac{T_0}{\pi} H(t-t_0) \left[\frac{1}{x_1} \exp\left(-\frac{x_1^2}{4k_1(t-t_0)}\right) \right. \\
 & + C \frac{x_1}{x_1^2+4a^2} \exp\left[-\frac{x_1^2+4a^2}{4k_1(t-t_0)}\right] \\
 & - C \int_{\tan^{-1} \frac{x_1}{2a}}^{\frac{\pi}{2}} \frac{a}{k_1(t-t_0)\cos^2\gamma} \\
 & \left. \exp\left[-\frac{a^2}{k_1(t-t_0)\cos^2\gamma}\right] d\gamma \right] \quad (13)
 \end{aligned}$$

Para facilitar los desarrollos posteriores, se denotará por $h_1(x_1, t, t_0)$ el término entre corchetes de la ecuación (13). Ahora se sustituye la grieta por una distribución de dislocaciones térmicas de densidad $T_0(\xi, t_0)$ en la posición $x_1=\xi, x_2=0, -1 < \xi < 1$ y en el instante $t_0, 0 < t_0 < t$. Para determinar esta densidad, se utiliza la condición de que la grieta está aislada térmicamente, es decir,

$$\frac{1}{\pi} \int_{-1}^1 d\xi \int_0^t T_0(\xi, t_0) h_1(x_1-\xi, t, t_0) dt_0 + f(x_1, t) = 0 \quad (14)$$

donde $f(x_1, t)$ es el gradiente térmico aplicado exteriormente en ausencia de la grieta.

La expresión (14) representa una ecuación integral singular que puede invertirse [4] y transformarse en una ecuación de Fredholm

$$\int_0^t T_0(\xi, t_0) dt_0 = \frac{(1-\xi^2)^{-1/2}}{\pi^2} \left\{ P(\xi, t) - \int_{-1}^1 d\xi \int_0^t T_0(\xi, t_0) \right.$$

$$\left. [Q(\xi, \xi, t, t_0) + R_1(\xi, \xi, t, t_0)] dt_0 \right\} \frac{(1-\xi^2)^{-1/2}}{\pi^2} S(t) \quad (15)$$

donde P, Q y R₁ son funciones conocidas dependientes del gradiente térmico impuesto f(x₁, t). Sus expresiones detalladas pueden encontrarse en la ref. [3]. Por último, la función S(t) es una constante de integración que se determina imponiendo la condición de que la grieta está cerrada en sus extremos, es decir, que el número total de dislocaciones térmicas es cero.

La ecuación integral resultante (15) es no-singular y puede resolverse numéricamente sustituyendo las integrales por sumas ponderadas sobre un número fijado de puntos. Una vez determinada la densidad T₀(ξ, t₀), las tracciones en un punto arbitrario se calculan por superposición de las soluciones correspondientes a una dislocación, ecuación (12), obteniéndose

$$\sigma_{+\tau} = \frac{i\beta}{4\pi} \left\{ \int_{-1}^1 \frac{d\xi}{(z-\xi)^2} \int_0^t 4k_1(t-t_0) T_0(\xi, t_0) \right.$$

$$\left. \left[\exp\left(-\frac{(z-\xi)(\bar{z}-\xi)}{4k_1(t-t_0)}\right) - 1 \right] dt_0 \right.$$

$$\left. - \int_{-1}^1 d\xi \int_0^t T_0(\xi, t_0) dt_0 \int_1^\infty \frac{1}{p} \exp\left(-\frac{(z-\xi)(\bar{z}-\xi)p}{4k_1(t-t_0)}\right) dp \right.$$

$$\left. + C \int_{-1}^1 d\xi \int_0^t T_0(\xi, t_0) dt_0 \int_0^1 \frac{[(z-\xi) - (\bar{z}-\xi)p + 4ai](\bar{z}-\xi)}{\left(\frac{(z-\xi) + (\bar{z}-\xi)p}{2}\right)^2 + \left(\frac{(z-\xi) - (\bar{z}-\xi)p}{2i} + 2a\right)^2} \right.$$

$$\left. \exp\left[-\frac{\left(\frac{(z-\xi) + (\bar{z}-\xi)p}{2}\right)^2 + \left(\frac{(z-\xi) - (\bar{z}-\xi)p}{2i} + 2a\right)^2}{4k_1(t-t_0)} \right] dp \right\} \quad (16)$$

3.3 Tracciones sobre la grieta

Las tracciones sobre la grieta se calculan particularizando la ecuación (16) para el punto z=x₁. Sean σ_c(x₁) y τ_c(x₁) las tensiones normal y tangencial resultantes para un instante t. Para anular estas tracciones, la grieta se modeliza como una distribución de dislocaciones elásticas de densidad b₁(ξ) + ib₂(ξ), -1 < ξ < 1. Las tensiones originadas por una dislocación situada en el origen a distancia a de la superficie libre, con vector de Burgers b₁+ib₂, sobre el eje x₁ vienen dadas por [4]

$$\sigma_{22} = \frac{\mu}{2\pi(1-\nu)} \left[f_1(x_1) b_1 + \left(\frac{1}{x_1} + f_2(x_1) \right) b_2 \right]$$

$$\sigma_{12} = \frac{\mu}{2\pi(1-\nu)} \left[\left(\frac{1}{x_1} + f_3(x_1) \right) b_1 + f_4(x_1) b_2 \right] \quad (17)$$

donde f₁, f₂, f₃ y f₄ son funciones racionales dependientes de la coordenada x₁ y de la distancia a (cfr. ref. [3]). La condición de labios de la grieta descargados conduce a las siguientes ecuaciones

$$\int_{-1}^1 \frac{b_2(\xi)}{x_1-\xi} d\xi + \int_{-1}^1 [f_1(x_1-\xi) b_1(\xi) + f_2(x_1-\xi) b_2(\xi)] d\xi +$$

$$\frac{2\pi(1-\nu)}{\mu} \sigma_c(x_1) = 0$$

$$\int_{-1}^1 \frac{b_1(\xi)}{x_1-\xi} d\xi + \int_{-1}^1 [f_3(x_1-\xi) b_1(\xi) + f_4(x_1-\xi) b_2(\xi)] d\xi +$$

$$\frac{2\pi(1-\nu)}{\mu} \tau_c(x_1) = 0 \quad (18)$$

Las expresiones (18) representan dos ecuaciones integrales singulares acopladas para la determinación de las densidades b₁(ξ) y b₂(ξ). Aplicando una técnica análoga a la señalada para el caso de las dislocaciones térmicas, es posible utilizar una fórmula de inversión para la parte singular y transformar las expresiones (18) en ecuaciones integrales no-singulares que pueden resolverse numéricamente sustituyendo las integrales por sumas.

3.4 Tracciones en el contorno

Las tracciones originadas en el contorno por la distribución de dislocaciones térmicas T₀(ξ, t₀) se evalúan utilizando la ecuación (16) con z=x₁-ai (ver Fig. 6), y se denotarán por σ_b(x₁) y τ_b(x₁). Para anular estas tracciones se considera una distribución de dislocaciones en el contorno de densidad b₁(ξ)+ib₂(ξ) -∞ < ξ < ∞, obteniéndose una ecuación análoga a (18). Sin embargo, en este caso, pueden utilizarse las soluciones para una dislocación en medio infinito, es decir, con f_i=0, i=1, ..., 4. La ecuación integral resultante puede invertirse directamente y conduce a las siguientes soluciones

$$b_2(\xi) = - \frac{2(1-\nu)}{\pi\mu} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\sigma_b(x_1)}{x_1-\xi} dx_1$$

$$b_1(\xi) = - \frac{2(1-\nu)}{\pi\mu} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\tau_b(x_1)}{x_1-\xi} dx_1 \quad (19)$$

Finalmente, esta distribución $b_1(\xi)+ib_2(\xi)$ en el contorno genera un campo de tensiones en el cuerpo y en particular sobre la grieta. Para anular estas tracciones, la grieta vuelve a modelizarse como una distribución de dislocaciones elásticas, como se ha descrito en la sección 3.3.

4. RESULTADOS

El análisis descrito en secciones precedentes puede aplicarse a otros problemas con diferentes posiciones relativas entre grieta y superficie libre, sin más que modificar las expresiones de algunas funciones (cfr. ref. [3]). Como ejemplo, se presenta la modelización de un experimento de fotodesplazamiento realizado por Martín y Ash [5,6]. El esquema se muestra en la Fig. 7. Un bloque de vidrio agrietado se explora utilizando un par de lasers; uno de ellos genera una fuente de calor y el otro mide el desplazamiento normal de la superficie.

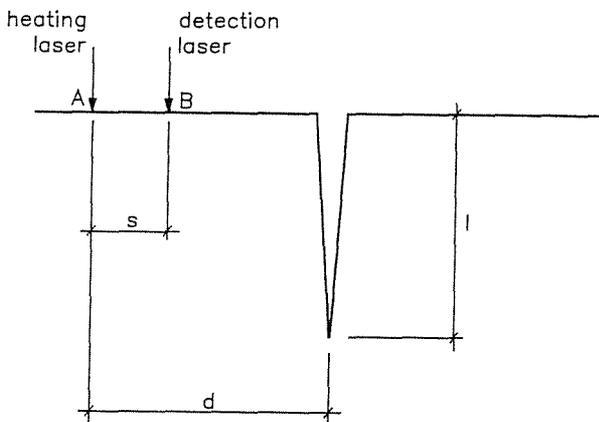


Fig. 7 Esquema de un experimento de fotodesplazamiento [5,6].

En este ejemplo, el laser de calentamiento se ha modelizado como una fuente puntual de calor con variación armónica en el tiempo de frecuencia $\omega=10$ KHz [6]. Las propiedades del material son $E=55$ GPa, $\nu=0.22$, $\alpha=9 \times 10^{-6}$ C⁻¹, $k_1=0.125 \times 10^{-6}$ m²/s. La longitud de la grieta es $l=20 \mu\text{m}$ y la separación entre los lasers $s=20 \mu\text{m}$.

Utilizando el análisis descrito se ha calculado la variación de los desplazamientos de la superficie con el tiempo. Los resultados obtenidos se encuentran en la Fig. 8 donde se representa la amplitud relativa del desplazamiento en el punto B como función de la posición del laser de calentamiento A con respecto a la grieta. Estos

resultados son coincidentes con las medidas experimentales obtenidas en las refs. [5,6] pudiéndose apreciar claramente el efecto de la grieta.

Se ha efectuado otra serie de cálculos suponiendo que los dos lasers están situados en lados opuestos de la grieta y considerando diferentes separaciones s entre los mismos. La Fig. 9 muestra los resultados obtenidos. El desplazamiento u (normalizado respecto al desplazamiento correspondiente a $s=20 \mu\text{m}$, u_{20}) se representa como función de la separación s entre los lasers. Dado que la presencia de la grieta se detecta por una caída en la amplitud (ver Fig. 9), puede observarse que el espaciado óptimo entre los lasers para la frecuencia considerada, es $s=20 \mu\text{m}$, resultado que coincide con las medidas experimentales descritas por Martín y Ash [5,6].

5. CONCLUSIONES

Se ha obtenido la solución para una dislocación térmica en régimen transitorio con discontinuidad en el campo de temperaturas y continuidad en los campos de tensiones y desplazamientos. Esta solución se ha utilizado junto con distribuciones de dislocaciones elásticas para el análisis de cuerpos termoelásticos con grietas bajo campos de temperaturas variables con el tiempo.

Esta formulación del problema conduce a ecuaciones integrales singulares para las densidades de dislocaciones térmicas y elásticas que resultan complicadas por el efecto de la superficie libre. Las ecuaciones singulares se han transformado en ecuaciones de Fredholm para hacer posible su tratamiento numérico.

6. REFERENCIAS

- [1] Carslaw, H.S. and Jaeger, J.C. (1959) "Conduction of Heat in Solids", Oxford University Press.
- [2] Muskhelishvili, N.I. (1953) "Some Basic Problems in the Mathematical Theory of Elasticity", Noordhoff.
- [3] Atkinson, C. and Martínez-Esnaola, J.M. (1989) "Time Dependent Temperature Fields and Stress Interactions with Subsurface or Surface Breaking Defects", pendiente de publicación.
- [4] Atkinson, C. (1972) "On Dislocation Densities and Stress Singularities Associated with Cracks and Pile-ups in Inhomogeneous Media", Int. J. Engng. Sci, 10, pp. 45-71.

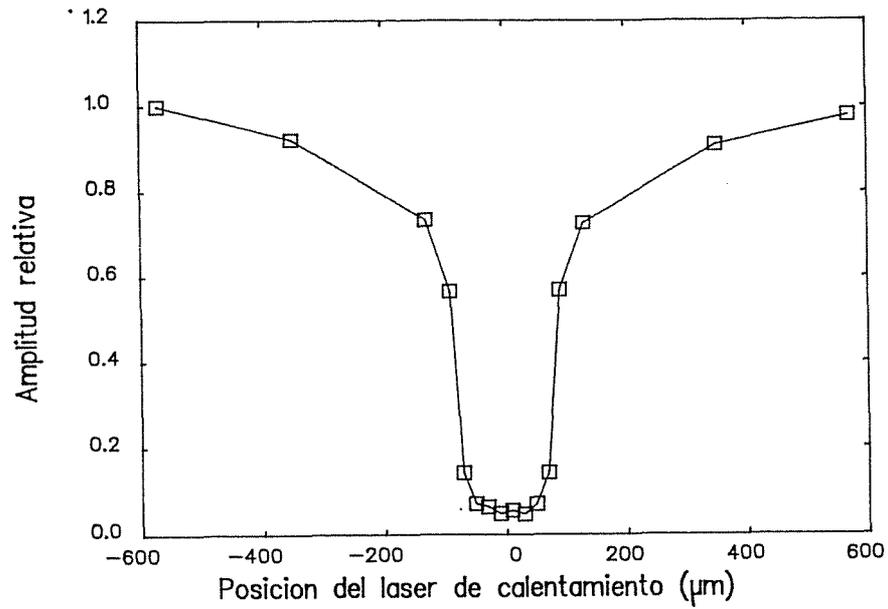


Fig. 8 Amplitud del desplazamiento normal en el punto B.

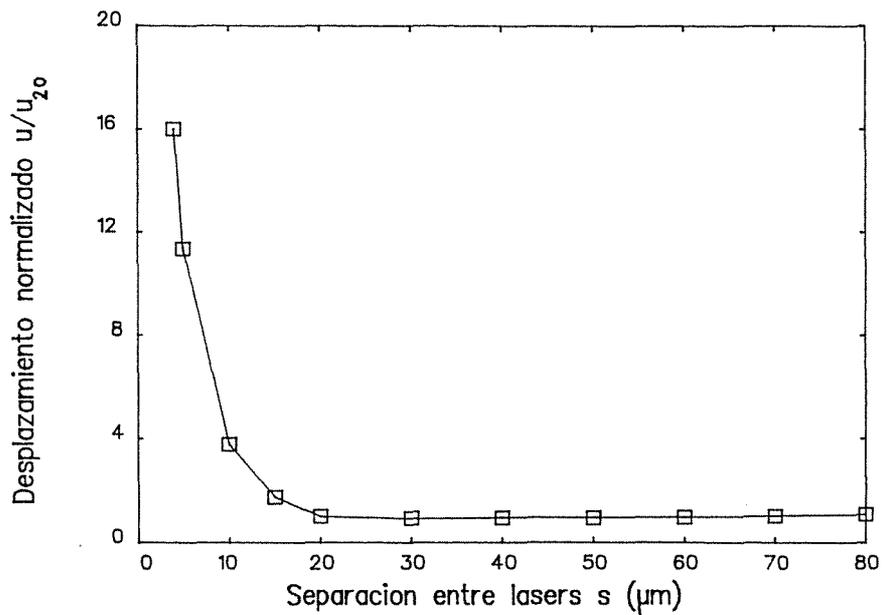


Fig. 9 Desplazamiento en función de la separación entre los lasers.

-
- [5] Martin, Y. (1985) "Thermo-displacement Microscopy", Ph.D. Thesis, Dept. of Electronic and Electrical Engineering, University College London.
- [6] Martin, Y. and Ash, E.A. (1986) "Photodisplacement Techniques for Defect Detection", Phil. Trans. R. Soc. London, A320, pp. 257-269.

RESULTADOS DE REGULARIDAD Y ACOTACIONES DEL ERROR A PRIORI DEL M.E.F. RELACIONADOS CON LA MECÁNICA DE LA FRACTURA

Gavete L., Michavila F., Heras F. y Herranz J.

Departamento de Matemática Aplicada y Métodos Informáticos.
E.T.S. Ingenieros de Minas (Universidad Politécnica de Madrid).
C/ Ríos Rosas, 21
28003 MADRID

Resumen.- El presente trabajo constituye una recopilación de los resultados existentes sobre regularidad, y acotaciones del error a priori en la norma de la energía, obtenidos de la aplicación del método de elementos finitos a problemas de elasticidad en dos dimensiones. Estos resultados se han obtenido a partir de los años 70, existiendo en la actualidad diversos temas que siguen abiertos. Todo ello es de aplicación en el caso de modelizar por el método de elementos finitos problemas de mecánica de fractura y de materiales compuestos. Como puede verse en este trabajo es fundamental conocer el exponente de la singularidad para poder conocer el error cometido en la aproximación.

Abstract.- This paper constitutes a summary of the state of the art on the regularity results and the approximation error in the energy-norm, obtained when we apply the finite element method to elasticity problems in two-dimensional cases. All the research in this area begin in the 70's years, existing yet now many open problems in this area. All it is important when we use the finite element method to solve fracture problems and also in the case of composite materials. As it is shown in this paper the most important parameter in order to know the magnitude of the approximation error, is the exponent of the singularity.

1. INTRODUCCION

El método de Elementos Finitos aunque ya existían algunos antecedentes comienza a desarrollarse en el año 1956 y tiene una fase inicial de investigación y desarrollo que va unida a la existencia de ordenadores cada vez más potentes. Hasta 1970 no se empiezan a desarrollar las matemáticas del Método de Elementos Finitos y es entonces cuando se estudia la existencia y unicidad de solución en diferentes ecuaciones en derivadas parciales, así como las primeras acotaciones del error.

Durante los años 70 y 80 se desarrollan diferentes acotaciones del error y se presentan diversos resultados de regularidad, así como todo el proceso de $h - p$ convergencia basado fundamentalmente en los estudios de Babuska y sus colaboradores [1-4]. Muchos de los desarrollos implican la existencia de múltiples temas abiertos que todavía permanecen sin resolver en su totalidad.

El error introducido en la aproximación u_h mediante el M.E.F. de la solución real u se produce en todos los problemas dado que:

$$u \approx u_h = \sum_{e=1}^N \sum_{i=1}^n u_i^{(e)} \psi_i^{(e)} = \sum_{I=1}^M U_I \phi_I \quad (1)$$

en donde N es el número de elementos finitos del mallado, M es el número total de nodos del dominio, n es el número de nodos de un elemento y ψ, ϕ funciones de aproximación que se utilizan en el M.E.F.

La solución u_h del problema mediante el M.E.F. se dice que converge en cada norma dada $\|\cdot\|$ a la solución real u si:

$$\|u\| = \|u - u_h\| \leq Ch^p; p > 0 \quad (2)$$

en donde C es una constante independiente de u y u_h ; y h es una longitud característica ligada al tamaño del diámetro del elemento. La constante p se denomina orden de convergencia.

Cuando los valores de la solución u, de un problema definido por una ecuación diferencial, o alguna de sus derivadas se aproxima al infinito en puntos, líneas o superficies de un dominio Ω , la solución se dice que posee una "singularidad" o que es una función de baja regularidad, en dicha zona del dominio Ω . La aproximación de funciones con singularidades presenta grandes dificultades, dado que se modifica fuertemente el orden de convergencia p definido anteriormente. Un caso muy típico aparece con la existencia de grietas.

Los resultados sobre singularidades van unidos en algunos casos al desarrollo de las matemáticas del Método de Elementos Finitos y comienzan su desarrollo en los años 70 continuándose en la actualidad. Es en el apartado del estudio de regularidad de la solución y de sus acotaciones del error a priori en el que se inscribe el presente trabajo.

2. PROBLEMAS DE ELASTICIDAD CON SINGULARIDADES

Se considera el problema siguiente:

Dadas unas funciones $f = (f_1, f_2)$ de $(L^2(\Omega))^2$ y $g = (g_1, g_2)$ de $(L^2(\partial\Omega))^2$, encontrar una función $u = (u_1, u_2)$ solución de:

$$\sum_{j=1}^2 \frac{\partial}{\partial x_j} \sigma_{ij} + f_i = 0 \text{ en } \Omega \subset \mathbb{R}^2 \quad (3)$$

con las condiciones de contorno

$$u_i = \hat{u}_i \text{ sobre } \partial\Omega_1 \text{ (Dirichlet)}$$

$$\sum_{j=1}^2 \sigma_{ij} \nu_j = g_i \text{ sobre } \partial\Omega_2 \text{ (Neumann)}$$

para $i = 1, 2$

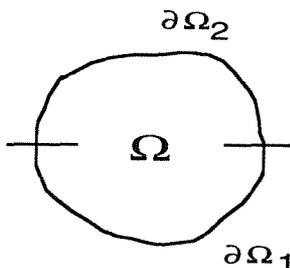


Figura 1

En este caso se verifican las propiedades necesarias para poder asegurar la existencia y unicidad de la solución como puede verse en Raviart y Thomas [5].

Consideremos ahora un subdominio $\Omega \subset \mathbb{R}^2$ con un vértice entrante en el punto S formando un ángulo interior w y sean ϵ_1, ϵ_2 los contornos correspondientes a los lados del vértice S, ver figura 2.

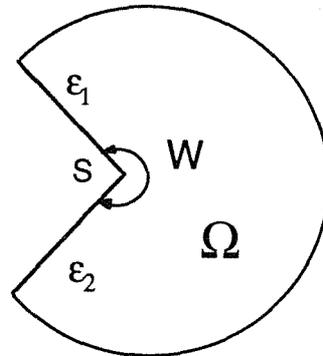


Figura 2

Entonces de acuerdo con los trabajos de Grisvard [6] se genera una singularidad de la forma siguiente

$$u(x_1, x_2) = r^{\alpha_1} u(\theta) \text{ con } 0 \leq \text{Re } \alpha_1 < 1 \quad (4)$$

y tomando el origen de coordenadas en el punto S.

Para un material homogéneo los exponentes α_1 son solución de:

Tabla 1 Cálculo del exponente de la singularidad.

CALCULO DE α_1	CONDICIONES DE CONTORNO	
	ϵ_1	ϵ_2
$\text{sen}^2 w \alpha_1 = \left(\frac{\lambda+\mu}{\lambda+3\mu}\right)^2 \alpha_1^2 \text{sen}^2 w$	(D) Dirichlet	(D) Dirichlet
$\text{sen}^2 w \alpha_1 = \alpha_1^2 \text{sen}^2 w$	(N) Neumann	(N) Neumann
$\text{sen}^2 w \alpha_1 = \frac{(\lambda+2\mu)^2 - (\lambda+\mu)^2 \alpha_1^2 \text{sen}^2 w}{(\lambda+\mu)(\lambda+3\mu)}$	(D) Dirichlet	(N) Neumann

λ y μ = coeficientes de Lamé.

Se puede ver fácilmente que $w > \pi$ es el valor crítico para que exista la singularidad en el caso de que ambas condiciones de contorno sean de Dirichlet o de Neumann (caso de fractura de material homogéneo). Pero si se tienen condiciones de contorno mixtas, pueden existir singularidades para $w < \pi/2$ (caso de empotramientos de voladizos).

Otro tipo de singularidades que aparece frecuentemente es el caso de materiales compuestos o estratificados, y lo mismo que hemos visto en el caso anterior existen procedimientos de cálculo del coeficiente α_1 , como los seguidos por Leguillon y Sánchez Palencia [7].

En función del valor de α_1 conocido se plantean fórmulas de acotación del error como las comentadas en [4]. Sin embargo, el paso de ecuaciones elípticas escalares a elasticidad lineal implica algunos cambios en cuanto a la existencia de singularidades debido a variación de resultados en los teoremas concernientes a la regularidad de la solución.

Con todos los resultados comentados podemos conocer a priori en función de las características del dominio, (forma del dominio, tipos de materiales y sus contornos de interfase, fuerzas exteriores) las singularidades existentes.

3. ACOTACIONES DEL ERROR A PRIORI

Al aplicar el método de elementos finitos a un problema cualquiera se pueden establecer dos tipos diferentes de acotaciones del error: 1) A priori, es decir, antes de resolver el problema y que son las que vamos a ver en este apartado. 2) A posteriori, es decir, conocer el error cometido en función de los resultados obtenidos. Debido a la extensión del trabajo no vamos a entrar en este tipo de error.

Dentro del error a priori se pueden realizar estimaciones de error de tipo global o local estando todas ellas influenciadas fuertemente por la regularidad de la solución, (que viene determinada por el valor exponente α_1). Algunas de estas estimaciones de error son todavía hoy temas abiertos de investigación.

La acotación del error global para h-convergencia en la norma de la energía (norma 1) viene dada por

$$\|u - u_h\|_{1,\Omega} \leq Ch^{\min(K,r-1)} \tag{5}$$

siendo K el orden del polinomio completo de aproximación de la función y r el grado de regularidad (que se podría relacionar con el tipo del espacio al que pertenece la solución).

Vamos ahora a generalizar y comentar los órdenes de convergencia en algunos casos particulares. Consideremos el caso de un dominio poligonal plano $\Omega \subset \mathbb{R}^2$ con un contorno $\partial\Omega$ que consiste en M segmentos (o arcos regulares) entre los vértices $S_j, j=1,2,\dots,M$, que tienen ángulos interiores $0 < w_1, \dots, w_M < 2\pi$ (ver figura

3).

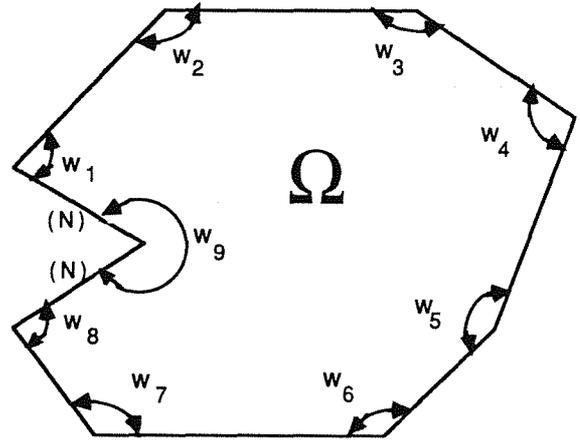


Figura 3

Supongamos que queremos resolver la ecuación (3) en este dominio, con condiciones de contorno de Neumann (N)

Entonces si $\beta_j = \pi/w_j$ la solución

$$u \in H^r(\Omega) \text{ y } H^m(\Omega) = \left\{ v/v, \frac{\partial v}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y}, \dots, \frac{\partial^m v}{\partial z^m} \in L^2(\Omega) \right\}$$

$$\text{siendo } L^2(\Omega) = \left\{ u / \int_{\Omega} |u|^2 dx < \infty \right\}.$$

es justo lo bastante regular, como para satisfacer:

$$u \in H^{1+\beta_M}(\Omega) \tag{6}$$

siendo en este caso $1+\beta_M = r$

Entonces para los dominios indicados en la figura 2, tendremos:

Rectangular	$u \in H^3(\Omega)$	} (7)
En forma de L	$u \in H^{(5/3)}(\Omega)$	
Grieta	$u \in H^{(3/2)}(\Omega)$	

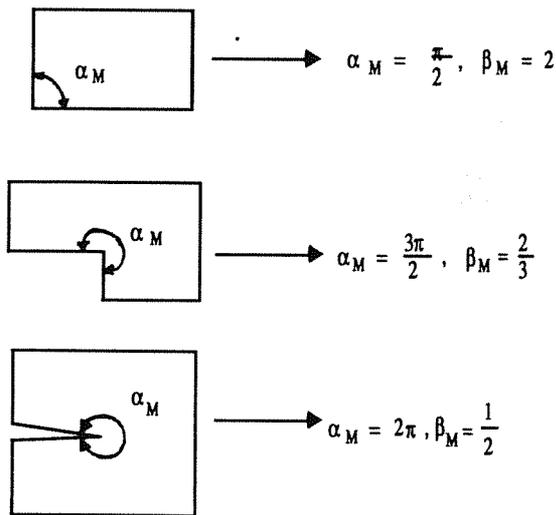


Figura 4

Entonces si empleamos elementos finitos con polinomios de grado k , en la aproximación de (1.18) los órdenes globales de convergencia (acotación a priori global del error) para los dominios de la figura 4 son:

$$\left. \begin{array}{l} \text{Rectangular} : \|u-u_h\|_{1,\Omega} \leq C h^{\min(k,2-\epsilon)} \\ \text{En forma de L} : \|u-u_h\|_{1,\Omega} \leq h^{(2/3)} \\ \text{Grieta} : \|u-u_h\|_{1,\Omega} \leq C h^{(1/2)} \end{array} \right\} \quad (8)$$

Entonces en todos los casos excepto en el dominio rectangular, el orden de convergencia no está influido por el orden k del polinomio aproximador y aún en el caso rectangular, solamente el valor $k=1$ controla el orden de convergencia.

Hasta aquí hemos considerado que trabajamos con unos elementos finitos de un cierto orden (grado del polinomio completo de aproximación de la función) y hemos repasado los resultados existentes sobre la acotación del error a priori global. Es decir hemos comentado los resultados existentes sobre acotación del error a priori en lo que se denomina la h -convergencia.

Sin embargo es importante conocer los resultados de acotación del error a priori también en el caso de la p -convergencia (fijamos el tamaño de los elementos finitos y aumentamos progresivamente el grado completo p del polinomio aproximador).

Las acotaciones del error a priori para p -convergencia han sido obtenidas por Babuska, Szabo y Katz [8].

Sea $u \in H^r(\Omega)$, $r > 1$ la solución exacta del problema (1.1) y sea u_p la aproximación por elementos finitos. Entonces

$$\|u-u_p\|_{1,\Omega} \leq C(r,\epsilon) p^{-(r-1)+\epsilon} \quad (9)$$

donde $p = K =$ orden del polinomio completo de aproximación de la función y $\epsilon > 0$ es arbitrario, aunque de acuerdo con los últimos resultados de Babuska y Suri [9], puede suprimirse.

Sin embargo este teorema de acotación global es válido solo para dominios suficientemente regulares, ya que en presencia de singularidades se tiene que:

$$\|u-u_p\|_{1,\Omega} \leq C(r) p^{2(r-1)} \quad (10)$$

Es interesante conocer una estimación global del error a priori del M.E.F. para las versiones h y p combinadas.

Esta estimación h - p del error ha sido obtenida por Babuska y Dorr [4] y posteriormente afinada por Babuska y Suri [9].

$$\|u-u_h\|_1 \leq C h^{\min(k,r-1)} p^{-\alpha(r-1)} \quad (11)$$

$$n = h \text{ ó } p \text{ y } K = p.$$

$\alpha = 1$ para dominios suficientemente regulares.

$\alpha = 2$ en presencia de singularidades.

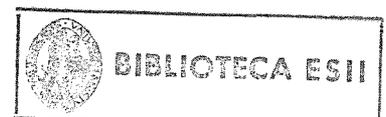
como vemos la acotación del error en la norma de la energía se produce en función de p y h , que muestra que el método converge cuando $h \rightarrow 0$ ó $p \rightarrow \infty$.

Entre los temas que permanecen abiertos en estas acotaciones del error a priori pueden citarse los siguientes casos:

- Mallados no uniformes (elementos h y/o p -adaptativos).
- Mallados con diferentes elementos finitos.
- Cálculo de la constante C para eliminar la desigualdad de las acotaciones, o por lo menos para poner C en función del tipo de elemento finito utilizado, y de la norma empleada en dicha acotación.
- Acotación del error en el caso de emplear elementos singulares.

Es en esta última línea en la que estamos trabajando en la actualidad.

La mayor utilidad de conocer el exponente de la singularidad es la posibilidad de utilizarlo para la generación de los elementos singulares apropiados a cada tipo de singularidad [10-14]. Sin embargo también se pueden utilizar los resultados de regularidad y acotación del error para tratar de evitar o suavizar las singularidades, todo ello es particularmente importante en el caso de la fabricación (y superficies de terminación) de materiales compuestos.



4. BIBLIOGRAFIA

- [1] Babuska, I. (1970) "Finite Element Methods for Domains with Corners", *Computing*, 6, 264-273.
- [2] Babuska, I. (1977) "The Self-Adaptative Approach in the Finite Element Method". J. Whiteman. ed. *Mathematics of Finite Elements with Applications: MAFELAP 1975*, Academic Press. New York.
- [3] Babuska, I., y Rosenweig, M.B. (1972) "A Finite Element Scheme for Domains with Corners", *Numer. Math.* 20, 1-21.
- [4] Babuska I, y Dorr, M. (1981) "Error Estimates for the Combined h and p versions of Finite Element Method", *Numer. Math.*, 25, 257-277.
- [5] Raviart, P.A., y Thomas, J.M. (1983) "Introduction a l'analyse numerique des équations aux dérivées partielles". Ed. Masson.
- [6] Grisvard, P. (1984) "Probleme aux limites dans les polygones. Mode d'emploi". IMSP. Université de Nice.
- [7] Leguillón, D. y Sanchez Palencia, E. (1987) "Computation of Singular Solutions in Elliptic Problems and Elasticity", John Wiley/Masson, Paris.
- [8] Babuska, I. Szabo, B.A. y Katz, I.N. (1981) "The p -version of the finite element method". Report WU/CCM - 79/1, Center for Computational Mechanics, Washington University, SINUM.
- [9] Babuska, I. y Suri, M. (1987) "The optimal convergence rate of the p -version of the finite element method". *SIAM J. Numer. Anal.* Vol. 24, nº4, 751-776.
- [10] Gavete, L., Michavila, F. y Díez, F. (1989) "A new singular finite element in linear elasticity". *Computational Mechanics* 4.
- [11] Gavete, L., Michavila, F., Díez, F. y Whiteman, J.R. (1988) "Generalization of the mapping technique of Aalto for producing finite elements with singularities". University of Brunel, BICOM, *The Mathematics of Finite Elements and Applications. VI MAFELAP*, Academic Press, 541-553.
- [12] Michavila, F. y Gavete, L. (1986) "Some results in two and three dimensional singular finite elements with applications to fracture mechanics". Fourth International Symposium on Numerical Methods in Engineering. *Innovative Numerical Methods in Engineering*. 411-417 Atlanta (Georgia).
- [13] Michavila, F., Gavete, L. y Díez, F. (1988) "Two Different Approaches for the Treatment of Boundary Singularities, Numerical Methods for Partial Differential Equations", 4, 255-282.
- [14] Gavete, L., de las Heras, F. y Michavila, F. (1988) "Study of Singularities in Geotechnical Problems". Ed. Asociación de Ingenieros de Minas, *Proceedings of the VIII Congreso Internacional de Minería y Metalurgia*, Vol. 7, 733-747, Oviedo, Spain.

UTILIZACION DE MODELOS DE DEGRADACION PARA LA SIMULACION DE PROCESOS DE FRACTURA. APLICACION AL ANALISIS DE PATOLOGIAS EN PRESAS DE HORMIGON.

Javier Oliver, Miguel Cervera, Mario Galindo, Gabriel Bugada

E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos.
Universidad Politécnica de Catalunya.
Jordi Girona Salgado 31.
08034 Barcelona

Resumen.- Se presenta una ecuación constitutiva de "daño continuo" que se inserta en un modelo de fisura distribuida para el análisis de procesos de fractura. El ablandamiento por deformación y la localización de deformaciones son regulados por una sola variable de "daño" que degrada la rigidez constitutiva elástica y que se evalúa explícitamente en función de las deformaciones. El resultado es un algoritmo simple y rápido especialmente indicado para cálculos y simulaciones de procesos de fractura a gran escala. Se presenta un ejemplo de aplicación "académico" que muestra la utilidad del modelo para simular la generación y progresión de una fisura en modo I, y un ejemplo "real" de aplicación al estudio y simulación de patologías asociadas a la fisuración del hormigón en presas de gravedad.

Abstract.- The paper presents a "continuum damage" constitutive equation within the "smeared crack" framework for the analysis of fracture processes. Strain softening and localization are monitored through a single "damage" variable, which is explicitly evaluated from the strains. The resulting algorithm is simple and fast, so that it is specially suitable for large scale computations. An "academic" example is presented to show the ability of the model to simulate the initiation and propagation of a mode I crack. The other example included shows the application of the model to a "practical" case study to simulate the pathological behaviour of a large concrete dam.

1. INTRODUCCION

Los modelos de fisura distribuida constituyen una herramienta, de creciente interés y utilización en la simulación de procesos de fractura, basada en la utilización del formalismo propio de la mecánica de Medios Continuos y en la teoría clásica de ecuaciones constitutivas. Un elemento importante en dichos modelos es el tipo de ecuación constitutiva (tension-deformacion) que se considera.

Muchos de los modelos desarrollados en los últimos años están basados, con ligeras variaciones y distinto nivel de sofisticación, en los denominados "smeared

crack models" [9,10,11,12,13] planteados desde el principio con vistas a su implementación en el Método de los Elementos Finitos. Esta circunstancia ha propiciado que se trate de modelos muy "ad hoc", en los que frecuentemente se recurre a métodos de "alquimia" introduciendo elementos y parámetros de difícil justificación física (el conocido factor de retención de tensiones cortantes [9] es un ejemplo de ello). La pretensión de darles validez para procesos de carga complejos ha conducido a sofisticaciones que llegan a hacer inabordable su uso en cálculos a gran escala.

En los últimos años los modelos de daño continuo han adquirido relevancia como una alternativa, versátil y sencilla, para representar comportamientos tenso-deformationales complejos [1,2,3,4,5,6] en diversos materiales, siendo especialmente idóneos para la simulación de procesos de fractura en el hormigón; todo ello partiendo de unos fundamentos rigurosos dentro de la teoría de las ecuaciones constitutivas. Entre las alternativas que ofrece dicho tipo de modelos, la más sencilla la constituyen los modelos de degradación isótropos donde el comportamiento no-lineal viene regulado por una única variable de daño o de "degradación" d , cuyo valor oscila entre cero y uno $0 \leq d \leq 1$ y que actúa sobre la rigidez constitutiva del hormigón, "degradándola" progresivamente. Pese a su sencillez estos modelos compiten con ventaja frente a modelos más tradicionales y simulan acertadamente complejos estados de carga no proporcionales; permitiendo incorporar con facilidad conceptos propios de la Mecánica de Fractura como son la energía de fractura y el ablandamiento por deformación, así como fenómenos dependientes del tiempo como la fluencia del hormigón.

2. MODELO DE DAÑO CONTINUO

El modelo que aquí se presenta tiene como punto de partida el desarrollado por Simó y Ju [3,4] para el caso de pequeñas deformaciones y ciertos aspectos relacionados con la degradación del modelo de "plastic damage" de Lubliner, Oliver, Oller, y Oñate [7].

La ecuación constitutiva es de la forma:

$$\sigma = (1 - d)D_0 : \epsilon \quad (1)$$

donde σ y ϵ son los vectores de tensiones y deformaciones, respectivamente, d es la variable de daño y D_0 es el tensor constitutivo utilizado en elasticidad lineal isótropa (ver Fig. 1). A efectos computacionales el modelo queda establecido en cuanto se conoce el valor de la variable de daño d en cada instante del proceso de deformación $d = d(\epsilon)$.

Para ello se define:

a) Una *función de degradación* $\tau = \tau(\epsilon)$, positiva que toma valor nulo en el estado indeformado y un valor umbral τ_0 . La superficie $\tau(\epsilon) = \tau_0$ es, en el espacio de tensiones o de deformaciones, la superficie

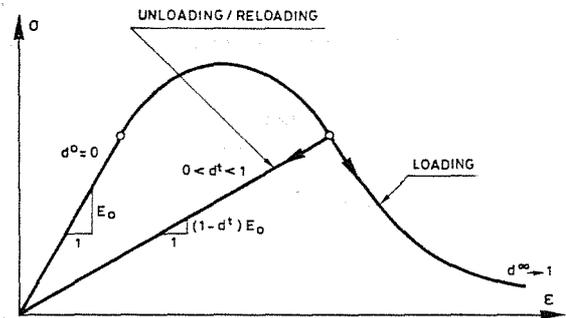


Figura 1. Curva uniaxial tensión-deformación para modelos de daño

de fractura que determina el límite del comportamiento elástico.

b) El valor de la variable de degradación como una función de $\tau(d = G(\tau))$.

La función de degradación $\tau(\epsilon)$ juega un papel importante a efectos de determinar de una forma versátil el tipo de superficie de fractura y el comportamiento no-lineal que considera el modelo. Algunas posibilidades son:

I) Modelo Isorresistente (Fig. 2a)

$$\tau_I(\epsilon) = \sqrt{\sigma_0 : D_0^{-1} : \sigma_0} \quad (2)$$

donde $\sigma_0 = D_0 \cdot \epsilon$ son las tensiones "elásticas"

II) Modelo de daño, sólo a tracción (fig. 2b)

$$\tau_{II}(\epsilon) = \sqrt{\sigma_0^+ : D_0^{-1} : \sigma_0^+} \quad (3)$$

donde σ_0^+ se obtiene a partir de los valores positivos de las tensiones principales elásticas. Este modelo resulta adecuado cuando sólo se pretende considerar procesos de fractura producidos por estados de tracción predominante.

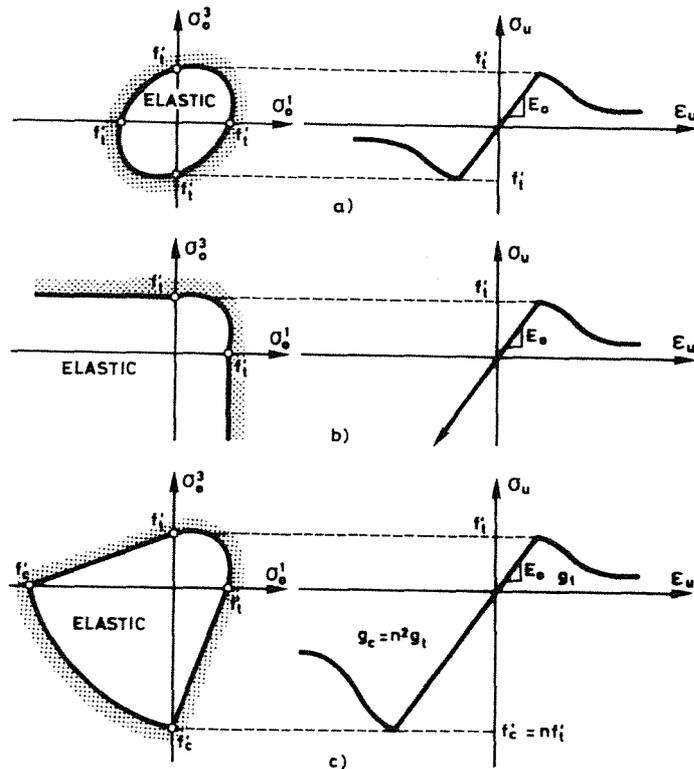


Figura 2. Superficies de fractura en el espacio de tensiones principales y curvas uniaxiales tensión-deformación, para distintas funciones de degradación

III) Modelo de daño a tracción y compresión (Fig. 2c)

$$\tau_{III}(\epsilon) = \left(\theta + \frac{1-\theta}{n} \right) \sqrt{\sigma_0 : D_0^{-1} : \sigma_0} \quad (4)$$

donde n es la relación entre las resistencias uniaxiales a compresión y tracción y θ un factor entre 0 y 1 que pondera el tipo de estado tensional (tracción triaxial $\theta = 1$, compresión triaxial $\theta = 0$). Este modelo resulta especialmente atractivo para la simulación de un material como el hormigón.

Finalmente la variable de daño se obtiene con la adecuada selección de la función $G(\tau)$. En este trabajo se propone la siguiente expresión:

$$d = G(\tau) = 1 - \frac{\tau_0}{\tau} e^{A(1-\tau/\tau_0)} \quad (5)$$

con

$$\tau_0 = \frac{f_t^l}{E}, \quad \frac{1}{A} = \frac{G_f E}{l^* f_t^2} - \frac{1}{2} \quad (6)$$

donde f_t^l es la resistencia a tracción uniaxial, E el módulo elástico, G_f la energía de fractura y l^* la longitud característica.

Las ecs. (5) y (6) permiten modelar el ablandamiento por deformación (ver Fig. 1) y la consiguiente localización de la deformación propia de los modelos de fisura distribuida así como garantizar la objetividad del modelo respecto al tamaño de la malla [8]. Más detalles sobre el tema pueden encontrarse en la ref [17].

Obsérvese, por otra parte, que las ecs. (1) a (5) definen una ecuación constitutiva totalmente explícita que no necesita ser integrada en el tiempo con las consiguientes ventajas de velocidad computacional.

3. APLICACIONES

A la vista de lo expuesto puede afirmarse que un modelo de degradación isótropo, como el descrito, es capaz de modelar de forma sencilla, eficaz y rápida, desde el punto de vista computacional, ciertos rasgos esenciales de los procesos de fractura, a saber:

- Fisuración a tracción.
- Fisuración inducida por procesos de compresión o mixtos tracción-compresión.
- Procesos de carga-descarga y, consiguientemente, de apertura-cierre de fisuras.

A continuación se presentan algunos ejemplos de aplicación del modelo que ponen de manifiesto dichas capacidades.

3.1. Ensayo de fractura en modo I

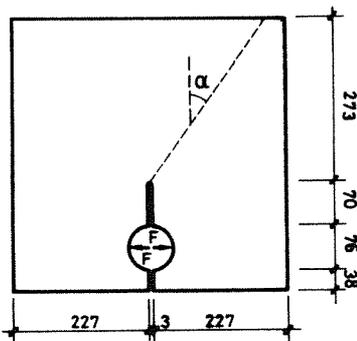


Figura 3. Ensayo de fractura en modo I. Definición del problema.

En la figura 3 se muestra una probeta entallada sometida a la acción de dos fuerzas que deben provocar una fisura que progresa verticalmente desde el fondo de la entalla. Obsérvese que la fisura se produce en puro modo I y que el sistema de fuerzas es autoequilibrado. Los objetivos del ensayo numérico son:

- (a) Visualizar, la manera en que un modelo isótropo puede reproducir la situación de daño direccional asociada a una fractura.
- (b) Analizar la influencia de la direccionalidad de la malla sobre la dirección de propagación de la fractura.

Se ha utilizado la función de degradación definida por la ec. (3) y las propiedades del material considerado en el ensayo son: $E_0 = 30000 N/mm^2$; $\nu = 0.2$; $f_t^I = 3.0 N/mm^2$; $G_f = 0.070 N/mm$. La longitud característica fue aproximada utilizando la raíz cuadrada del área del elemento. El espesor de la probeta es de 50.8 mm.

En la figura 4 se presentan dos mallas de elementos finitos lineales de tres nodos. Con el fin de dar la mayor generalidad posible al análisis, las mallas son no estructuradas [14] aunque en cada una de ellas se observa una fila de elementos que parte del fondo de la entalla y se prolonga con una inclinación de 0° y 30° , respectivamente, constituyendo lo que podría denominarse una vía artificial de progresión de la fisura, contra la que debe "luchar" el modelo para representar la correcta progresión vertical de la misma.

En la figura 4 se presentan también las correspondientes deformadas y se observa la localización de las deformaciones en la correspondiente banda. Para ángulos de desviación menores de 20° la fisura sigue la dirección "prefijada" sin que aparezca ningún intento de corrección de la trayectoria. Sin embargo, cuando el ángulo de esviaje se hace mayor a 30° se produce una corrección inicial y un zig-zag de la fisura que tiende a progresar en la dirección vertical correcta "olvidándose" del camino erróneo inicial. El ensayo parece indicar que existe una limitación en la magnitud del error asociado a la direccionalidad de la malla.

En la figura 5.a se presenta el estado de tensiones principales obtenido con el modelo. Se puede observar la relajación total de las tensiones en el interior de los elementos de la banda de localización. Las tensiones principales σ_1 en los elementos no fisurados que están en contacto con la banda de localización, son paralelas a la fisura, mientras que las tensiones σ_2 son nulas. Esta es una situación bastante satisfactoria que coincide con lo que se esperaba obtener con un modelo de fisura discreta [13].

En la figura 5.b se presenta, para el mismo ensayo, el estado de tensiones obtenido con el modelo clásico de fisura distribuida "fixed crack model" [12]. Se puede observar, una distribución mucho más irregular del estado tensional en el interior de la banda de localización.

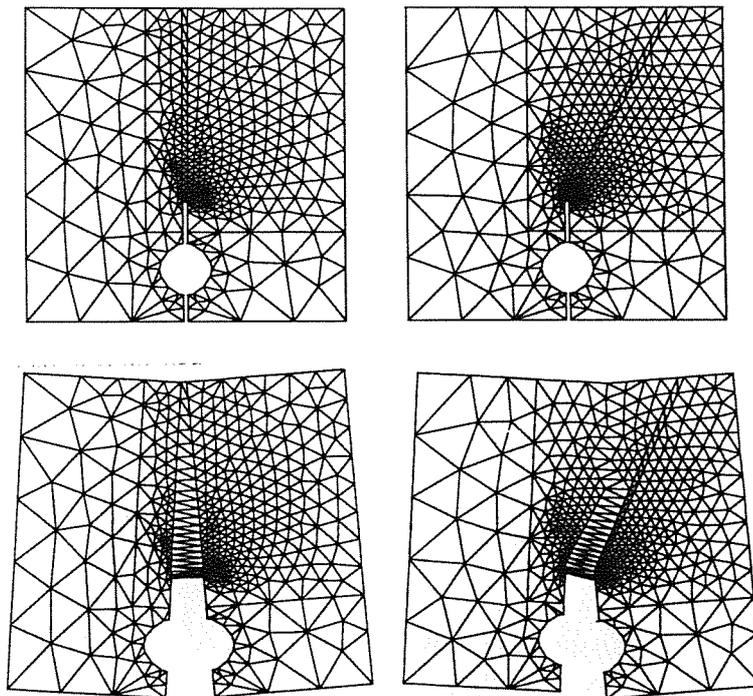
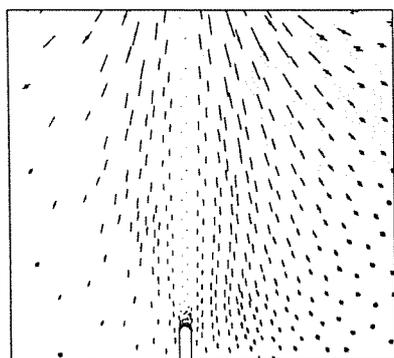
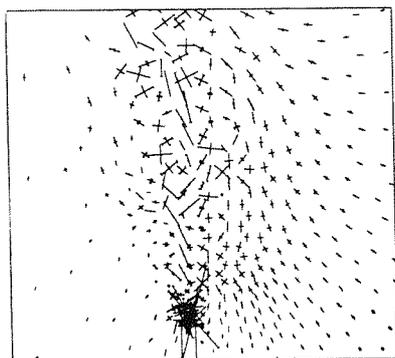


Figura 4. Ensayo de fractura en modo I. Mallas de elementos finitos y deformadas.



(a)



(b)

Figura 5. Ensayo de fractura en modo I. Estado tensional.

3.2. Análisis de patologías en presas de hormigón.

Una aplicación interesante de la mecánica de Fractura en la Ingeniería Civil es el estudio del comportamiento anómalo en estructuras de hormigón, en las que la patología está intensamente relacionada con la fisuración. Un ejemplo de dicha situación lo constituyen ciertas patologías en presas de hormigón producidas por el entumecimiento (expansión) del mismo en presencia del agua. La presencia del agua en el interior de la presa está directamente relacionada con la existencia de fisuras en la misma que, a su vez, se producen por el propio entumecimiento del hormigón.

La situación crítica que puede producirse se describe en la Fig. 6:

- a) El daño se inicia en el paramento de aguas arriba debido al entumecimiento del hormigón en contacto directo con el agua del embalse.
- b) El agua penetra en la presa através de dichas zonas fisuradas provocando el entumecimiento de nuevas partes de la presa

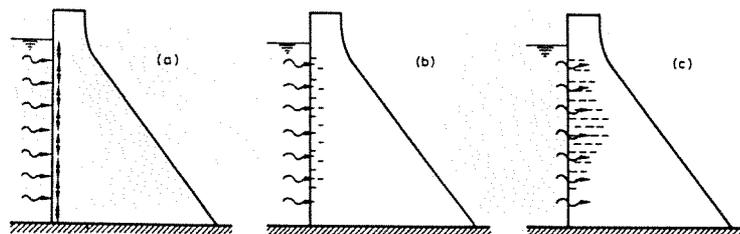


Figura 6. Fenómeno de entumecimiento progresivo en el interior de una presa.

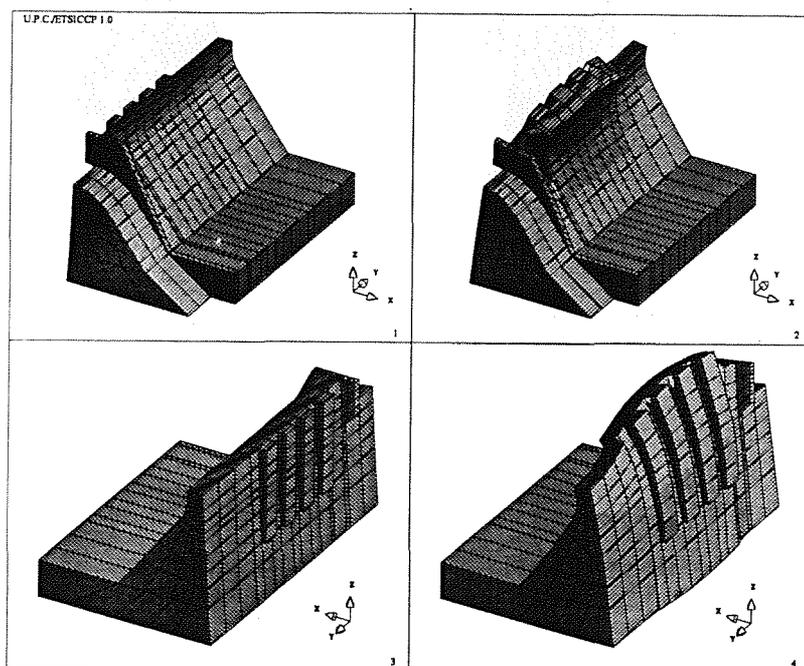


Figura 7. Análisis de una presa. Situación original y deformada.

c) El entumecimiento del hormigón produce tracción en las zonas adyacentes y compresión en las zonas entumecidas. Esta situación conduce a la apertura de nuevas fisuras y al cierre de algunas previamente abiertas.

El modelo de daño isótropo descrito anteriormente ha sido utilizado para el análisis de una presa con los problemas de patología ya indicados. Se trata de una presa de gravedad de 161m de largo y 78m de alto con bloques de construcción modulados cada 14m y 21m salvo un bloque central de 70m. Este

bloque, donde la patología es importante, es el analizado. Para representar correctamente su interacción con el resto de la presa, ha sido necesario modelar correctamente las juntas de construcción que lo separan de los bloques adyacentes. Un análisis, completo de este problema puede encontrarse en las referencias [16,15]

La figura 7 muestra dos vistas diferentes del bloque analizado antes (izquierda) y después (derecha) de la deformación (factor de amplificación: 150) en un tiempo de 30 años que, es cuando se alcanza el estado estacionario de la deformación.

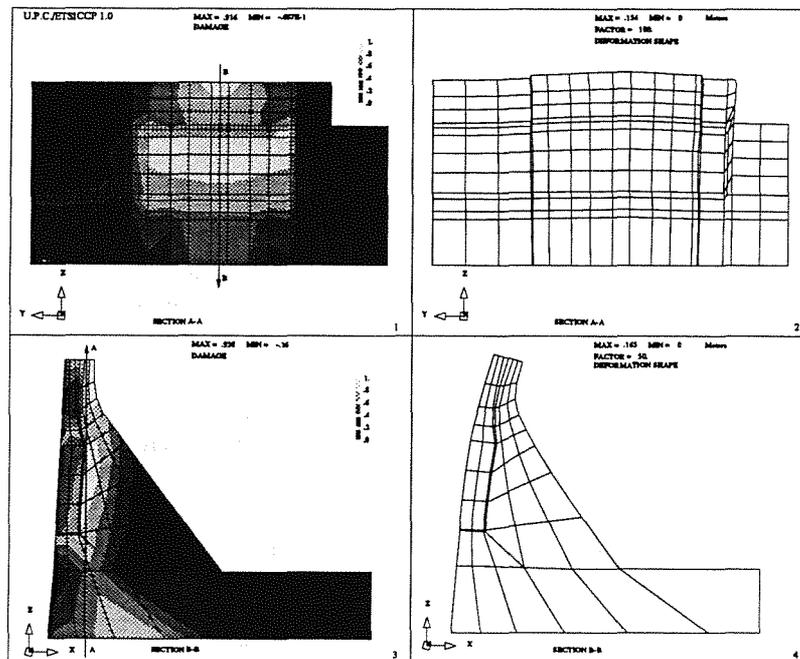


Figura 8. Análisis de una presa. Isolíneas de daño.

Son evidentes los desplazamientos relativos entre el bloque central y los laterales debido a la presencia de las juntas. Nótese como, debido al fuerte entumecimiento existente en el bloque central, este parece "crecer" con respecto a los laterales. En la Figura 8 se presenta el estado del daño de la presa, al que puede asociarse directamente el estado de fisuración en cada punto. El daño o nivel de fisuración se presenta de la parte izquierda en la figura mediante isolíneas de la variable de daño d , para una sección longitudinal AA , y una sección transversal BB situada aproximadamente en el centro del bloque analizado. En la parte derecha de la figura se presentan las correspondientes deformadas. Los distintos parámetros que intervienen en el modelo pueden ser ajustados de forma que la "observación" de la situación real, donde esta es posible, y los resultados, de la simulación coincidan. A partir de ahí, el modelo proporciona información sobre el estado de fisuración en las zonas inaccesibles (el interior de la presa) y permite evaluar su comportamiento presente y futuro.

4. CONCLUSIONES

La metodología presentada en este trabajo es una alternativa para la simulación numérica de procesos de fractura que se asienta en las siguientes premisas:

- a) Modelación de la fractura mediante esquemas de fisura "distribuida"
- b) Utilización de ecuaciones constitutivas de daño continuo isótropo
- c) Un algoritmo de cálculo conducido explícitamente por la deformación.

Aún quedando por resolver numerosos problemas (inestabilidades, bifurcaciones de las soluciones obtenidas, etc.), la metodología presentada se vislumbra como, por una parte, suficientemente rigurosa para resolver adecuadamente problemas académicos y de laboratorio relacionados con la fractura y, por otra parte, rápida y versátil en su aplicación a la resolución de problemas reales de ingeniería.

5. REFERENCIAS

1. CHABOCHE, J. L. - Continuum Damage Mechanics: Part I - General Concepts, Journal of Applied Mechanics, Vol. 55 pp. 59-64, 1988.
2. CHABOCHE, J. L. - Continuum Damage Mechanics: Part II - Damage Growth, Crack Initiation, and Crack Growth, Journal of Applied Mechanics, Vol. 55, pp. 65-72, 1988.
3. SIMO J. C. y JU J. W. - Strain - and Stress - Based Continuum Damage Models - I. Formulation, International Journal Solids Structures, Vol. 23, pp. 821-840, 1987.
4. SIMO J. C. y JU J. W. - Strain - and Stress - Based Continuum Damage Models - II. Computational aspects, International Journal Solids Structures, Vol. 23, pp. 841-869, 1987.
5. LEMAITRE J. - How to use Damage Mechanics, Nuclear Engineering and Design 80, pp. 233-245, Elsevier Science Publishers B. V., 1984.
6. BAZANT Z. P., PIAUDIER-CABOT G. y PRAT P. C. - Distributed damage and application of nonlocal and microplane concepts, Northwestern University, Evanston, Illinois 60201.
7. LUBLINER J., OLIVER J., OLLER S., y OÑATE E. - A Plastic- Damage Model for Concrete, International Journal Solids Structures, Vol. 25, pp. 299-326, 1989.
8. OLIVER J. - A Consistent Characteristic Length for Smeared Cracking Models, International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 218, pp. 461-474, 1989.
9. ROTS J. G., NAUTA P., KUSTERS G. M. y BLAAUWENDRAAD J. - Smeared crack approach and fracture localization in concrete, Heron, Vol. 30, pp. 3-48, 1985.
10. CERVERA M., HINTON E. y HASSAN O. - Nonlinear analysis of reinforced concrete plate and shell structures using 20-noded isoparametric brick elements, Computers and Structures, Vol. 25, pp. 845-869, 1987.
11. de BORST R. - Smeared cracking, plasticity, creep and thermal loading - a unified approach, Comp. Meth. Appl. Mech Engng. 69, pp. 89-110, 1987.
12. CERVERA M. - Nonlinear Analysis of Reinforced Concrete Structures using Three Dimensional and Shell Finite Element Models, Ph. D. Thesis, C/Ph/93/86, University College of Swansea, 1986.
13. ROTS J. G. - Computational Modeling of Concrete Fracture, Ph. D. Thesis, Technische University Delft (Netherlands), 1988.
14. BUGEDA G., - 2DUMG. Two Dimensional Unstructured Mesh Generator, Internal Rep., E.T.S. Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona (Spain), 1989.
15. CERVERA M., OLIVER J., OLLER S., y GALINDO M. - "Pathological Behaviour" of Large Concrete Dams Analysed via Smeared Models. II Int. Conf. on Computer aided Analysis and Design of Concrete Structures, Zell Am See (Austria), 1990.
16. OLIVER J., CERVERA M., OÑATE E., y HERRERO E.. - A case study of a gravity dam subjected to severe internal actions: description and numerical simulation. XVI Congress on large Dams, San Francisco (USA), 1988.
17. OLIVER J., CERVERA M., OLLER S. y LUBLINER J.. - Isotropic Damage Models and Smeared Crack Analysis of Concrete, II Int. Conf. on Computer Aided Analysis and Design of Concrete Structures, Zell Am Su (Austria), 1990.

INFLUENCIA DE LA DISIPACION VOLUMICA EN LA ENERGIA ESPECIFICA DE FRACTURA DEL HORMIGON

G.V. Guinea, J. Planas and M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales, Escuela de Ingenieros de Caminos, Universidad Politécnica de Madrid, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid, España

RESUMEN

El presente artículo muestra los primeros intentos para evaluar el efecto que tiene la disipación volúmica en la fractura del hormigón. Se ha desarrollado una ecuación constitutiva simple para el material, basada en conceptos de variables internas y en un criterio de Rankine modificado. Es una formulación isotrópica con endurecimiento que permite degradación de la rigidez y de la resistencia, cuya definición se realiza con una única función de endurecimiento.

Para simplificar el uso del modelo reteniendo los rasgos esenciales de la influencia del tamaño se ha desarrollado un método de perturbaciones en primer orden. Este es un método general que permite estimar la disipación energética para pequeñas desviaciones del dominio elástico. Este método se ha aplicado a través de elementos finitos a probetas de tamaños normales y a tamaños muy grandes mediante una solución cerrada basada en un análisis asintótico llevado a cabo por los autores.

Las conclusiones principales son que se han desarrollado unas nuevas y potentes herramientas para el análisis del complejo problema de la propagación de una fisura cohesiva en un material disipativo, y que en lo que se refiere al hormigón, la disipación en volumen difícilmente puede justificar la dependencia con el tamaño de la energía específica de fractura.

ABSTRACT

This paper presents the first approach to evaluate bulk dissipation in concrete. A simple constitutive equation has been developed for the bulk material, based on internal variable concepts and a modified Rankine criterion. It is a strain hardening isotropic formulation allowing stiffness and strength degradation, and a single hardening function is needed to define the model.

To simplify the use of the model while retaining some essential features of the influence of the size, a first order perturbation approximation has been developed. This is a general method that makes an estimate of the energy dissipation for small deviations from the elastic behavior. This method is applied to normal size specimens using finite elements and to very large sizes using a closed form solution based on the asymptotic analysis developed by the authors.

The main conclusions are that new and powerful tools have been developed to analyze the complex problem of the propagation of a cohesive crack model in a bulk-dissipative material, and that as far as concrete is concerned, the bulk dissipation may hardly account for the observed size dependence of the average specific fracture energy.

1. INTRODUCCION

La primera aproximación al estudio de la fractura del hormigón se hizo a través de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal, disciplina que está bien fundamentada y es aplicable a numerosos casos. Pero los resultados de su uso en el estudio del hormigón no dieron los frutos esperados, pues se observó una dependencia de los resultados con el tamaño de la estructura, que es achacable a la zona microfisurada que aparece en el extremo de la fisura. A diferencia de los materiales metálicos, en el hormigón esta zona es relativamente importante respecto del tamaño de las estructuras, salvo quizás en grandes obras como las presas [1,2].

En los últimos años han aparecido nuevas propuestas para intentar modelizar el proceso de fractura del hormigón, que se apoyan en teorías de fractura no lineal. Entre ellas han cobrado especial vigor los modelos de fisura cohesiva que representan un compromiso entre la extrema complejidad de los modelos no locales y la sencillez de los modelos de fisura efectiva [3,4].

Los modelos de fisura cohesiva describen el comportamiento de la zona de fractura a través de dos parámetros básicos como son la resistencia a tracción y la energía de fractura. La influencia de ambos parámetros en el comportamiento estructural depende en esencia del tamaño de la estructura. Mientras que para estructuras pequeñas la resistencia a tracción es el dato condicionante, en grandes elementos lo es la energía de fractura, necesitándose por tanto conocer su valor de forma precisa.

Con tal fin se creó una recomendación RILEM para la medida de la energía de fractura basada en la rotura estable de vigas entalladas por flexión en tres puntos. En dicha norma se calcula la energía de fractura como la relación entre el trabajo total realizado para la rotura completa de la probeta (separación física) y el área inicial de ligamento, que será la superficie de fractura engendrada en el experimento.

Desafortunadamente existen numerosos resultados publicados de ensayos de medida de la energía de fractura del hormigón que muestran una dependencia de la energía de fractura con el tamaño de la probeta, incompatible con la consideración de magnitud característica del material. El ejemplo más sobresaliente corresponde a un Round Robin impulsado por la RILEM que involucró un total de 14 laboratorios, entre ellos el nuestro, en 9 países con más de 700 vigas ensayadas. La figura 1 muestra la representación de G_F en unidades relativas frente al tamaño de viga, observando en promedio un evidente efecto de tamaño que parece resultar independiente de la composición y tamaño máximo del árido empleado, con un incremento medio del 30% en G_F cuando aumentamos tres veces el tamaño de la probeta [5].

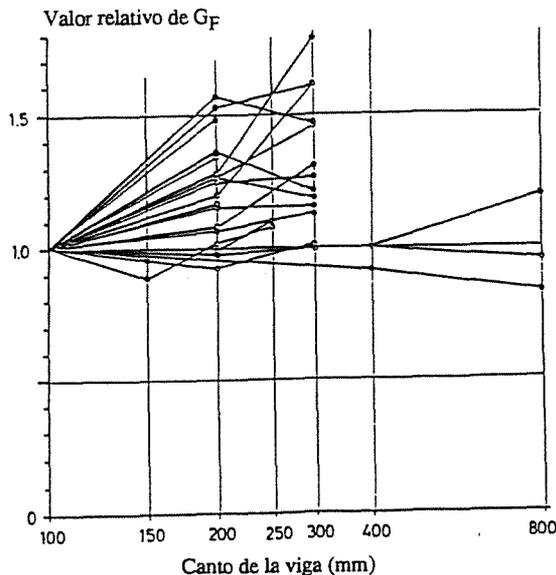


Fig.1 Variación de la energía de fractura con el tamaño de la probeta (según la ref. (5))

Las causas de este fenómeno aún no han sido bien estudiadas. Casi simultáneamente a la aparición del método RILEM de medida de G_F , Hillerborg apuntó veladamente la posibilidad de que existiese disipación fuera de la zona de fractura [6]. Posteriormente los autores han mostrado la necesidad de cuidar ciertos aspectos experimentales a la hora de evaluar la energía de fractura del hormigón, tales como la plastificación en los apoyos, o la histéresis del equipo de ensayo, y han señalado con claridad la posibilidad de que el efecto de tamaño estuviese producido por una disipación plástica en el volumen de la probeta [7,8]. Esta causa ha sido también apoyada por Oh [9].

El presente artículo discute el efecto que pueda tener sobre dicho efecto de tamaño la disipación en el volumen de la probeta debida a estados de tracción en el material. Se ha desarrollado una ecuación constitutiva simple para el material, basada en conceptos de variables internas y en un criterio de Rankine modificado. Para simplificar el uso del modelo reteniendo los rasgos esenciales de la influencia del tamaño se ha aplicado un método de perturbaciones en primer orden. Este es un método general que permite estimar la disipación energética para pequeñas desviaciones del dominio elástico, y que en principio parece adecuado para el hormigón en la rama de endurecimiento. Este método ha sido utilizado en probetas de tamaños normales mediante cálculos por elementos finitos y en tamaños muy grandes mediante una solución cerrada basada en un análisis asintótico llevado a cabo por los autores.

2. MODELO DE DISIPACION EN VOLUMEN

El estudio general de la disipación total en el volumen de la probeta necesita un modelo para el hormigón que sea capaz de simular comportamientos en tracción y compresión. Sin embargo es posible, en numerosos casos, simplificar el estudio ya que suelen aparecer dos regiones bien distintas con altos valores de las tensiones, una en estados predominantes de compresión y otra en tracción, separados por una zona intermedia con tensiones lejos de los límites de tracción σ_t y de compresión σ_c . La zona traccionada se sitúa en las inmediaciones de la fisura, mientras que las zonas comprimidas fundamentalmente rodean a los apoyos. Puesto que el efecto de los apoyos es de alcance limitado, y a cierta distancia el campo tensional no es afectado por el tipo de apoyo (rodillo, placa, etc.) sino solo por sus esfuerzos resultantes, podemos estudiar separadamente estas zonas comprimidas del resto de la probeta. La zona en compresión de los apoyos puede ser estudiada experimentalmente mediante ensayos de calibración. En este artículo nos centraremos en el estudio de la zona en tracción a través de un modelo plástico tipo Rankine.

Supondremos de aquí en adelante pequeñas deformaciones, densidad constante y procesos isotérmicos.

El estado de un elemento de volumen se describirá por el tensor de tensiones σ y una variable tensorial interna ϵ^r que llamaremos deformación remanente.

De la teoría de mecánica de medios continuos sabemos que si definimos la energía complementaria por unidad de volumen, como:

$$g = \sigma \cdot \epsilon - f \quad (1)$$

siendo f la energía libre por unidad de volumen, la ecuación de irreversibilidad se expresará como:

$$\dot{g} - \epsilon \cdot \dot{\sigma} = \dot{w}^D \geq 0 \quad (2)$$

en la que \dot{w}^D representa el trabajo disipado por unidad de volumen y unidad de tiempo

En nuestro modelo, el estado de un elemento queda definido por el tensor de tensiones y el tensor de deformación remanente, que actúa como variable de daño, por ello, la energía complementaria será de la forma:

$$g = g(\sigma, \epsilon^r) \quad (3)$$

Si tomamos la forma diferencial de la ecuación (3) y sustituimos en (2), el resultado será:

$$\frac{\partial g}{\partial \sigma} \cdot d\sigma + \frac{\partial g}{\partial \epsilon^r} \cdot d\epsilon^r - \epsilon \cdot d\sigma \geq 0 \quad (4)$$

y como deberá verificarse para todo proceso elemental posible, tendremos que:

$$\frac{\partial g}{\partial \sigma} = \epsilon \quad \text{y} \quad \frac{\partial g}{\partial \epsilon^r} \cdot d\epsilon^r = dw^D \geq 0 \quad (5)$$

La ecuación constitutiva propuesta representa un modelo sin degradación de rigidez basado en el criterio de Rankine. Su formulación viene dada por la expresión de la energía complementaria

$$g = \frac{1}{2} \sum_{\#} \sigma \cdot \sigma + \sigma \cdot \epsilon^r \quad (6)$$

donde $\mathbb{C}_{\#}$ es un tensor de cuarto orden, constante, que proporciona un comportamiento elástico en ausencia de daño ($\epsilon^r = 0$). El término en ϵ^r añade al modelo la disipación energética. Aplicando las ecuaciones (5) a la (6) quedan las expresiones:

$$\epsilon = \mathbb{C}_{\#} \sigma + \epsilon^r \quad \text{y} \quad \sigma \cdot d\epsilon^r = dw^D \geq 0 \quad (7)$$

El crecimiento de ϵ^r viene determinado por una regla de flujo basada en el criterio de Rankine, tomando la hipótesis de que el dañado está gobernado por la tensión principal mayor de tracción. Nuestro criterio de cedencia será:

$$F(\sigma, w^D) = \frac{\sigma_I}{\Phi(w^D)} = \frac{P_I \cdot \sigma}{\Phi(w^D)} \leq 1 \quad (8)$$

donde P_I es el tensor de segundo orden que proyecta sobre el subespacio asociado a \bar{p}_I , autovector unitario asociado al valor propio mayor σ_I del tensor σ , y $\Phi(w^D)$ una función del trabajo total disipado que se supone creciente (no hay ablandamiento).

Elegiremos la regla de crecimiento de ϵ^r como la ley asociada:

$$d\epsilon^r = \frac{\partial F}{\partial \sigma} dw^D = \frac{P_I dw^D}{\Phi(w^D)} \quad (9)$$

que satisface idénticamente (7) con las condiciones de carga

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma} \cdot d\sigma = \frac{P_I \cdot d\sigma}{\Phi(w^D)} = \frac{d\sigma_I}{\Phi(w^D)} > 0 \quad \text{y} \quad F = 1 \quad (10)$$

La ventaja de la formulación anterior es que maneja explícitamente la disipación por unidad de volumen y que puede extenderse con facilidad a otras funciones de energía y otras variables externas (para simular, por ejemplo, degradación de rigidez). Sin embargo, para su manejo posterior es mejor transformar las ecuaciones anteriores en otras con variables más inmediatas. Para ello definimos la tensión de cedencia σ^P y la deformación equivalente ϵ^P de forma que:

$$\sigma^P = \Phi(w^D) \quad \text{y} \quad d\epsilon^P = \frac{dw^D}{\Phi(w^D)}, \quad \text{con} \quad \epsilon^P = 0 \quad \text{para} \quad w^D = 0 \quad (11)$$

Las ecuaciones (11) definen paraméricamente una relación entre σ^P y ϵ^P que suponemos explicitable en ϵ^P y que, por la monotonicidad de Φ y por ser $w^D > 0$, está definida para $\sigma^P > \sigma_0 = \Phi(0)$. Por comodidad, hacemos su extensión analítica imponiendo $\epsilon^P = 0$ para $\sigma^P \leq \sigma_0$ y escribiremos:

$$\epsilon^P = f(\sigma^P), \quad \text{con} \quad f(\sigma^P) = 0 \quad \text{para} \quad \sigma^P \leq \sigma_0 \quad (12)$$

de (11) y (12) resulta que la disipación por unidad de volumen puede expresarse en función de la tensión equivalente en la forma:

$$w^D = D(\sigma^P) = \int_{\sigma_0}^{\sigma^P} \sigma^P f'(\sigma^P) d\sigma^P = \int_0^{\sigma^P} \sigma^P f'(\sigma^P) d\sigma^P \quad (13)$$

Con estas modificaciones, el criterio de cedencia y la regla de flujo se reducen a:

$$\sigma_I - \sigma^P \leq 0 \quad \text{y} \quad d\epsilon^r = P_I d\epsilon^P, \quad \text{con} \quad d\epsilon^P = f'(\sigma^P) d\sigma^P \quad (14)$$

Las ecuaciones (14) pueden escribirse en una forma muy sencilla definiendo el funcional supremo o máximo histórico:

$$\text{Sup}(\sigma_I) := \text{Sup}[\sigma_I(\tau), t] = \max\{\sigma_I(\tau); \tau \in [0, t]\} \quad (15)$$

que obviamente verifica:

$$d[\text{Sup}(\sigma_I)] = \begin{cases} < d\sigma_I > = \frac{1}{2} (d\sigma_I + |d\sigma_I|) & \text{si } \sigma_I = \text{Sup}(\sigma_I) \\ 0 & \text{si } \sigma_I < \text{Sup}(\sigma_I) \end{cases} \quad (16)$$

con lo cual las ecuaciones (14) se reducen a:

$$\sigma^P = \text{Sup}(\sigma_I) \quad \text{y} \quad d\epsilon^r = P_I f'(\sigma^P) d\sigma^P \quad (17)$$

El comportamiento está determinado por el tensor elástico $\mathbb{C}_{\#}$ (por E y ν en el caso isótropo) y por la función de deformación $f(\sigma^P)$.

El módulo de elasticidad y la función de endurecimiento se obtienen fácilmente de la curva tensión deformación en tracción simple. Sea σ_{11} la tensión uniaxial aplicada (con todas las restantes componentes del tensor de tensiones iguales a cero) y ϵ_{11} la correspondiente deformación longitudinal. Entonces, la componente 11 de la primera de las ecuaciones (7) da:

$$\epsilon_{11}^r = \epsilon_{11} - \frac{\sigma_{11}}{E} \quad (18)$$

Por otra parte, para un ensayo monótono $\text{Sup}(\sigma_I) = \sigma_I = \sigma_{11}$ y las ecuaciones (17) quedan:

$$\sigma^P = \sigma_{11} \quad \text{y} \quad \epsilon^P = f(\sigma^P) = \epsilon_{11}^r \quad (19)$$

por lo que σ^P y ϵ^P se obtienen para cada punto de la curva $\sigma_{11} - \epsilon_{11}$ como se indica en la figura 2. Es de notar que en el ensayo de tracción simple, el área sombreada en la figura 2 coincide con w^D para la correspondiente σ^P .

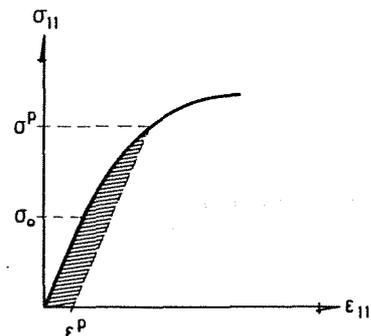


Fig.2 Curva tensión-deformación para un ensayo de tracción simple

Para la función de deformación proponemos la siguiente expresión uniparamétrica:

$$\epsilon^P = f(\sigma^P) = 0 \quad \text{si} \quad \frac{\sigma^P}{\sigma_t} \leq 1 - \frac{1}{\alpha}$$

$$\epsilon^P = f(\sigma^P) = \epsilon_m \left[1 - \alpha \left(1 - \frac{\sigma^P}{\sigma_t} \right) \right]^\alpha \quad \text{para} \quad 1 - \frac{1}{\alpha} < \frac{\sigma^P}{\sigma_t} \leq 1 \quad (20)$$

que depende de α , parámetro adimensional, σ_t resistencia a tracción, y ϵ_m deformación equivalente correspondiente a σ_t . La forma de esta función puede verse en la figura 3 para distintos valores de α .

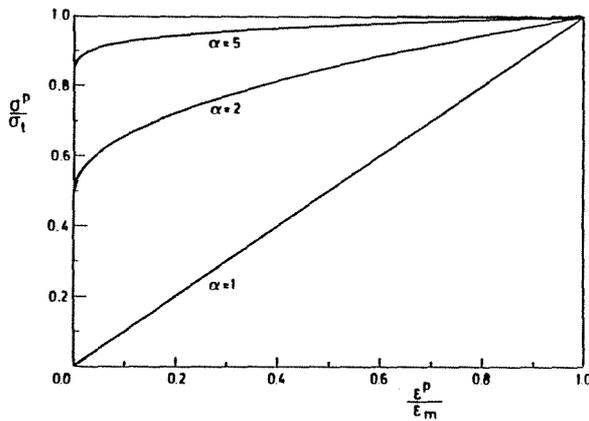


Fig.3 Función de deformación propuesta

Con la función de endurecimiento definida hemos realizado un ajuste de la curva $\sigma - \epsilon$ para distintos ensayos de tracción simple en probetas de hormigón. Los ensayos han sido realizados en nuestro Departamento y un resultado típico se muestra en la figura 4. Hemos comprobado que el ajuste es bueno en promedio para valores de α comprendidos entre 2 y 3.

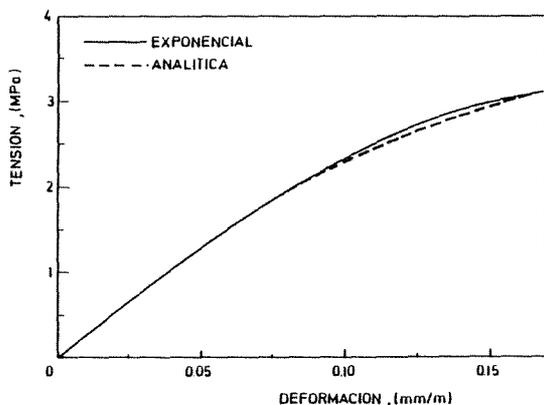


Fig.4 Resultado del ajuste de la curva tensión-deformación en un ensayo de tracción simple

3. ANALISIS PERTURBATIVO

El análisis de un problema de fisura cohesiva teniendo en cuenta el comportamiento plástico según el modelo propuesto es una tarea compleja, sólo abordable mediante un programa específico de elementos finitos. Sin embargo existe la posibilidad de tener en cuenta los efectos dominantes mediante un análisis perturbativo en primer orden en el que se considera que la deformación plástica es pequeña en comparación con la elástica.

Para ello estudiaremos el problema de una familia uniparamétrica de problemas en los que la deformación inelástica pueda hacerse tender continuamente a cero. Esto se consigue definiendo la función de deformación $f(\sigma^P)$ como:

$$\epsilon^P = f(\sigma^P) = \lambda f^*(\sigma^P) \quad (21)$$

con lo cual las ecuaciones incrementales para un proceso arbitrario son, derivando (7) y usando (17) y (21)

$$d\epsilon = \frac{1}{\#} d\sigma + \lambda [P_1 f'^*(\text{Sup}(\sigma_T))] d[\text{Sup}(\sigma_T)]$$

Evidentemente, cuando $\lambda \rightarrow 0$ la ecuación constitutiva tiende a la elástica. Para una evolución dada de condiciones de contorno, la solución de tensiones, corrimientos, deformaciones etc., dependerá de λ y tenderá a la solución elástica para $\lambda \rightarrow 0$, y podremos poner, en particular

$$\sigma = \sigma_0 + O(\lambda) \quad \text{Sup}[\sigma_T] = \text{Sup}[\sigma_{0T}] + O(\lambda) \quad (22)$$

donde $O(\lambda)$ y $0(\lambda)$ son un tensor y un escalar que se anulan para $\lambda \rightarrow 0$, y σ_0 corresponde a la solución elástica. La disipación volumétrica, resultará entonces, utilizando (13) y (17-1):

$$w^D = \int_0^{\text{Sup}(\sigma_{I_0})} \sigma^P f'(\sigma^P) d\sigma^P + \lambda 0(\lambda) \quad (23)$$

La aproximación de primer orden para la energía disipada se obtiene despreciando el segundo término de (23). Dicha aproximación requiere únicamente conocer la distribución de tensiones principales máximas calculadas como si el material fuera elástico, y la aproximación será tanto mejor cuanto menores sean las deformaciones plásticas comparadas con la elásticas. La aplicabilidad al hormigón está favorecida por el hecho de que en el seno del material la tensión principal mayor no puede superar la resistencia a tracción f_t ya que al alcanzarse ésta se produce una fisura cohesiva con el consiguiente ablandamiento y descarga del material de su entorno.

En el siguiente apartado se analiza, utilizando esta primera aproximación, la importancia de la disipación volumétrica en ensayos de flexión de vigas entalladas.

4. APLICACION

Disipación en probetas de flexión

Hemos evaluado la energía que se disipa en primer orden en una serie homotética de probetas para ensayos de flexión en tres puntos utilizando la función de deformación (20).

Se consideraron probetas con las dimensiones mostradas en la figura 5 y se tomaron los valores promedio del módulo de elasticidad, resistencia a tracción y energía de fractura del hormigón que asimismo se se indican.

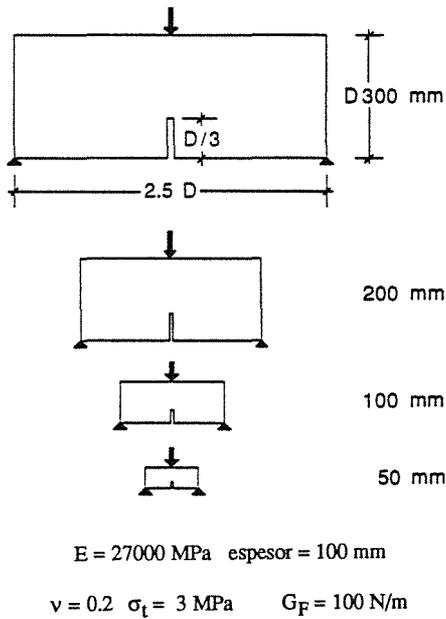


Fig. 5 Dimensiones de las probetas y valores de las propiedades tomadas en el cálculo

El análisis se hizo mediante un cálculo por elementos finitos, simulando la fisura cohesiva mediante elementos especiales de interfase que exhiben ablandamiento. La relación carga desplazamiento de estos elementos se ajustó a la curva de ablandamiento bilineal propuesta por Petersson [10], dada en la figura 6. La malla usada para todos los tamaños fue la dibujada en la figura 7 con un total de 1110 elementos, existiendo 100 elementos sobre la zona entallada y de fisuración. El cálculo se hizo en tensión plana, y se obtuvo el registro completo carga desplazamiento hasta un valor residual del 0,002 de la carga máxima. Para cada escalón de carga se obtenía el supremo de la tensión principal máxima en cada elemento, de ella la disipación por unidad de volumen y finalmente se sumaba para todos los elementos para obtener la disipación total.

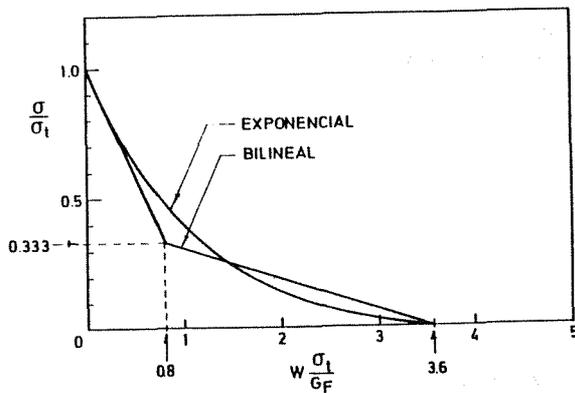


Fig. 6 Curvas de ablandamiento utilizadas

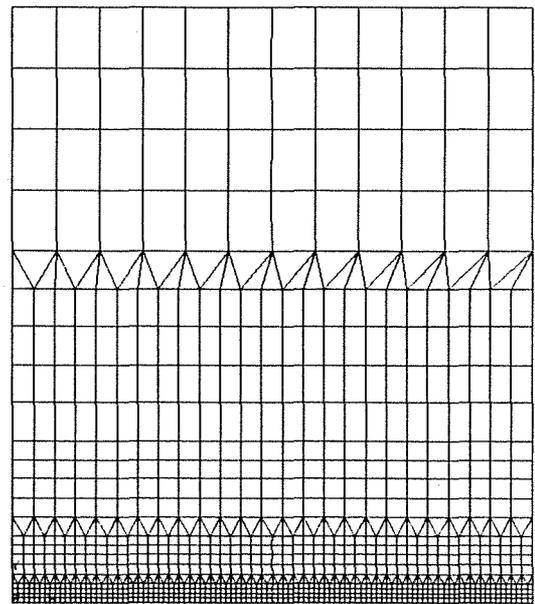


Fig. 7 Malla utilizada para el cálculo

Los resultados más importantes se han representado en la figura 8 para un valor de α igual a 2. En ella representamos el valor del trabajo específico disipado en forma adimensional, según

$$G_D^* = \frac{WD}{A_{lig} \sigma_t \epsilon_m l_{ch}}$$

en donde hemos introducido la longitud característica del material definida como $l_{ch} = \frac{G_F E}{\sigma_t^2}$, y σ_t y ϵ_m están dados

por la ecuación (20), A_{lig} representa el área del ligamento inicial. También se da el valor relativo del trabajo específico adimensional respecto del valor medio experimental de la energía de fractura para ensayos realizados en nuestro Departamento. En la figura se observa que aunque el efecto de la disipación en volumen resulta influido considerablemente por el tamaño, su importancia relativa frente al valor experimental es muy pequeña, situándose alrededor del 5%.

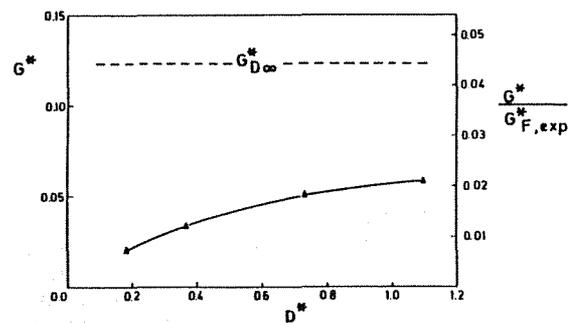


Fig. 8 Valores de la energía disipada frente al tamaño de la probeta

Disipación para tamaño infinito

Planas y Elices [11] han desarrollado un método de análisis asintótico para calcular la solución al problema de una fisura cohesiva en modo I en un medio elástico lineal cuyas dimensiones son mucho más grandes que la zona en proceso de fractura.

La sollicitación en este caso viene dada únicamente por el factor de intensidad de tensiones K_I sobre la fisura. Para que progrese la fisura cohesiva necesitaremos incrementar dicha sollicitación, obteniendo valores crecientes de la zona cohesiva, R , hasta llegar a la situación de propagación estacionaria donde queda constante, al igual que K_I que alcanza su valor crítico. En esta situación estacionaria la fisuración progresa igual a sí misma, trasladando los campos de tensiones y desplazamientos. Durante la propagación estacionaria existe una zona entorno a la fisura que se ve sometida a tensiones importantes, y que si el material es disipativo, dará una contribución constante a la energía específica necesaria para la fisuración. Considerando la figura 9, la energía necesaria para propagar de forma idéntica a sí misma la fisuración una unidad de área tendrá dos contribuciones, la debida al proceso de fractura en sí mismo G_F , y la debida al arrastre de las zonas plastificadas en el extremo de la fisura cohesiva, que llamaremos G_D . Este proceso disipativo incrementará la energía de fractura hasta un valor aparente $G_F + G_D$.

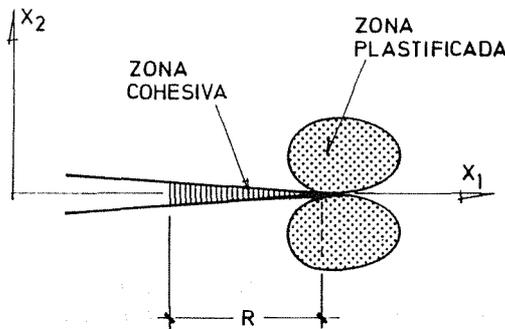


Fig.9 Zonas plastificadas en el entrono de una fisura cohesiva

Resulta mucho más cómodo y sencillo trabajar con todo el problema en forma adimensional y por ello adoptaremos la siguiente notación:

$$\sigma^* = \frac{\sigma}{\sigma_i} \quad R^* = \frac{R}{l_{ch}}$$

$$K_I^* = \frac{\sqrt{R^*} \sqrt{l_{ch}}}{\sigma_i} K_I$$

La estimación del valor de $G_{D\infty}^*$ se ha hecho gracias al análisis perturbativo presentado. Puesto que según dicho análisis la energía disipada en primer orden resulta dependiente de la tensión principal máxima de tracción alcanzada en todo el proceso de rotura, se ha analizado dicha tensión en puntos a distinta distancia de la línea de fisuración. De este modo se ha conseguido el perfil de tensiones principales máximas históricas en dirección perpendicular a la línea de fisuración.

Para una fisura que se traslada igual a sí misma una longitud l , el campo de disipaciones se puede escribir como

$$w^D = w^D(x_1 - l, x_2)$$

y el campo de tasas de disipación:

$$\frac{dw^D}{dl} = - \frac{\partial w^D}{\partial x_1}$$

la disipación total por unidad de propagación y unidad de espesor será pues:

$$G^D = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} - \frac{\partial w^D}{\partial x_1} dx_1 dx_2$$

integrando con respecto a x_1 :

$$G^D = \int_{-\infty}^{\infty} [w^D(-\infty, x_2) - w^D(\infty, x_2)] dx_2$$

pero para $x_1 \rightarrow +\infty$ no hay tensión y la energía disipada es nula, y puesto que la energía disipada no puede decrecer, para $x_1 \rightarrow -\infty$ tiene que tomar su valor máximo.

Llamado entonces

$$w^D(x_2) = \max [w^D(x_1, x_2); x_1 \in (-\infty, \infty)]$$

resulta que:

$$G^D = \int_{-\infty}^{\infty} w_{max}^D(x_2) dx_2$$

Como w^D es una función monótona de la tensión principal mayor alcanzada, su máximo corresponde al máximo de la tensión, y

$$w_{max}^D(x_2) = \int_0^{\sigma_{I_{max}}(x_2)} \sigma^P f'(\sigma^P) d\sigma^P$$

donde obviamente se define:

$$\sigma_{I_{max}}(x_2) = \max \{ \sigma_I(x_1, x_2); x_1 \in (-\infty, \infty) \}$$

Mediante un análisis numérico sobre una malla de 30 x 40 puntos hemos evaluado las tensiones en el entorno de la fisura cohesiva obteniendo la distribución de tensión principal máxima. La situación de los puntos de la malla se describe en la figura 10. Para el cálculo se ha utilizado una curva de ablandamiento exponencial que tiene igual apertura crítica que la bilineal cuya forma se da en la figura 6. Para esta curva, el valor crítico de R^* en propagación estacionaria ha sido de $R^* = 1.697$.

Los valores obtenidos para G_D^* con distintos valores de α se muestran en la figura 11. En ella se comprueba como al crecer α la energía disipada disminuye notablemente, siendo inapreciable para α mayores que 5. El resultado es consistente con el hecho de que para α tendiente a infinito el valor de la energía disipada es nulo. Este hecho se explica ya que conforme crece α , sólo contribuyen a la disipación volúmenes cuya tensión principal mayor haya estado cerca de σ_i , y en el límite, sólo la superficie de la fisura, cuyo volumen es nulo, habrá sido sometida a tensiones iguales a la resistencia a tracción.

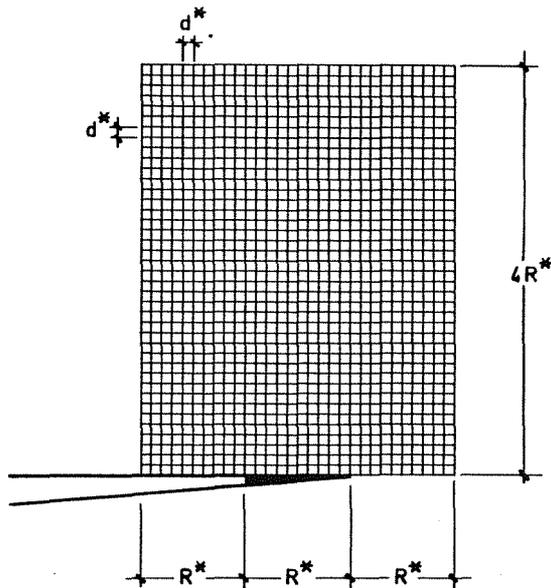


Fig. 10 Malla de análisis para el cálculo asintótico

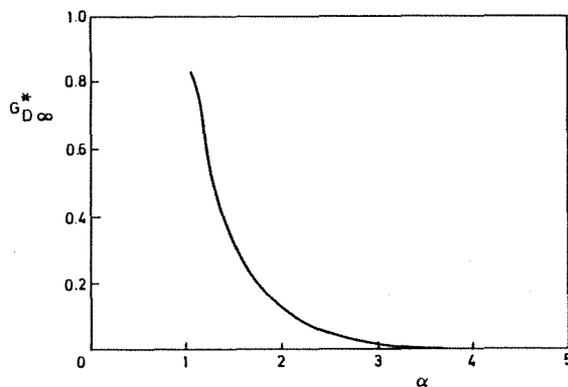


Fig.11 Energía específica disipada para tamaño infinito en función del parámetro α

5.CONCLUSIONES

Como resultado de la investigación realizada se han obtenido las siguientes conclusiones:

- se ha puesto a punto un modelo plástico tipo Rankine para el hormigón en tracción, que permite el análisis de distintos tipos de curvas de endurecimiento. Este modelo ha sido ajustado a datos de tracción simple obtenidos en nuestro laboratorio

- ha sido desarrollado un método general de análisis perturbativo que proporciona una estimación simple y fácil de la energía disipada para cualquier modelo plástico. El método perturbativo ha sido aplicado al modelo presentado previamente, lo que ha permitido obtener la energía disipada en el volumen para probetas de tamaño finito. También se ha llevado a cabo una estimación para tamaño infinito mediante un análisis asintótico desarrollado por los autores

- la disipación en volumen debida a la plasticidad en tracción presenta un agudo efecto de tamaño intrínseco. Hemos corroborado que los valores obtenidos para tamaños normales distan mucho del valor límite, que corresponde a tamaño infinito

- el valor relativo de la disipación en volumen respecto de la energía de fractura media obtenida experimentalmente, es poco importante, al no suponer más allá del 5%. Este hecho muestra que no será posible justificar mediante este mecanismo la dependencia con el tamaño de los valores experimentales de la energía de fractura.

AGRADECIMIENTO

Los autores desean expresar su agradecimiento a la CICYT por la ayuda económica prestada para realizar este trabajo, a través del proyecto de investigación PB86-0494.

6.BIBLIOGRAFIA

- [1] Elices M., (1985). "Fractura del hormigón: Métodos de cálculo Numérico", Informes de la construcción, Vol. 37, nº 372.
- [2] Elices M., LLorca J., Ingrassia A.R., (1985). "Fractura del hormigón en régimen elástico y lineal. Un ejemplo: lineal. La presa de Fontana", Informes de la construcción, Vol. 37, nº 372.
- [3] Planas J., Elices M., (1985). "Fractura del hormigón en régimen no lineal. Intentos para medir la energía de fractura G_{IC} ", Informes de la construcción, Vol. 37, nº 372.
- [4] Planas J., Elices M., (1985). "Fractura de hormigones", Anales de Mecánica de Fractura, Vol. 2.
- [5] Hillerborg A., (1985). "Results of three comparative tests series for determining the fracture energy G_F of concrete", Materials and Structures nº107 pp 407-413.
- [6] Hillerborg A., (1985). "The theoretical basis of a method to determine the fracture energy G_F of concrete", Materials and Structures, nº106.
- [7] Planas J., Elices M., (1988). "Conceptual and experimental problems in the determination of the fracture energy of concrete", International Workshop on Fracture Toughness and Fracture Energy - Test Methods for Concrete and Rock-, Sendai, Japon.
- [8] Planas J., Elices M., (1986). "Towards a measure of G_F ; an analysis of experimental results", Fracture Toughness and Fracture Energy of Concrete, F.H. Wittmann Ed., Elsevier, Amsterdam.
- [9] Oh B.H., (1987). "Fracture characteristics of concrete under static loading", Proceed. of SEM-RILEM Int. Conf. on Fracture of Concrete and Rock, Houston, USA.
- [10] Petersson P.E., (1981). "Crack growth and development of fracture zone in plain concrete and similar materials", Report TVBM-1006, Div. of Building Materials, Lund Inst. of Technology, Suecia.
- [11] Planas J., Elices M., (1987). "Asymptotic analysis of the development of a cohesive crack zone in mode I loading for arbitrary softening curves", Proceed. of SEM-RILEM Int. Conf. on Fracture of Concrete and Rock, Houston, USA.

CALCULO FOTOELASTICO DE FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES MEDIANTE DESARROLLOS EN SERIE . ESTUDIO NUMÉRICO.

R. Picón, F. París, C. Rivas

Departamento de Mecánica de Medios Continuos . E. T. S. Ingenieros Industriales de Sevilla. Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla.

RESUMEN:

Los métodos fotoelásticos más potentes para estimar los coeficientes de intensidad de tensiones son los que usan los datos fotoelásticos experimentales para ajustar los coeficientes del desarrollo en serie de las funciones de tensión complejas, a partir de las cuales se obtiene el campo general de tensiones. En este trabajo se realiza un estudio numérico de la influencia en los resultados de algunos de los factores que influyen en el proceso. En concreto se consideran el tipo de función de ajuste utilizada, el número de coeficientes de ajuste usados, y la inclusión o no de otros parámetros de ajuste.

ABSTRACT :

The most powerful photoelastic methods to obtain stress-intensity factors are those based on stress-function series expansions. The coefficients of this expansions are fit to the experimental isochromatic pattern using an overdeterministic Newton-Raphson least-squares method. In this paper, a numerical study has been made to analyse the influence on the results of several parameters, specifically the fit function, the number of fit coefficients, and the inclusion or not of other fit parameters

1.- INTRODUCCION

En principio, el problema de estimar fotoelásticamente los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} se plantea de forma muy simple. La fotoelasticidad proporciona el valor de la tensión tangencial máxima T_m en los puntos de una isocromática de orden N en la forma, Dally, [1]:

$$(2T_m)^2 = (N\lambda/e)^2 = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (2\sigma_{xy})^2 \quad (1)$$

siendo λ el factor de franja y "e" el espesor de la placa. La aproximación del tensor de

tensiones en función de los factores de intensidad de tensiones (FIT) y, en su caso, de otros parámetros, permite plantear el problema de buscar los valores de K_I y K_{II} (y de los otros parámetros, si existen) que consigan un mejor ajuste entre la ec.(1) y los datos experimentales.

Inicialmente las expresiones de las tensiones utilizadas fueron las del campo singular, válido en puntos muy próximos al borde de la grieta, lo que crea problemas al requerir medidas en esa zona, en la que aparecen diversos tipos de no linealidades y en la que los errores de medida pueden tener una gran influencia. Posteriormente fueron siendo usados más términos en las

aproximaciones de las tensiones, lo que permitió ampliar la zona de medida; este proceso culminó en aproximaciones de las tensiones en forma de desarrollos en serie en los que la zona de medida puede ser, en principio cualquiera, tomando el número suficiente de términos de la serie (ver [13] para una revisión de métodos).

En este trabajo se muestran primero brevemente los fundamentos de los métodos de desarrollo en serie (MDS) pasándose luego a considerar la influencia, en los resultados numéricos obtenidos, de una serie de factores como son el tipo de función de ajuste utilizada, el número de coeficientes de ajuste usados y la inclusión o no de otros parámetros de ajuste.

2. ECUACIONES BASICAS

La solución general al problema elástico plano puede ser expresada a partir de las funciones $Z(z)$ y $\eta(z)$ de la variable compleja $z = x + iy$ [2]. Dos posibles formas de la solución general de tensiones son

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^I &= \text{Re}Z_I - y\text{Im}Z'_I + y\text{Im}\eta'_I - 2\text{Re}\eta_I \\ \sigma_{yy}^I &= \text{Re}Z_I + y\text{Im}Z'_I - y\text{Im}\eta'_I \\ \sigma_{xy}^I &= -y\text{Re}Z'_I + y\text{Re}\eta'_I + \text{Im}\eta_I \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^{II} &= 2\text{Im}Z_{II} + y\text{Re}Z'_{II} - y\text{Re}\eta'_{II} - \text{Im}\eta_{II} \\ \sigma_{yy}^{II} &= -y\text{Re}Z'_{II} + y\text{Re}\eta'_{II} - \text{Im}\eta_{II} \\ \sigma_{xy}^{II} &= \text{Re}Z_{II} - y\text{Im}Z'_{II} + y\text{Im}\eta'_{II} \end{aligned} \quad (3)$$

Por supuesto las representaciones de las ecs.(2) y (3) son equivalentes; el uso de distintas funciones de tensión tiene por objetivo simplificar las expresiones de las condiciones de contorno en los casos de deformación según el modo I (caso simétrico) y el modo II (caso antisimétrico). Así, supóngase que existe una grieta semiindefinida en $y=0, x<0$; las condiciones de contorno son:

caso simétrico:

$$\begin{aligned} \sigma_{xy}^I &= 0 \text{ en } y=0 \Rightarrow \text{Im}\eta_I = 0 \text{ en } y=0 \\ \sigma_{yy}^I &= 0 \text{ en } y=0, x<0 \Rightarrow \text{Re}Z_I = 0 \text{ en } y=0, x<0 \end{aligned} \quad (4)$$

caso antisimétrico:

$$\sigma_{yy}^{II} = 0 \text{ en } y=0 \Rightarrow \text{Im}\eta_{II} = 0 \text{ en } y=0$$

$$\sigma_{xy}^{II} = 0 \text{ en } y=0, x<0 \Rightarrow \text{Re}Z_{II} = 0 \text{ en } y=0, x<0 \quad (5)$$

La superposición de las tensiones en ambos estados da el campo total de tensiones

$$\sigma_{\alpha\beta} = \sigma_{\alpha\beta}^I + \sigma_{\alpha\beta}^{II} \quad \alpha, \beta = x, y \quad (6)$$

Obviamente las condiciones de contorno definidas por las ecuaciones(4) y (5) sólo reproducen el estado tensional en un extremo de la grieta por lo que el campo tensional definido por las ecs.(6), (2) y (3) no debe ser usado para el ajuste de los estados tensionales en zonas en las que influyan ambos bordes de grieta. A continuación las funciones de tensión son desarrolladas en serie de potencias. Una forma de estos desarrollos que satisface las condiciones de contorno (4) y (5), además de contener los términos singulares adecuados es

$$Z_I(z) = \sum_{n=0}^{N-1} \left[n - \frac{1}{2} \right] A_n z^{n-\frac{1}{2}}, \eta_I(z) = \sum_{p=0}^{P-1} C_p z^p \quad (7)$$

$$Z_{II}(z) = \sum_{m=0}^{M-1} \left[m - \frac{1}{2} \right] B_m z^{m-\frac{1}{2}}, \eta_{II}(z) = \sum_{q=0}^{Q-1} D_q z^q \quad (8)$$

en las que A_0 y B_0 son proporcionales a los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} , que caracterizan el peso de las distribuciones singulares de tensión que aparecen en el borde de una grieta. La idea de expresar las funciones de tensión mediante desarrollos en serie no es nueva. Fue ya planteada por Williams [3] y utilizada en diversos trabajos [4,5,6,7] sobre la obtención de K_I mediante técnicas fotoelásticas. Posteriormente, esta metodología fue generalizada [8] para tratar problemas mixtos, en los que aparecen K_I y K_{II} (Ecs.(7) y (8)).

En este sentido cabe mencionar que en [8] la función $\eta_{II}(z)$ no fue incluida en el planteamiento, aunque sí $\eta_I(z)$. A priori, no parece haber ninguna razón para no incluir η_{II} . Así, si tratamos con un problema simétrico la solución general debe seguir dependiendo de dos funciones de variable compleja, tal como apuntó Sanford [5] lo que hace necesario incluir $\eta_I(z)$; a nivel físico, el primer término del desarrollo de $\eta_I(z)$ está asociado al problema de una placa sometida a tracción (o compresión) horizontal (σ_{xx} constante) siendo el coeficiente C_0 proporcional al término σ_{ox} utilizado en la literatura, Irwin,

[9]. Análogamente, si tratamos con un problema antisimétrico, la solución debe ser expresada en función de dos funciones Z_{II} y η_{II} ; a nivel físico, el primer término del desarrollo de $\eta_{II}(z)$ está asociado al problema de una placa sometida a momento flector (σ_{xx} lineal con y). La sustitución de las ecs.(7) y (8) en las ecs.(2), (3) y (6) permite expresar las tensiones en función de los coeficientes de los desarrollos y de la variable z ; poniendo ésta en la forma $z = re^{i\theta}$ se obtendría, simbólicamente,

$$\sigma_{\alpha\beta} = \sigma_{\alpha\beta}(A_n, B_m, C_p, D_q, r, \theta) \quad (9)$$

Sustituyendo las ecs (9) en la ec.(1) obtendremos la ecuación de una isocromática de orden N ; simbólicamente ésta se escribiría

$$F(A_n, B_m, C_p, D_q, r, \theta, N) = 0 \quad (10)$$

La aparición frecuente de una cáustica en el extremo de la grieta hace aconsejable incluir como parámetros de ajuste las coordenadas del extremo de la grieta, x_C, y_C , una idea que ya ha sido sugerida con anterioridad, Rossmannith, [7].

Los coeficientes de la ec.(10), en número $N+M+P+Q+2=T$, son calculados particularizando dicha ecuación en S puntos de distintas isocromaticas, definidos cada uno de ellos por unos valores r_s, θ_s, N_s ($s=1, S$). Así se obtiene el sistema no lineal de ecuaciones.

$$F_s(A_n, B_m, C_p, D_q, x_C, y_C, r, \theta, N) = 0 \quad ; \quad s=1, S \quad (11)$$

Si englobamos todos los coeficientes en el vector X_t ($t=1, T$) las ecs.(11) quedan

$$F_s(X_t) = 0; \quad s = 1, S \quad (12)$$

La elección más conveniente para minimizar los errores de medida es tomar $T < S$ lo que convierte las ecs.(12) en un sistema sobredeterminado no lineal de ecuaciones. Dicha sobredeterminación hace que en general dichas ecuaciones no puedan satisfacerse exactamente, por lo que para cada vector X_t puede definirse un vector residuo $R_s = F_s(X_t)$. Mediante un método iterativo que combine el método de Newton-Raphson (NR) con el de mínimos cuadrados [10], se busca el conjunto de valores de los coeficientes (vector X_t) que minimiza el módulo del vector residuo.

3. ASPECTOS NUMERICOS

Existe alguna literatura [11] sobre el comportamiento del Método de Desarrollos en Serie (MDS) descrito, en el caso de existir sólo K_I , pero no conocemos estudios comparables para situaciones en las que se produzca K_{II} sólo, o K_I y K_{II} conjuntamente. Este trabajo intenta realizar un análisis del comportamiento numérico del MDS en este último caso.

En primer lugar, cabe mencionar que existe un gran número de factores susceptibles de variación a la hora de realizar un estudio numérico. Mencionemos aquí los siguientes:

- El tipo de función de ajuste a utilizar
- El número total de coeficientes de ajuste utilizados
- La inclusión o no de las coordenadas del borde de grieta en el ajuste
- La consideración o no de la función η_{II}
- La solución inicial escogida
- El número de puntos de ajuste utilizados
- La distribución de estos puntos

Es difícil manejar paraméricamente todos estos factores. En este trabajo hemos cubierto, a veces en forma no exhaustiva, aspectos numéricos relacionados con los cuatro primeros apartados.

El caso analizado se muestra en la Fig.1.

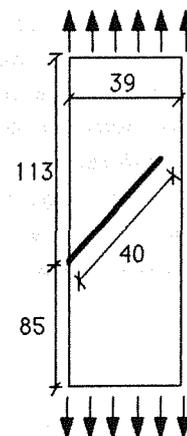


Fig. 1. Probeta utilizada
Espesor: $e=4$ mm. Factor de franja $\lambda = 0.75$ Kg/mm
Carga total aplicada=27 Kg.

Deliberadamente se ha escogido una dimensión de la grieta para la que no existe solución analítica del problema en los manuales clásicos [12]. Nuestra definición de si un ajuste es o no aceptable se basará en el posterior trazado gráfico de dicho ajuste, que se superpondrá y comparará a los puntos reales introducidos.

Una fotografía del campo de isocromáticas obtenido se muestra en la Fig. 2, correspondiente

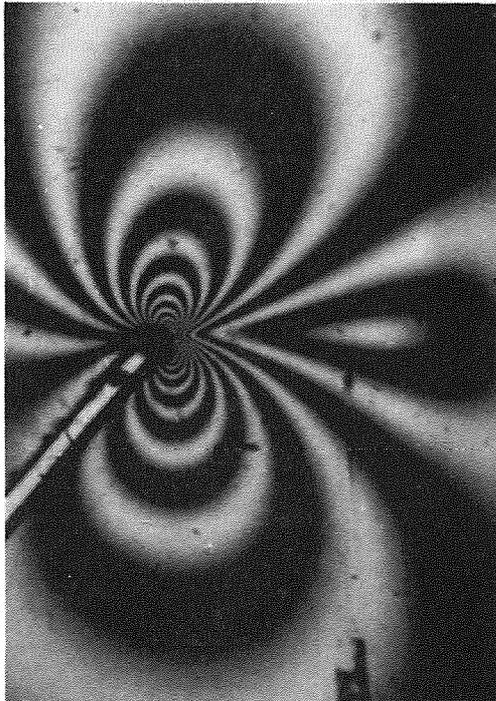


Fig.2. Campo de isocromáticas.

a campo claro. Además, se han usado las isocromáticas obtenidas en el correspondiente campo oscuro.

Con objeto de no hacer intervenir los factores f) y g) se ha tomado un elevado número de puntos, en concreto 443 puntos, que se han distribuido sobre todas las isocromáticas, desde el orden 1'5, correspondiente a la más externa, hasta el orden 7, correspondiente a la más interna. Un dibujo del conjunto de puntos se muestra en las Figs.4 y 5. Como solución inicial se ha tomado en todos los casos $K_I = K_{II} = 1$ y el resto de los coeficientes nulos.

4. ESTUDIO NUMÉRICO

Antes de entrar a definir los estudios paramétricos realizados debe mencionarse que en ocasiones el método de NR convencional no converge adecuadamente, produciéndose crecimientos de residuos entre dos iteraciones, lo que indica la existencia de un mínimo relativo de dicho residuo en el intervalo. Este hecho, comentado en otro trabajo [13], parece estar asociado al aumento del número de mínimos relativos de la función residuo a medida que aumentamos el número de coeficientes, pues no se ha presentado en ninguno de los casos para bajo número de coeficientes, en los cuales el método convencional de NR ha funcionado adecuadamente. Para alto número de coeficientes sí se ha encontrado con frecuencia mal funcionamiento del método convencional. Consecuentemente se ha implementado un método de NR modificado en el cual se procede como sigue. Si el método convencional da un residuo creciente, éste se evalúa en la mitad del intervalo, en los dos tercios centrales, etc., reteniendo como residuo actual el primero que sea menor que el del intervalo completo. Con esta metodología se asegura la convergencia, al menos a un mínimo relativo. En la Fig.3 se ha representado el valor

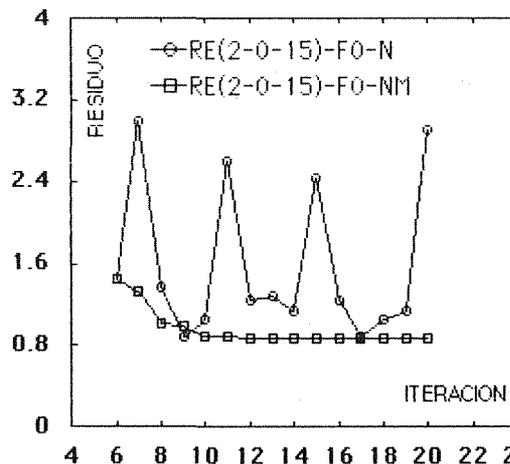


Fig.3. Evolución del residuo para el caso (2-0-15)-F0. N: Método convencional. Nm: Método modificado

del residuo en función del número de iteraciones para un caso de alto número de coeficientes con el método convencional y con la versión modificada del método. Esta versión modificada ha sido utilizada para todos los casos que luego detallaremos.

4.1 Funciones de ajuste

La expresión básica (1) puede ponerse de distintas formas

$$F_0 = (e/N\lambda)2\tau_m - 1 = 0, F_1 = (e/\lambda)2\tau_m - N = 0 \quad (12), (13)$$

$$F_2 = (e^2/\lambda^2)(2\tau_m)^2 - N^2 = 0, F_3 = (e^2/\lambda^2 N^2)(2\tau_m)^2 - 1 = 0 \quad (14), (15)$$

Obviamente todas son equivalentes si se cumpliera estrictamente la igualdad a cero, pero en el caso real de ajuste eso no será así, obteniéndose unas componentes del vector residuo en los segundos miembros, por lo que cabe pensar que el óptimo difiera de una a otra función.

4.2. Otros factores

Las alternativas adoptadas se identifican por una clave de tres números a-b-c que indican, el primero, si x_c, y_c se han incluido o no en el ajuste (valores 2 ó 0); el segundo, el número de términos del desarrollo de la función η_{III} (ec.(8)); y el tercero, el número de términos de las otras tres funciones Z_I, Z_{II} y η_I (ec.(7) y (8)), que se reparten a partes iguales entre ellas.

Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 1

Tabla 1. Resultados obtenidos

Función Clave	F ₀	F ₁	F ₂	F ₃
0-0-3	1.53 .985 M M	1.71 .951 M M	1.75 .922 M M	1.45 .987 M M
0-1-3	1.59 1.00 M M	1.76 .956 M M	1.84 .920 M M	1.54 .997 M M
2-0-3	1.62 .934 R M	1.77 .904 B M	1.84 .879 B M	1.60 .926 R M
2-1-3	1.64 .947 R M	1.78 .911 B M	1.86 .884 B M	1.64 .940 R M
0-0-15	1.73 .898 M ● R	1.79 .883 M ● R	1.79 .857 M ● M	1.68 .896 M ● R(-1)
0-5-15	1.88 .849 M B(-1)	1.87 .856 M R(-2)	1.86 .833 M ● M	1.84 .866 M B(-1)
2-0-15	1.80 .866 B ● B(-1)	1.88 .857 B ● B(-2)	1.91 .848 B ● B(-2)	1.79 .865 B ● R(-1)
2-5-15	1.94 .835 B B(-1)	1.94 .847 B B(-1)	1.94 .841 B B(-2)	1.929 .848 B B

En ésta, los dos números superiores de cada recuadro son los valores de K_I y K_{II} obtenidos.

Las dos letras inferiores indican, la de la izquierda(derecha) si el ajuste de las isocromáticas más internas (externas) puede considerarse bueno (B), regular (R) ó malo (M). Si un número negativo n acompaña a estas letras indica que el ajuste es como se indica excepto en las n isocromáticas más externas, en que es malo. El círculo negro entre ambas letras indican que el método clásico de MR falló en ese caso y que hubo de ser utilizada la modificación descrita previamente. Dado el lógico grado de subjetividad que conllevan éstas calificaciones se muestran en la Fig.4 el ajuste obtenido para el caso (0-0-3)-F₃, que es uno de los peores, y en la Fig.5 el caso (2-5-15)-F₃, que puede considerarse el óptimo.

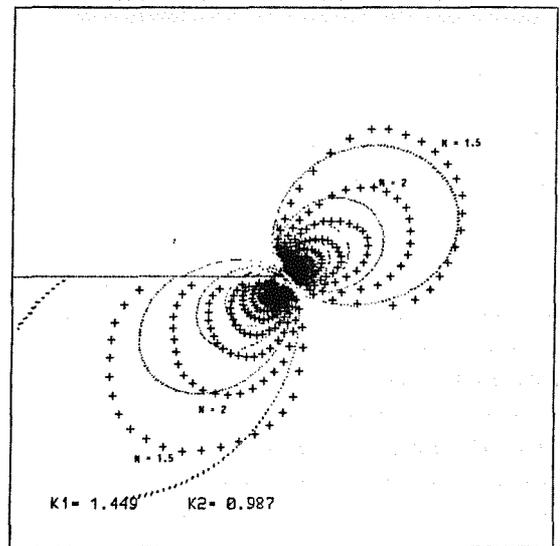
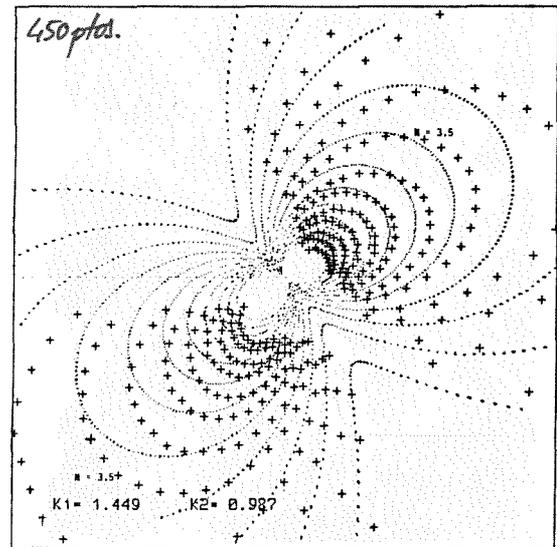
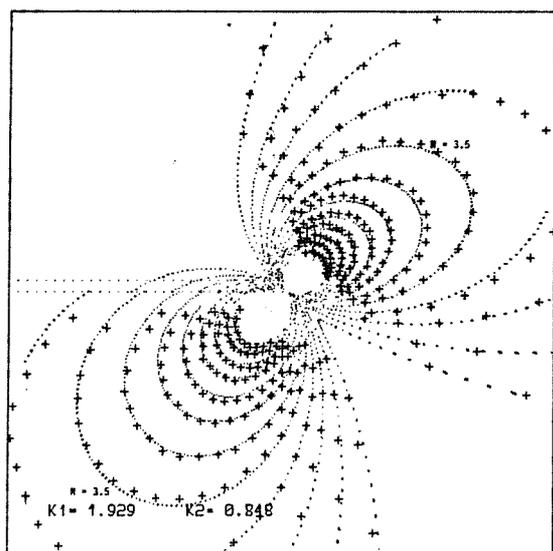
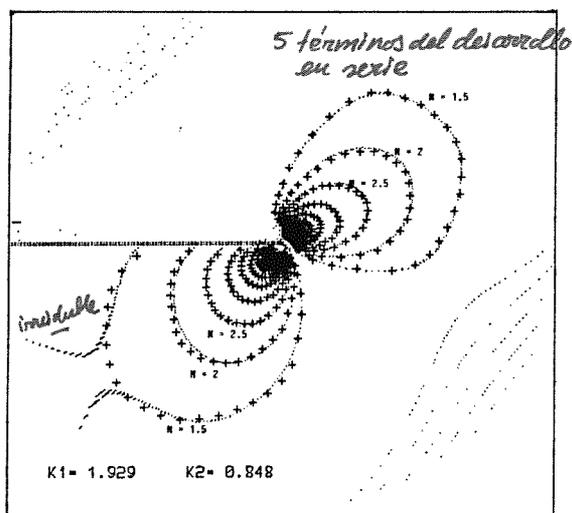


Fig.4. Conjunto de puntos y ajuste en el caso (0-0-3)-F₃. (a):Vista cercana. (b):Vista lejana



(a)



(b)

Fig.5. Conjunto de puntos y ajuste en el caso (2-5-15)-F3. (a): Vista cercana. (b): Vista lejana

5. CONCLUSIONES

Aunque los resultados obtenidos no permiten establecer conclusiones tajantes, pueden hacerse los siguientes comentarios:

a) El posible fallo del método convencional de MR es más probable para un número de coeficientes alto, presumiblemente porque a más coeficientes más mínimos relativos de la función residuo. La presencia de la función η_{III} tiene un claro efecto estabilizante

b) El uso de distintas funciones de ajuste puede provocar sensibles variaciones; esto es más

acusado para un número bajo de coeficientes. Así, se encuentran variaciones en K_I de hasta el 21% para el caso 0-0-3, mientras que éstas no llegan al 7% para el caso 0-0-15. No parece posible definir claramente una función de ajuste mejor que las otras, aunque cabe decir que en el caso 2-5-15 el ajuste mejor se consiguió con la función F_3 .

c) La inclusión de los parámetros x_0, y_0 provoca variaciones de K_I y K_{II} que llegan al 10.3 y 6.2% para bajo número de coeficientes y son algo menores (6.7 y 3.6%) para alto número de coeficientes. La inclusión de dichos parámetros es esencial para conseguir un buen ajuste cercano (del que más van a depender unos buenos valores de los coeficientes de intensificación de tensiones) y es también claramente beneficiosa para conseguir un buen ajuste en zonas más alejadas.

d) La inclusión de la función η_{III} provoca variaciones de K_I y K_{II} que llegan al 6.2 y 4.4% para bajo número de coeficientes y son algo mayores (9.5 y 5.5%) para alto número de coeficientes. Su efecto es nulo para el ajuste cercano, como era de esperar, y claramente positivo para el ajuste lejano.

e) La inclusión conjunta de x_0, y_0 y de la función η_{III} provoca variaciones en K_I y K_{II} de hasta el 13.1 y 8.5% para bajo número de coeficientes y del 14.9 y 7% para alto número de coeficientes. El efecto de estos parámetros es notorio sobre el ajuste y cabe concluir que deberían ser siempre incluidos.

e) Aún en el caso de que los ajustes sean en general buenos hay una aparente dificultad de ajustar la isocromática más lejana, quizás por el hecho de ser ésta la de banda más ancha.

6. REFERENCIAS

[1] Dally, J.W. Riley, W.F. (1978) "Experimental stress analysis", McGraw-Hill.
 [2] Muskhelishvili, N.I. (1953) "Some basic problems of the mathematical theory of Elasticity". Noordhoff.
 [3] Willians, M.L. (1957) "On the stress

distribution at the base of a stationary crack." *J. of Appl. Mech.*, Vol. 24. pp. 109-114.

3, pp. 45-52.

- [4] Dally, J.M. (1979) "Dynamic photoelastic studies of fracture". *Exp. Mech.*, Vol. 20, pp. 192-7.
- [5] Sanford, R.J. (1978) "A critical re-examination of the Westergard method for solving opening-mode crack problems." *Mechanics Research Communications*. Vol. 6, Nº 5, pp 289-294.
- [6] Cottron, M. et al. (1981) "Sur le calcul du facteur d'intensité de contraintes en mode d'ouverture pour un problème plan a partir des données de la photoélasticité". *Revue Française de Mécanique*, pp. 31-36.
- [7] Rossmannith, H.P. (1983) "A hybrid technique for improved K determination from photoelastic data". *Exp. Mech.*, Vol 23, pp. 152-157.
- [8] Cottron, M. y Lagarde, A. (1982) "A far field method for the determination of mixed-mode SIF from isochromatic fringe patterns" *SM Archives*, Vol. 7, pp. 1-18.
- [9] Irwing, G.B. (1958) Discussion de: Wells, A.A. y Post, D. (1958) "The dynamic stress distribution surrounding a running crack-A photoelastic analysis". *Proc. Soc. Exp. Stress Analysis*, Vol. 16, pp. 69-92.
- [10] Sanford R.I. y Dally J.W. (1979) "A general method for determining mixed-mode SIF from isochromatic fringe patterns". *Engng.Fract. Mech.*, Vol. 11, pp. 621-33.
- [11] Sanford, R.I. et al (1981) "A photoelastic study of the influence of non-singular stresses in fracture test specimens". Report NUREG/CR-2179, University of Maryland. USA.
- [12] Murakami, Y. (Ed) (1987) "Stress Intensity Factors Handbook" Pergamon Press.
- [13] Rivas, C. et al (1988) "Campo tensional en el entorno de una fisura. Determinación de K_I y K_{II} usando técnicas fotoelásticas". *Anales de Ingeniería Mecánica*, Año 6, Nº

AGRADECIMIENTOS:

- Los autores están de acuerdo en que este artículo no hubiera sido posible sin el estimable trabajo en el laboratorio de Antonio Cañas.

- Este trabajo ha sido financiado por la Junta de Andalucía, mediante el Proyecto 5853 "Caracterización de grietas en régimen elastodinámico.

USO DE METODOS ENERGETICOS PARA LA CONSIDERACION DEL ENDURECIMIENTO EN MODELOS DE CIERRE DE GRIETAS.

Bohórquez, L., Domínguez, J.

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros Industriales (Universidad de Sevilla)
Avenida Reina Mercedes s/n.
41012- SEVILLA

Resumen. En este trabajo se ensaya un método de cálculo de la tensión en el borde de una grieta creciendo por fatiga, mediante la aproximación de la densidad de energía de deformación, propuesta por G. Glinka [1], con objeto de estudiar la influencia que el endurecimiento por deformación tiene sobre el cierre inducido por plasticidad. Para ello se parte del modelo de Newman, modificándolo adecuadamente [2].

El modelo propuesto por Newman considera un comportamiento rígido-plástico perfecto del material, suponiendo una distribución uniforme de tensiones en la zona plástica. Debido al comportamiento real del material la distribución de tensiones en dicha zona no puede ser uniforme, alcanzándose valores muy superiores a los del límite de fluencia, que influyen sensiblemente en las tensiones de cierre. En este trabajo se aproxima la distribución real de tensiones mediante el citado método de la densidad de energía de deformación aplicándolo al modelo de las bandas en fluencia de Newman.

Abstract. In this work, a fatigue growing crack tip stress assessment method, based on the equivalent strain density approximation, developed by G. Glinka, is used in order to study the influence of the strain hardening on the plasticity induced closure. To achieve this, we have used the Newman's model, modifying it to account for the idea pointed out above.

Newman supposed a rigid-plastic material behaviour using a uniform stress distribution in the plastic zone ahead of the crack tip. Due to the real material behaviour the stress distribution in this zone cannot be uniform, developing stresses very much higher than the yielding one, that influence strongly on the closure stresses. In this work, the real stress distribution is approached, using the already pointed out energetic method applying it to the Newman's yielding strip model.

1. INTRODUCCION.

El concepto de cierre de grieta nace de la observación experimental del comportamiento de las superficies de una fisura sometida a cargas cíclicas. Se comprueba que éstas pueden permanecer en contacto incluso cuando la grieta está sometida a tensiones de tracción [3].

Los factores que influyen con más o menos intensidad sobre este fenómeno son varios y de naturaleza diversa. Entre ellos puede citarse el cierre por plasticidad: debido al comportamiento elasto plástico del material, al someter al espécimen a carga positiva, se producen unas deformaciones plásticas de tracción en el borde de la grieta. Al crecer ésta, la deformación residual del material que formaba parte de la zona plástica permanece, pasando dicho material a formar parte de las superficies de la grieta. El alargamiento residual fuerza a las

superficies a entrar en contacto antes de alcanzarse la tensión nominal nula. Como primera aproximación al problema, se podría decir que la tensión remota que está aplicada justo en el instante del contacto es la tensión de apertura S_{op} . Cuando la grieta sigue descargándose el material de las superficies se ve obligado a comprimirse, quedando sometido a una tensión residual (fig.1.1), que de alguna manera está relacionada con S_{op} , como veremos más adelante.

Otro factor que contribuye al efecto de cierre es la rugosidad de la superficie de la grieta. El crecimiento de ésta nunca se produce en línea recta, apareciendo irregularidades que dan un aspecto de sierra a la superficie de la fisura. La altura de las irregularidades depende mucho del tipo de material, nivel de carga y de la microestructura, siendo mayores en materiales con superior tamaño de grano. En la fase de

descarga de un ciclo de variación de la tensión, cuando la apertura de la grieta es del orden de la altura de los dientes, una pequeña componente en modo II del desplazamiento de las superficies provoca el contacto entre éstos, anticipando el instante en que se produce el cierre (Fig 1.2). Aunque este fenómeno siempre está presente, su efecto solo es apreciable en materiales que

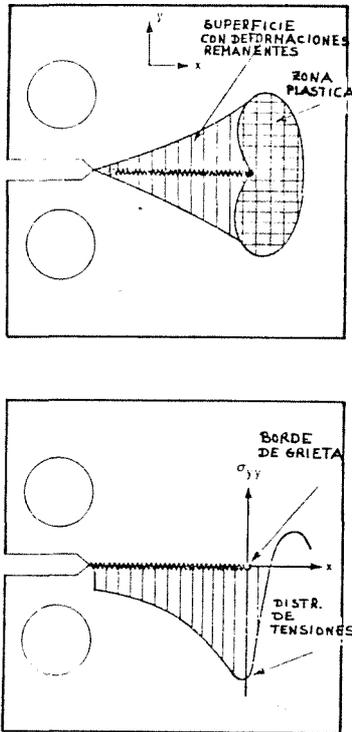


Fig. 1.1 Cierre por plasticidad

producen alto grado de rugosidad sometidos a bajos niveles de carga.

Entre los factores que afectan al cierre, también cabe citar los mecanismos de oxidación, presión de fluidos en el interior de la fisura y transformación de fase del material. Una descripción más detallada de estas y otras fuentes de cierre de grieta pueden verse en la bibliografía [4].

El fenómeno del cierre de grieta toma especial relevancia en la teoría del crecimiento de grietas por fatiga al poder explicar en parte, al menos de modo cualitativo, el efecto que tienen sobre la velocidad de crecimiento el ambiente, las características metalúrgicas, las condiciones de carga, etc.

Paris [5], basandose en observaciones experimentales, modeló el crecimiento de grieta por fatiga en términos de la amplitud del factor de intensidad de tensiones ΔK , mediante una ley exponencial del tipo:

$$da/dN = C_0 \cdot \Delta K^N \quad (1.1)$$

Donde a es la longitud de la grieta, N el número de ciclos, y C_0 y N son constantes a determinar mediante ensayos.

Experimentalmente se comprueba que C_0 depende, para un mismo material, de las condiciones ambientales y especialmente del coeficiente de asimetría de la carga R y del espesor del sistema en cuestión:

$$da/dN = F(\Delta K, R, t, T, \text{ambiente}) \quad (1.2)$$

Donde t es el espesor del espécimen y T la temperatura.

Elber, al observar experimentalmente el fenómeno del cierre de grieta, justifica la dependencia de C_0 respecto a R y el espesor t , diciendo que mientras que la grieta esté cerrada no existe singularidad en el borde físico de ésta y por tanto en la porción del ciclo en que esto ocurre no se produce crecimiento alguno. Esto se traduce en que el parámetro que gobierna el crecimiento de la grieta no es ΔK sino ΔK_{ef} siendo

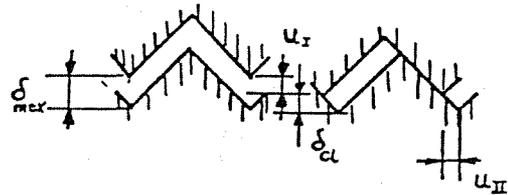


Fig. 1.2 Cierre por rugosidad.

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (1.3)$$

Donde K_{op} es el factor de intensidad de tensiones en el momento de la apertura de la grieta.

Es decir, Elber propone una ley de la forma:

$$da/dN = C \cdot \Delta K_{ef}^N \quad (1.4)$$

Experimentalmente se comprueba que, para al menos algunos casos estudiados y en el rango de velocidades de crecimiento en el que se cumple la ley de Paris, al representar da/dN en función de ΔK_{ef} , las curvas para diferentes valores de R se funden en una sola. En otras palabras, mientras que C_0 en la ecuación (1.1) depende de R , y por tanto habrá una curva para cada valor de este parámetro, la ecuación (1.4) es la misma para distintos valores de R [6]. O lo que es lo mismo:

$$da/dN = F(\Delta K_{ef}, T, \text{ambiente}) \quad (1.5)$$

Uno de los principales problemas que surge a la hora de tener en cuenta el fenómeno de cierre en el análisis de crecimiento de grietas es la determinación de los valores de K_{op} . Incluso en el terreno experimental existen discrepancias sobre cómo debe ser medido y los resultados pueden variar apreciablemente dependiendo del método

empleado. En el área de los métodos analíticos, existen diversos procedimientos que aproximan con mayor o menor éxito cada una de las partes del fenómeno, sin que ninguno de ellos termine de cerrar el problema en la actualidad.

2. MODELO DE NEWMAN.

Newman, empleando el modelo de Dugdale, ha desarrollado un método numérico para la determinación de los valores de K_{op} ante distintas condiciones de carga. Para ello modifica el citado modelo de Dugdale considerando la deformación remanente en las superficies de la grieta. El principal cambio introducido por Newman sobre el modelo de Dugdale, además de la discretización de la zona plástica en elementos rígido plásticos

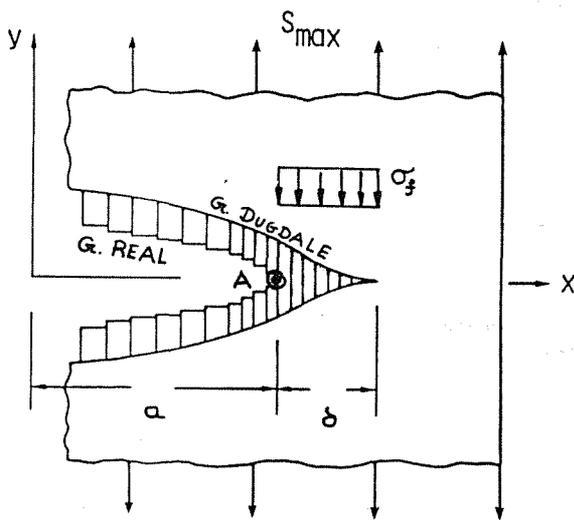


Fig. 2.1 Discretización de la zona plástica y superficie de la grieta en el modelo de Dugdale.

monodimensionales, es la de ampliar dicha discretización a las superficies de la fisura con objeto de poder simular las deformaciones plásticas que la grieta va dejando tras sí en su avance (Fig 2.1). Los elementos situados en la zona plástica tendrán una longitud igual al desplazamiento de la grieta de Dugdale en el punto correspondiente. Su longitud variará cuando la tensión en dicho punto alcance el límite de fluencia. Los situados en las superficies de la grieta tendrán una longitud inicial igual al desplazamiento de la grieta de Dugdale en el borde real de la misma, en el momento en que pase por dicho punto y esté aplicada la carga máxima (punto A de la figura 2.1).

Mientras en un punto de la superficie el desplazamiento de la grieta de Dugdale sea superior a la longitud del elemento, éste no afectará para nada al análisis. En el momento en que el desplazamiento iguala a la longitud, dentro de un semiciclo de descarga, se considera que las superficies de la grieta real entran en contacto. A partir de ese instante el desplazamiento de la grieta ficticia se mantiene igual a la longitud del

elemento y éste pasa a sufrir la tensión de compresión necesaria para mantener el desplazamiento existente entre las superficies.

Este desplazamiento sólo se verá alterado cuando la tensión en el elemento supere la de fluencia del material. A partir de entonces, el punto de la superficie de la grieta de Dugdale comenzará a desplazarse, acortándose el elemento, quedando sometido a una tensión igual al límite elástico.

Un esquema general del funcionamiento del modelo puede ser el siguiente:

1. Cálculo del tamaño de la zona plástica aplicando la condición de Dugdale en el momento de la carga máxima.

$$K_s(a+\delta) + K_\sigma(a+\delta) = 0 \quad (2.1)$$

Siendo $K_\sigma(a+\delta)$ el factor de intensidad de tensiones en la grieta de Dugdale (de longitud $2(a+\delta)$) debido a la presión $\alpha \sigma_y$ (Fig. 2.1.)

2. Discretización de la zona plástica en un determinado número de elementos, que pueden ser de ancho variable.

3. Cálculo de la longitud de los elementos. Dicha longitud será el desplazamiento de la grieta de Dugdale sometida a la tensión remota máxima S_{max} , más la distribución de presiones $\alpha \sigma_y$ sobre la zona plástica. Es decir;

$$L_i = S_{max} \cdot f(x_i) + \sum_{j=1}^k \alpha \cdot \sigma_y \cdot g(x_i, x_j) \quad (2.2)$$

Donde k es el número de elementos que forman la zona plástica, $f(x_i)$ es el desplazamiento en el punto de coordenada x_i de la grieta de Dugdale debido a una tensión remota unidad, y $g(x_i, x_j)$ el desplazamiento en el punto x_i debido a una presión unidad actuando en el elemento situado en x_j , σ_y es el límite de fluencia considerado y α es el coeficiente para tener en cuenta las condiciones de tensión plana, deformación plana o intermedias, que se producen en la zona plástica durante la tracción. Para determinadas geometrías existen expresiones analíticas de $f(x_i)$ y $g(x_i, x_j)$.

4. Rotura del número necesario de elementos que simulen el crecimiento deseado de la grieta. Esto se simula haciendo desaparecer la tensión en dichos elementos, los cuales pasan a formar parte de la estela con una longitud igual a la longitud que tenían en el momento de la rotura.

5. Reajuste de la zona plástica al haber crecido la grieta y consiguiente recálculo de las longitudes.

6. Aplicación de la carga mínima S_{min} para el cálculo de la distribución de tensiones en la zona plástica y en aquellos elementos de las superficies que entren en contacto debido a las deformaciones remanentes.

Para ello se usa la ecuación (2.2) aunque en este caso se impone la longitud de los elementos y se determina la tensión. Es decir, se resuelve el siguiente sistema de ecuaciones:

$$\sum \sigma_j \cdot g(x_i, x_j) = S_{min} \cdot f(x_i) - L_i^* \quad (2.3)$$

Con las siguientes restricciones:

en la zona plástica: $-\sigma_y \leq \sigma_j \leq \alpha \sigma_y$

en la superficie: $-\sigma_y \leq \sigma_j \leq 0$

Donde la diferencia de valores de fluencia en tracción y compresión para los elementos de la zona plástica se justifica porque la singularidad en tracción aproxima el estado a uno de deformación plana, mientras que en compresión, al desaparecer la singularidad, el estado se considera próximo a uno de tensión plana.

En aquellos puntos donde se violen las restricciones se impondrán los valores límites de éstas y se dejará como variable a calcular L_i^* , que, en los puntos de la zona plástica y en los de la superficie que entren en fluencia, será el nuevo valor de L_i . En los puntos de la superficie que queden descargados, L_i^* no es más que el desplazamiento de la grieta ficticia.

7. Cálculo de S_{op} . El criterio para el cálculo de la tensión de apertura S_{op} se basa en considerar que su valor será la mínima tensión nominal que produzca desplazamientos en el borde de la grieta ficticia iguales o superiores a los existentes con S_{min} pero suponiendo nulas las tensiones de contacto.

Ante un nuevo ciclo se volverá a repetir todo el proceso anterior.

Incluso en las situaciones reales modelables como problemas planos aparecen fenómenos que son esencialmente tridimensionales y que influyen claramente sobre el valor de las tensiones de cierre. Puede mencionarse: crecimiento no uniforme del frente de la grieta; variación del estado de tensiones entre las superficies del espécimen y los puntos de su interior; etc. Para tener en cuenta estos factores en el análisis, habría que recurrir a modelos tridimensionales, los cuales, si bien ganan en fiabilidad, necesitan de medios y tiempos aún prohibitivos en nuestros días.

Para reproducir de algún modo el efecto de la diferencia entre el estado de tensiones en el interior y la superficie del espécimen, Newman afecta a la tensión de fluencia del ensayo de tracción del material de un factor multiplicador α que habrá que ajustar de forma experimental y estará comprendido entre 1 (tensión plana) y 3 (deformación plana).

El modelo de Newman, por lo tanto, supone una distribución uniforme de tensiones en las zonas plásticas monotónica y cíclica a la hora del cálculo del tamaño de la zona plástica y de las tensiones de contactos en las superficies de la grieta en los instantes de máxima y mínima carga respectivamente.

No obstante, Newman, para tener en cuenta de alguna manera el endurecimiento del material,

usa como tensión de fluencia la media entre la tensión de fluencia propiamente dicha y la tensión de rotura. Si se tiene en cuenta que la tensión de rotura es un valor ficticio correspondiente al cociente de la carga de rotura y la sección inicial de la probeta en un ensayo de tracción, es fácil concluir que la verdadera tensión de rotura será superior a dicho valor, por lo que se encuentra aún menos justificación a la aproximación de Newman.

3. INTRODUCCION DEL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION.

Con objeto de minimizar la incertidumbre sobre los resultados debido al hecho de no tener en cuenta factores físicos involucrados en el fenómeno, se ha modificado el modelo de manera que tenga en cuenta el endurecimiento por deformación en la distribución de tensiones en la zona plástica.

El problema fundamental a resolver para incluir el efecto del endurecimiento por deformación, es la determinación de la distribución de tensiones y deformaciones en la zona plástica del borde de la grieta. En el modelo de Newman, para resolver los puntos 1, 3, 5 y 6 del apartado anterior, es necesario conocer la distribución de

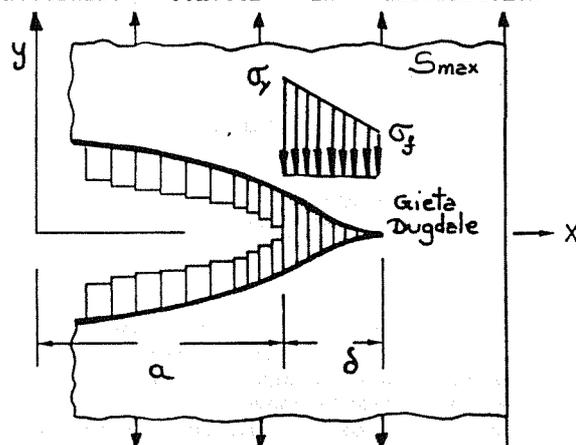


Fig. 3.1 Zona plástica y distribución de presiones en el modelo del presente trabajo para el cálculo del tamaño de ésta.

tensiones producidas ante las cargas máximas (puntos 1, 3 y 5.) y mínimas, punto 6 de un ciclo de carga. Dichas tensiones serán empleadas en vez de la tensión de fluencia σ_{yd} , utilizada en el modelo que no considera el endurecimiento.

En trabajos anteriores [7] se ha abordado el problema del cálculo de las tensiones en el borde de la grieta usando una ley experimental que relaciona la deformación en el borde con la amplitud del factor de intensidad de tensiones del ciclo de carga [8]. A partir de la deformación, mediante la ley de comportamiento del material, se obtenía la tensión y, suponiendo una ley lineal de variación de tensiones en la zona plástica se calculaban las tensiones en dicha zona.

Aunque este procedimiento es una primera aproximación al problema, el método tiene ciertos inconvenientes, entre los que cabe destacar: uso de una ley $\Delta\epsilon - \Delta K$ que nos obliga a realizar, para cada material, experimentos sofisticados para la medición de tensiones en el borde de grieta (microscopía SEM, técnicas de estereovisión, etc) [9], y uso de técnicas estadísticas avanzadas para su correlación con el ΔK (lo que haría perder valor al método analítico frente a la experimentación directa) y; limitación a la hora de reproducir la distribución de tensiones real en la zona plástica, al ceñirse el método al cálculo de tensiones en un solo punto.

En el presente artículo se introduce y presentan los resultados de un primer intento de empleo de la llamada "aproximación de la densidad de energía de deformación" desarrollada por G. Glinka [1] que propone un procedimiento para la obtención de expresiones que nos permitan calcular las tensiones en un sólido elasto-plástico.

Como primera aproximación al método, nos limitaremos a aplicarla para el cálculo de la tensión en el borde de la grieta, manteniendo la hipótesis de trabajos anteriores de una distribución lineal de tensiones en la zona plástica (fig. 3.1).

Básicamente la aproximación está basada en lo siguiente:

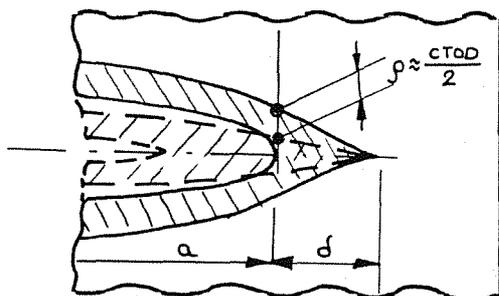


Fig. 3.2 Radio de grieta considerado en el modelo.

Hutchinson [10] demostró que la densidad de energía de deformación, dada por la siguiente expresión,

$$W = \int \sigma_{ij} \cdot d\epsilon_{ij} \tag{3.1}$$

en la zona plástica del borde de una grieta es independiente de que se considere una ley de comportamiento lineal o bilineal. Es decir que la densidad de energía de deformación de un material elastoplástico es la misma que si ese material evolucionase de forma elástica indefinidamente.

$$W_{\sigma} = W_{\epsilon} \tag{3.2}$$

El trabajo de Hutchinson no considera el fenómeno de la redistribución de tensiones que se presenta en las grietas y entallas agudas. Para tener esto en cuenta Glinka [11] modifica la expresión (3.2) introduciendo un coeficiente en la misma.

$$W_{\sigma} = C_p \cdot W_{\epsilon} \tag{3.3}$$

que en grietas puede ser considerado con un valor de 2.

$$W_{\sigma} = 2 \cdot W_{\epsilon} \tag{3.4}$$

Para la evaluación del término W_{ϵ} partimos de la solución elástica de una grieta roma de radio ρ , que particularizada en el borde es:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= 0 \\ \sigma_y &= 2 \cdot K / (\pi \cdot \rho)^{1/2} \\ \sigma_z &= 0 \dots \dots \dots \text{en tensión plana, o} \\ \sigma_z &= \nu \cdot \sigma_y \dots \dots \dots \text{en deformación plana} \\ \tau_{ij} &= 0 \end{aligned} \tag{3.5}$$

siendo

$$\epsilon_{ij} = (1+\nu)/E \cdot \sigma_{ij} - \nu/E \cdot \sigma_{kk} \cdot \delta_{ij} \Rightarrow \epsilon_{ij} = f(\sigma_y(K))$$

así pues:

$$W_{\epsilon} = f(K) \tag{3.6}$$

Empleando una ley de comportamiento del tipo:

$$\Delta\epsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + \left[\frac{\Delta\sigma}{E_p} \right]^{1/n} \tag{3.7}$$

es posible evaluar el término W_{σ} en función de σ_y por lo que se obtiene una ecuación de la forma:

$$W_{\sigma}(\sigma_y) = 2 \cdot W_{\epsilon}(K) \tag{3.8}$$

Para la aplicación a nuestro problema de cierre en fatiga hemos hecho las siguientes consideraciones: se establece la ecuación (3.8) en forma incremental y; (Fig.3.2) la consideración del radio de la grieta como el desplazamiento de la grieta ficticia de Dugdale en el punto correspondiente al borde de la grieta real ($\rho = 1/2$ C.T.O.D.). Es decir, para evaluar las correspondientes densidades de energía de deformación sólo consideramos la parte del ciclo en la que la grieta está realmente abierta y para la evaluación del radio de la grieta (producido indefectiblemente por la plastificación del borde) se usa el valor del C.T.O.D. predicho por el modelo de Dugdale, implementado ya en el método de Newman.

Con estas consideraciones llegamos a las ecuaciones siguientes:

$$\Delta W_{\sigma} = \frac{\sigma_y}{2E} + \frac{2}{n+1} \sigma_y \left[\frac{2 \cdot \sigma_y}{E_p} \right]^{1/n}$$

$$\Delta W_s = \frac{2 \cdot \Delta K_{ef}^2}{\pi \cdot \rho \cdot E}$$

$$\Delta W_{\sigma} = 2 \cdot \Delta W_s \quad (3.9)$$

Las suposiciones básicas que se adoptan pues, son: leyes exponenciales de tensión frente a deformación, hipótesis de que el incremento de energía de deformación durante la parte abierta del ciclo es igual al que se produciría si el material evolucionase elásticamente, así como una distribución lineal de tensiones en la zona plástica.

Es decir, la condición que se impone para la determinación del tamaño de la zona plástica es la condición de Dugdale pero usando una distribución de tensiones lineal cuyos valores extremos son: la tensión σ_y obtenida de las ecuaciones (3.9) y una tensión igual al límite de fluencia del 0.2% en el extremo de la zona plástica.

Esta suposición lleva implícito que la distribución de deformaciones en la zona plástica es exponencial, lo cual está basado en resultados experimentales y de elementos finitos que muestran que esta suposición no se aleja mucho de la realidad, pudiéndose tomar como suficientemente válida.

4. RESULTADOS.

Para analizar el efecto de la consideración del endurecimiento por deformación en las tensiones de cierre de grieta obtenidas, se han considerado dos leyes de comportamiento del material. Para cada ley considerada se han determinado las tensiones de cierre con distintas condiciones de carga.

Los límites elásticos y las constantes de la ecuación (3.7) son:

$$\sigma_f = 505 \text{ Mpa}; E_p = 3500 \text{ Mpa}; n = 0.200$$

$$\sigma_f = 750 \text{ Mpa}; E_p = 1700 \text{ Mpa}; n = 0.020$$

Estas dos leyes se han seleccionado de forma que cubran un rango amplio de leyes de comportamiento cíclico de aceros y aleaciones ligeras.

La simulación del crecimiento se ha realizado sobre una probeta de grieta central (C.C.P.) de 60 mm de ancho por 3 mm de espesor sometida a una distribución uniforme de presiones. Se han considerado condiciones de tensión plana ($\alpha=1$). En la tabla I se indican los parámetros del modelo de crecimiento empleado. La velocidad de crecimiento da/dN en función de ΔK_{ef} se ha incluido en el programa en forma de tabla de puntos, indicados en la tabla II, haciéndose la interpolación lineal entre ellos.

Se ha aplicado una carga de amplitud constante, con distintos valores del coeficiente de asimetría R de los ciclos, definido por:

$$R = S_{\min}/S_{\max} \quad (4.1)$$

En todos los casos se ha mantenido el mismo valor de la tensión nominal máxima en relación a la fluencia del material.

$$S_{\max}/\sigma_f = 0.1 \quad (4.2)$$

El valor de ΔK empleado en la comprobación ha sido $6 \text{ Mpa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Los valores empleados del coeficiente de asimetría son: R = 0.0; 0.1; 0.3; 0.5 y 0.7.

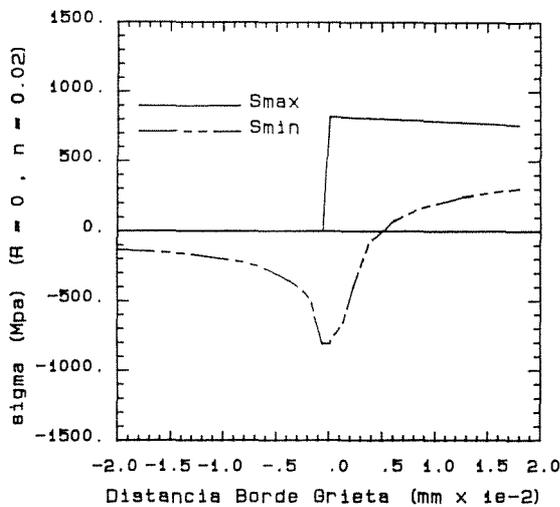
Para conseguir la constancia de S_{\max}/σ_y para el valor de ΔK fijado, en los tres materiales y para los distintos R se ha ajustado en cada caso el valor de la longitud de la grieta.

En la figura 4.1 se muestran las distribuciones de tensión obtenidas en las proximidades del borde de la grieta para las cargas máximas y mínimas con R=0 y $\Delta K=6 \text{ Mpa} \cdot \text{m}^{1/2}$. La figura 4.1.a muestra la distribución de tensiones para la ley cuasi elasto-plástica perfecta (n=0.02), y la 4.2.b para la de mayor grado de endurecimiento (n=0.20). Puede comprobarse que los picos de tensión, tanto con la carga máxima como con la mínima, son mayores en el caso de n=0.2 que con n=0.02. Con S_{\max} , las tensiones en la zona plástica aparecen variando linealmente, de acuerdo con el modelo propuesto, siendo mayor el gradiente para el caso de mayor endurecimiento por deformación. Con S_{\min} , aunque son parecidas las distribuciones de tensión en la zona plástica y las superficies de contacto, se aprecian mayores gradientes de tensión en el caso de exponente de endurecimiento de valor más alto. Otro ejemplo de distribución de tensiones en las proximidades del borde se muestra en la figura 4.2, donde sólo se ha variado R con respecto a la anterior. En este caso el valor del coeficiente de asimetría es R=0.3, variando apreciablemente las distribuciones de tensiones de compresión.

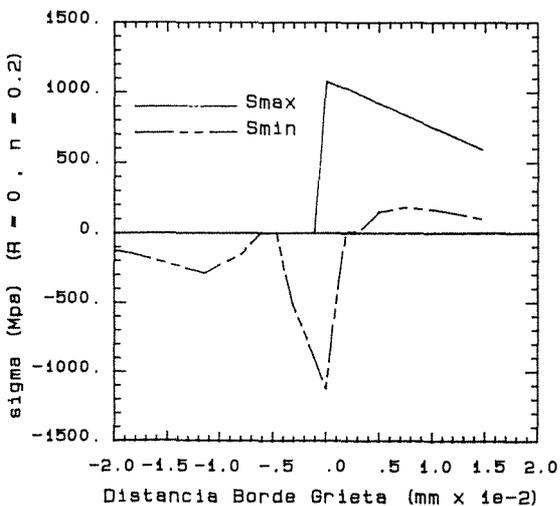
La influencia de la ley de comportamiento en las tensiones de cierre de grieta, para distintos valores de R puede verse en la figura 4.3. En la figura se aprecia una diferencia considerable en los valores obtenidos entre los dos exponentes usados. Mientras que para el comportamiento plástico casi perfecto ($n=0.02$), la evolución de la relación $S_{op}/S_{max}=R_{ef}$ es la esperada, disminuyendo al hacerlo R, al aumentar el exponente de la ley de endurecimiento se produce una inflexión en la tendencia decreciente de S_{op}/S_{max} con R, comenzando a crecer al continuar la disminución de R.

El aumento del valor de R_{ef} cuando R se aproxima a cero está en la línea de los resultados mostrados por Hudak y Davison [12], obtenidos con una aleación ligera 7091, de exponente 0.067 en la ecuación que define la ley de comportamiento.

El aumento de R_{ef} cuando aumenta el valor de n está de acuerdo con los resultados obtenidos por otros métodos numéricos [13].



(a)



(b)

Fig. 4.1 Distribución de tensiones en la superficie y borde de grieta ($R=0$).

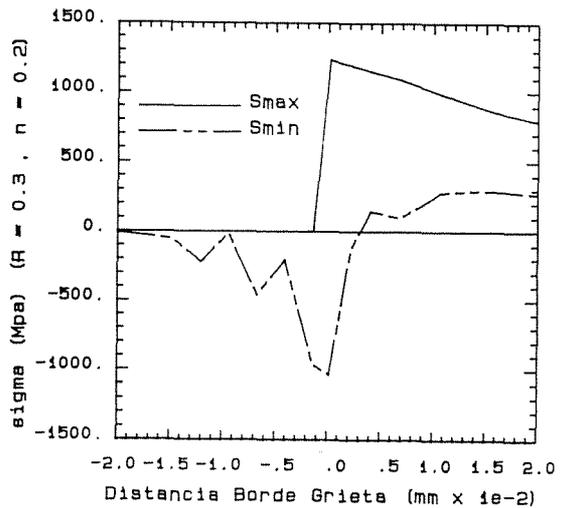
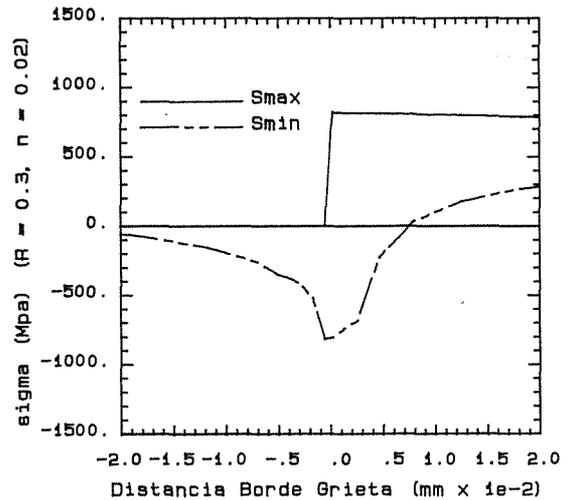


Fig. 4.2 Distribución de tensiones en la superficie y borde de grieta ($R=0.3$).

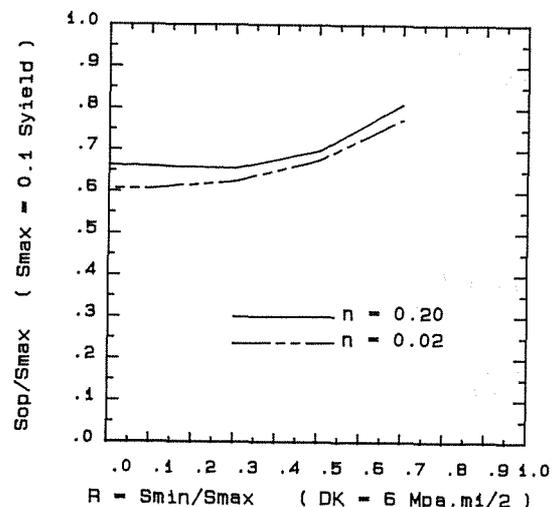


Fig. 4.3 Variación de las tensiones de cierre con el factor de asimetría R.

TABLA I. Parámetros de crecimiento empleados.

B_0	E	ΔK_{th}	K_f	m
0.039	0.792	1.7	30.	0.0

TABLA II. Ley de crecimiento.

ΔK_{ef} (Mpa)	da/dN (m/seg)
0.22	1.00e-11
1.00	2.65e-09
2.83	1.00e-08
3.67	2.80e-08
5.55	3.90e-07
20.00	1.00e-04

5. CONCLUSIONES.

Se ha desarrollado un procedimiento simple para incluir el endurecimiento por deformación en el método de predicción de las tensiones de cierre de Newman. Dicho procedimiento debe considerarse una primera aproximación a los métodos analíticos de determinación de las tensiones en el borde de la grieta, pudiéndose mejorarse mediante el cálculo analítico de las tensiones en toda la zona plástica de la grieta.

A la vista de los resultados de este trabajo se comprueba que el efecto del endurecimiento por deformación, que tiene lugar en gran cantidad de materiales metálicos, sobre las tensiones de cierre, puede representarse en cierta medida con un modelo simple como el desarrollado.

El modelo predice, para valores de R próximos a cero, tensiones de cierre crecientes a medida que lo hace el exponente n de la ley de comportamiento, lo que está de acuerdo con los resultados obtenidos por otros métodos numéricos.

6. REFERENCIAS

- [1] Glinka, G. (1985). Energy Density Approach to Calculation of Inelastic Strain-Stress Near Notches and Cracks. *Engineering Fracture Mechanics*. Vol 22 No. 3 Pergamon Press Ltd.
- [2] Newman, J.C. (1981) A Crack-Closure Model For Predicting Fatigue-Crack Growth Under Aircraft Spectrum Loading. *NASA Technical Memorandum 81941*. Hampton, Virginia.
- [3] Elber, W. (1971). Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension. *The Significance of Crack Closure*. ASTM STP 486.
- [4] Banerjee, S. (1984) A Review of Crack Closure. *Air Force Wright Aeronautical Laboratories*. Ohio.
- [5] Paris, P.C. and Endorgan, F. (1963) A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *J. bas. Engng Trans. ASME Ser. D*. 83
- [6] Schijve, J. (1979). Four Lectures on Fatigue Crack Growth. II. Fatigue Cracks, Plasticity Effects and Crack Closure. *Engineering Fracture Mechanics*. Vol II. Pergamon Press Ltd. U.K.
- [7] Bohórquez, L. (1989). Influencia del Endurecimiento por Deformación en las Tensiones de Cierre Bajo Carga de Amplitud Constantes. *Anales de la Ingeniería Mecánica*, año 7, Vol. 1. Asociación Española de Ingeniería Mecánica, España.
- [8] Davidson D.L. and Lankford, J. (1984). Fatigue Crack Growth Mechanics for Ti-6Al-4V (RA) in Vacuum and Humid Air. *Metallurgical Transactions A*. Vol 15A.
- [9] Davidson, D. (1983). Fatigue Crack tip Strain in 7075-T6 Aluminium Alloy by Stereoimaging and Their use in Crack Growth Models. *ASTM STP 811*. Philadelphia, USA.
- [10] Hutchinson, J.W. (1968) Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material. *J. Mech. Phys. Solids* 16. USA.
- [11] Glinka, G. (1985). Calculation of Inelastic Notch-Tip Stress-Strain Histories Under Cyclic Loading. *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 22 No. 5. Pergamon Press Ltd. (USA).
- [12] Davidson D.L. (1988) Plasticity Induced Fatigue Crack Closure. *ASTM STP 982*. Philadelphia
- [13] Llorca, J., Sanchez-Galvez, V. (1989) Influence of Stress State, Strain Hardening and Load Ratio on Plasticity-induced Fatigue Crack Closure. *Proceeding of Seventh International Conference on Fracture*. University of Houston. Volume 2. Houston.

ANALISIS DINAMICO DE CUERPOS AXISIMETRICOS ENTALLADOS SOMETIDOS A TORSION

Marcos, R., Martínez-Esnaola, J.M. y Bastero, J.M.

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), Apartado 1555, 20080 San Sebastián.

Resumen.- Se ha resuelto el problema de torsión en cuerpos axisimétricos con entallas angulares, tanto en régimen estático como dinámico. Los campos singulares se obtienen formulando el problema en términos de desplazamientos y comparando las ecuaciones resultantes con las correspondientes al caso de deformación antiplana. Estos resultados se utilizan para desarrollar dos técnicas numéricas basadas en el M.E.F. : un elemento finito especial y una integral independiente del contorno.

Abstract.- The problem of axisymmetric bodies with angular notches subjected to torsion in static and dynamic elasticity is solved. The singular fields are obtained formulating the problem in terms of displacements and then comparing the resulting equations with those corresponding to antiplane deformation. These results are used to develop two different numerical techniques based on the Finite Element Method, namely, a special finite element and a path-independent integral.

1. INTRODUCCION

El análisis de singularidades elásticas originadas por entallas o entrantes angulares ha sido objeto de considerable atención en la Teoría de la Elasticidad [1-4], especialmente para problemas de grietas en estructuras planas. El problema general de entallas con ángulos de apertura no nulos ha sido menos estudiado, y las soluciones analíticas disponibles tienen restringida su aplicabilidad a medios infinitos o semi-infinitos y condiciones de carga muy sencillas.

En esta comunicación, se considera el problema de torsión en cuerpos axisimétricos entallados. En primer lugar, se obtiene la forma de los campos elásticos singulares en las proximidades de la punta de la entalla por comparación con los resultados conocidos para el modo de deformación antiplana. Esta solución analítica se utiliza a continuación como fundamento de dos técnicas numéricas

basadas en el M.E.F. La primera consiste en la definición de un elemento especial con formulación global-local que incorpora la solución teórica al análisis de la zona singular. El segundo método consiste en la formulación de una integral invariante con la ayuda de campos auxiliares de tensiones y desplazamientos.

2. ANALISIS TEORICO

En coordenadas cilíndricas, en ausencia de fuerzas de volumen, el equilibrio estático de un cuerpo con simetría de revolución bajo cargas de torsión se puede expresar mediante la ecuación

$$\frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_{z\theta}}{\partial z} + 2 \frac{\sigma_{r\theta}}{r} = 0 \quad (1)$$

Teniendo en cuenta las relaciones elásticas $\sigma_{ij} = \lambda \epsilon_{kk} \delta_{ij} + 2\mu \epsilon_{ij}$, la ecuación (1) se transforma en

$$\frac{\partial \epsilon}{\partial r} + \frac{\partial \epsilon}{\partial z} + \frac{2}{r} \epsilon_{r\theta} = 0 \quad (2)$$

que puede expresarse en términos del único desplazamiento $u_\theta(r,z)$

$$\frac{\partial^2 u_\theta}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial u_\theta}{\partial r} + \frac{\partial^2 u_\theta}{\partial z^2} - \frac{u_\theta}{r^2} = 0 \quad (3)$$

Considérese el sistema de coordenadas local con origen en la punta de la entalla (x,t,y), que se muestra en la Fig. 1.

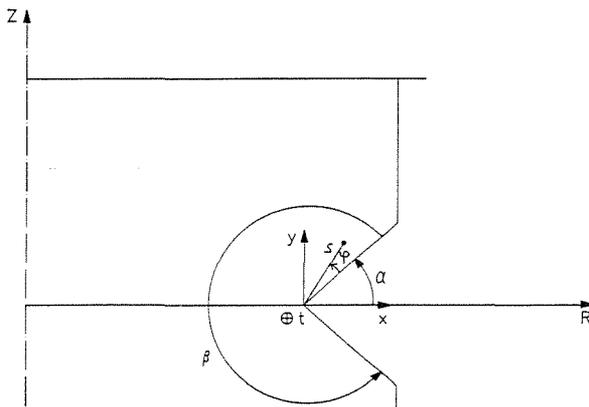


Fig. 1 Coordenadas generales y locales con origen en la punta de la entalla.

En este sistema de coordenadas, el equilibrio se expresa

$$\frac{\partial^2 u_t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 u_t}{\partial y^2} + \frac{1}{x+a} \frac{\partial u_t}{\partial x} - \frac{u_t}{(x+a)^2} = 0 \quad (4)$$

y utilizando coordenadas polares (s,φ) con origen en la punta de la entalla

$$\frac{\partial^2 u_t}{\partial s^2} + \frac{1}{s} \frac{\partial u_t}{\partial s} + \frac{1}{s^2} \frac{\partial^2 u_t}{\partial \varphi^2} + \frac{1}{a+s \cos(\alpha+\varphi)} \left[\frac{\partial u_t}{\partial s} \cos(\alpha+\varphi) - \frac{\partial u_t}{\partial \varphi} \frac{\sin(\alpha+\varphi)}{s} \right] - \frac{u_t}{[s \cos(\alpha+\varphi) + a]^2} = 0 \quad (5)$$

El objetivo del análisis es la obtención de las expresiones de los campos en la zona singular, es decir, para $s/a \ll 1$. Por tanto, en esta región, la ecuación (5) queda reducida a

$$\frac{\partial^2 u_t}{\partial s^2} + \frac{1}{s} \frac{\partial u_t}{\partial s} + \frac{1}{s^2} \frac{\partial^2 u_t}{\partial \varphi^2} + \frac{1}{a} \left[\frac{\partial u_t}{\partial s} \cos(\alpha+\varphi) - \frac{\partial u_t}{\partial \varphi} \frac{\sin(\alpha+\varphi)}{s} \right] - \frac{u_t}{a^2} = 0 \quad (6)$$

Considerese ahora la expresión del equilibrio en función de los desplazamientos en el caso antiplano

$$\frac{\partial^2 u_z}{\partial s^2} + \frac{1}{s} \frac{\partial u_z}{\partial s} + \frac{1}{s^2} \frac{\partial^2 u_z}{\partial \varphi^2} = 0 \quad \Leftrightarrow \quad \nabla^2 u_z = 0 \quad (7)$$

Examinando las expresiones (6) y (7) se observa que difieren únicamente en los dos últimos términos de (6). Sin embargo, en la zona singular, la expresión (6) puede reducirse de forma que es posible identificar los desplazamientos, u_t y u_z , de ambos problemas, y en consecuencia, utilizar la forma conocida de la solución $u_t = s^\gamma G(\varphi)$.

En el sistema de ejes general (r,θ,z) existen únicamente dos tensiones $\sigma_{r\theta}$ y $\sigma_{z\theta}$ que se pueden expresar en función del desplazamiento en la forma

$$\sigma_{r\theta} = \mu \left(\frac{\partial u_\theta}{\partial r} - \frac{u_\theta}{r} \right) \quad (8)$$

$$\sigma_{z\theta} = \mu \frac{\partial u_\theta}{\partial z}$$

de donde es sencillo obtener el estado tensional en el sistema local (s,φ,t)

$$\sigma_{st} = \mu \left[\frac{\partial u}{\partial s} - \frac{t}{s} \frac{u}{\cos(\alpha+\varphi)} + \frac{t}{a} \cos(\alpha+\varphi) \right] \quad (9)$$

$$\sigma_{\varphi t} = \mu \left[\frac{1}{s} \frac{\partial u_t}{\partial \varphi} + \frac{u_z}{s \cos(\alpha+\varphi) + a} \sin(\alpha+\varphi) \right]$$

En la zona singular se verifica $s/a \ll 1$ con lo que las tensiones (9) se reducen a

$$\sigma_{st} = \mu \left[\frac{\partial u_t}{\partial s} - \frac{u_t}{a} \cos(\alpha+\varphi) \right] \quad (10)$$

$$\sigma_{\varphi t} = \mu \left[\frac{1}{s} \frac{\partial u_t}{\partial \varphi} + \frac{u_t}{a} \sin(\alpha+\varphi) \right]$$

Teniendo en cuenta la forma del desplazamiento $u_t = s^\gamma G(\varphi)$, y volviendo a aplicar la condición $s/a \ll 1$, se obtiene

$$\sigma_{st} = \mu s^{\gamma-1} \gamma G(\varphi) \quad (11)$$

$$\sigma_{\varphi t} = \mu s^{\gamma-1} G'(\varphi)$$

Aplicando la condición de contorno de labios descargados, expresada por

$$\sigma_{\varphi t}(s,0) = \sigma_{\varphi t}(s,\beta) = 0 \quad (12)$$

se obtiene la ecuación característica que define la singularidad

$$\gamma = \frac{n\pi}{\beta} \tag{13}$$

que coincide con la obtenida para el caso de deformación antiplana [5], lo que indica que ambos problemas presentan idéntica singularidad en las cercanías de la punta de la entalla. La forma final del desplazamiento es por tanto

$$u = \frac{T}{t} \frac{\lambda}{\mu} s \cos(\lambda\varphi) \tag{14}$$

donde T es un parámetro que depende de las condiciones de contorno, geometría y cargas de la estructura.

En el caso particular de fractura la formulación no sufre ninguna alteración y el parámetro T se relaciona directamente con K_{III} .

3. PROBLEMA DINAMICO

En el caso de torsión, el problema dinámico se resuelve de forma similar a los casos planos, es decir, los campos singulares mantienen su forma variando únicamente el valor del parámetro con el tiempo. Puede observarse que la singularidad del primer miembro de la ecuación del movimiento

$$\frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_{z\theta}}{\partial z} + 2 \frac{\sigma_{r\theta}}{r} = \rho \ddot{u}_\theta \tag{15}$$

no se ve alterada por el segundo miembro, ya que la aceleración en problemas dinámicos tendrá la forma

$$\ddot{u}_\theta = \frac{T}{t} \frac{\lambda}{\mu} s \cos(\lambda\varphi) \tag{16}$$

que no es singular. En consecuencia el problema dinámico consistirá únicamente en la determinación de la variación en el tiempo del parámetro T.

4. TECNICAS NUMERICAS

La primera técnica desarrollada consiste en el empleo de elementos finitos especiales con formulación global-local. La interpolación en estos elementos responde a la expresión

$$u_\theta = N_j d_\theta^j + T (F_j - N_j \bar{F}_j) \tag{17}$$

donde N_j son las funciones de forma, d_θ^j los desplazamientos nodales y F_j los valores de F en los nudos, siendo

$$F = \frac{r^\lambda}{\mu} \cos \lambda\varphi \tag{18}$$

Para asegurar la compatibilidad de desplazamientos se definen unos elementos de transición mediante el empleo de funciones de ajuste adecuadas.

La integración numérica para la evaluación de las matrices correspondientes a los elementos especiales y de transición se ha efectuado con especial cuidado, empleándose órdenes de integración muy altos, en concreto, cuadraturas de Gauss de 10x10 puntos.

La segunda técnica se basa en el desarrollo de una integral independiente del contorno. El problema de torsión en coordenadas cilíndricas es independiente de la coordenada θ , por lo que no es necesario considerar el cilindro completo. En el análisis que sigue, se utilizará únicamente la porción comprendida entre $\theta=0$ y $\theta=1$, según indica la Fig. 2.

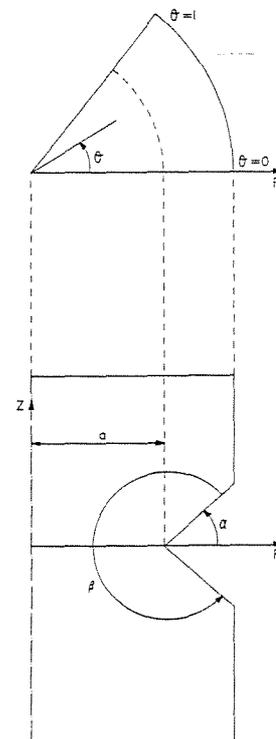


Fig.2 Región considerada para la definición de la integral invariante.

Dentro del sector indicado en la Fig.2 se define una región toroidal que constituirá el dominio de las expresiones integrales. La región definida es de revolución y su sección para $\theta=cte.$ se muestra en la Fig.3.

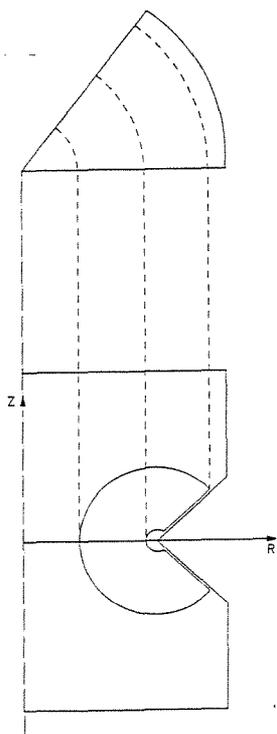


Fig.3 Dominio de las expresiones integrales.

Considérese la siguiente integral

$$I = \int_{\partial V} (\sigma_{ij} \tilde{u}_i - \tilde{\sigma}_{ij} u_i) n_j dS \quad (19)$$

definida sobre el toroide de la Fig. 3, donde n_j es el vector normal exterior a ∂V y $\tilde{\sigma}_{ij}$ y \tilde{u}_i son campos auxiliares de tensiones y desplazamientos que deben cumplir las condiciones siguientes

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \lambda \delta_{ij} \tilde{u}_{r,r} + \mu (\tilde{u}_{i,j} + \tilde{u}_{j,i}) \quad (20)$$

Nótese que sólo es necesario evaluar la integral I en la superficie lateral, ya que en las bases, $\theta = cte.$, sólo se tiene $\sigma_{\theta\theta}$ y se anula el integrando. Aplicando el teorema de Gauss a la expresión (21) se obtiene

$$I = \int_V (\sigma_{ij,j} \tilde{u}_i - \tilde{\sigma}_{ij,j} u_i) dV \quad (21)$$

El problema que se está considerando es independiente de θ y la región sobre la que se aplica la integral es axisimétrica. Por ello se puede expresar (21) como

$$I = \int_0^1 d\theta \int_{\Sigma} (\sigma_{ij,j} \tilde{u}_i - \tilde{\sigma}_{ij,j} u_i) r dS \quad (22)$$

Como el integrando de (22) es independiente de θ , la expresión anterior se reduce a

$$I = \int_{\Sigma} (\sigma_{ij,j} \tilde{u}_i - \tilde{\sigma}_{ij,j} u_i) r dS \quad (23)$$

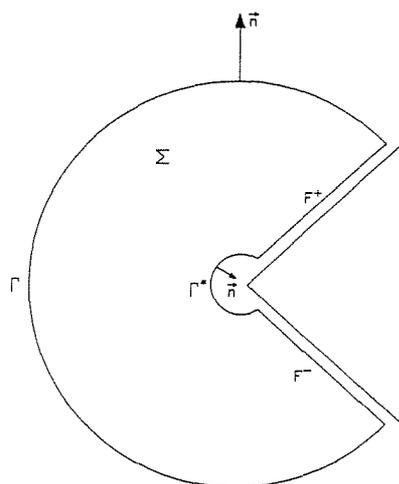


Fig. 4 Geometría de los dominios de integración.

donde Σ es la región plana definida en la Fig. 3 dentro del plano $\theta = cte.$

Análogamente la expresión de partida, (19), puede escribirse en la forma

$$I = \int_C (\sigma_{ij} \tilde{u}_i - \tilde{\sigma}_{ij} u_i) n_j r dl \quad (24)$$

donde C es la curva cerrada que delimita Σ , tal y como muestra la Fig. 4.

Para evaluar esta integral de línea, se calcularán de forma independiente las integrales a lo largo de los tres tramos definidos dentro de C (ver Fig. 4).

4.1 Integral en la zona singular

La integral a lo largo de Γ^* puede escribirse de la forma

$$I_{\Gamma^*} = - \int_0^{\beta} [(\sigma_{r\theta} \tilde{u}_\theta - \tilde{\sigma}_{r\theta} u_\theta) n_r + (\sigma_{r\theta} \tilde{u}_\theta - \tilde{\sigma}_{z\theta} u_\theta) n_z] r dl \quad (25)$$

Eligiendo como campos auxiliares la solución correspondiente al autovalor $-\gamma$, y tomando como Γ^* un arco de circunferencia la integral (25) está acotada y se puede calcular analíticamente, obteniéndose

$$I_{\Gamma^*} = \frac{T\pi}{\mu} a \quad (26)$$

4.2 Integral en los labios.

La expresión (24) puede escribirse como

$$I_{lab} = \int_{lab} (T_i \tilde{u}_i - \tilde{T}_i u_i) r dl \quad (27)$$

Esta expresión puede simplificarse notablemente en la zona de los labios. Es importante considerar estas simplificaciones, ya

que la evaluación directa de (27) origina numerosos problemas numéricos.

Así, en los labios, el vector tensión se anula, por ser éste un requisito que se establece como condición de contorno al imponer los labios descargados. Sin embargo, no ocurre lo mismo en los campos auxiliares. Estos no cumplen la ecuación de equilibrio, por lo cual no tienen porqué anularse en los labios.

Teniendo en cuenta la forma particular de los campos auxiliares seleccionados, se obtiene, tras algunos desarrollos matemáticos [6], la siguiente expresión

$$I_{lab} = \mu \int_{lab} \tilde{u}_\theta u_\theta dy \quad (28)$$

La forma de calcular (28) es la siguiente. Por un lado el desplazamiento auxiliar se conoce en todos los puntos de la estructura, pues se conoce su expresión analítica. El desplazamiento real, en cambio, ha de ser calculado previamente mediante un análisis numérico a través del M.E.F. Una vez disponibles los valores del integrando se efectúa una integración numérica de línea a lo largo de los labios de la entalla.

4.3 Integral en Γ

El cálculo de esta integral se efectúa de forma numérica a partir de un análisis previo de la estructura mediante el M.E.F. que suministra los valores de tensiones y desplazamientos en los puntos de integración.

La expresión (24) se reduce, en el problema de torsión, a

$$I_\Gamma = \int_\Gamma (\sigma_{r\theta} \tilde{u}_\theta n_x + \sigma_{z\theta} \tilde{u}_\theta n_z - \tilde{\sigma}_{r\theta} u_\theta n_x - \tilde{\sigma}_{z\theta} u_\theta n_z) r dl \quad (29)$$

4.4 Cálculo de la integral de superficie.

La integral (23) se puede expresar también de la forma

$$I_\Sigma = \int_\Sigma \rho \dot{u}_\theta \tilde{u}_\theta r dS - \int_\Sigma \tilde{\sigma}_{ij,j} u_i r dS \quad (30)$$

y teniendo en cuenta la forma de los campos singulares, se obtiene

$$I_\Sigma = \int_\Sigma \rho \dot{u}_\theta \tilde{u}_\theta r dS - \mu \int_\Sigma \left[\frac{\partial \tilde{u}_\theta}{\partial s} \cos(\alpha+\varphi) - \frac{1}{s} \frac{\partial \tilde{u}_\theta}{\partial \varphi} \sin(\alpha+\varphi) - \frac{\tilde{u}_\theta}{r} \right] u_\theta dS \quad (31)$$

que es la expresión final utilizada para la evaluación numérica, ya que se conoce la forma de los desplazamientos auxiliares y los campos reales pueden calcularse mediante técnicas "standard" de elementos finitos.

La evaluación de las diferentes integrales permite calcular finalmente el valor del parámetro T que intensifica los campos elásticos singulares.

$$\frac{T\pi}{\mu} a = \int_\Sigma - \int_\Gamma - \int_{lab} \quad (32)$$

De esta forma, el parámetro T puede obtenerse mediante un post-proceso de un análisis numérico previo de la estructura.

5. RESULTADOS

En este apartado se muestran los resultados obtenidos al aplicar las dos técnicas numéricas previamente expuestas a tres geometrías planas diferentes sometidas a carga antiplana. Las tres geometrías analizadas son:

- Cilindro con entalla de 60° cargado mediante torsión en la bases.
- Cilindro con entalla de 90°, al que se le aplica un momento torsor en las bases.
- Cilindro con grieta plana idéntica a la analizada por Chen y Wang [7].

Los resultados obtenidos mediante ambas técnicas son muy similares. En el caso de la integral invariante A, la selección de diferentes contornos de integración, alejados de la zona singular, ha permitido comprobar numéricamente la invarianza de la expresión integral presentada.

El primer caso analizado corresponde a una entalla de 60°, cuya geometría se muestra en la Fig. 5. Las propiedades del material son: $\rho = 2450 \text{ Kg/m}^3$, $\mu = 2.94 \cdot 10^{10} \text{ N/m}^2$ y la estructura se carga con un momento torsor que responde, en el caso dinámico, a una función escalón de Heaviside. El análisis se ha llevado hasta $t = 250 \mu\text{s}$.

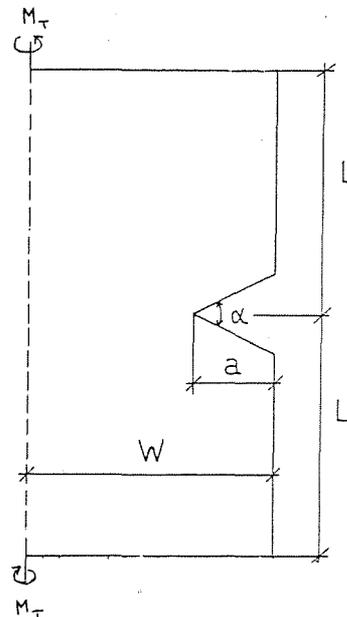


Fig. 5 Geometría de entalla de 60°.

En la Fig. 6 se representan los valores obtenidos en el análisis del caso de entalla simétrica de 60° , tanto con elementos especiales como con integrales invariantes. Se ha verificado la independencia de la integral respecto del contorno con variaciones en torno al 1%. Se observa que se alcanza un máximo en $t \approx 95 \mu s$ superándose en más del doble el valor estático. Al valor estático se llega previamente en $t \approx 50 \mu s$.

Por último hay que señalar que los resultados obtenidos mediante las dos técnicas concuerdan muy satisfactoriamente, según se desprende de la comparación de las dos curvas representadas en la Fig. 6.

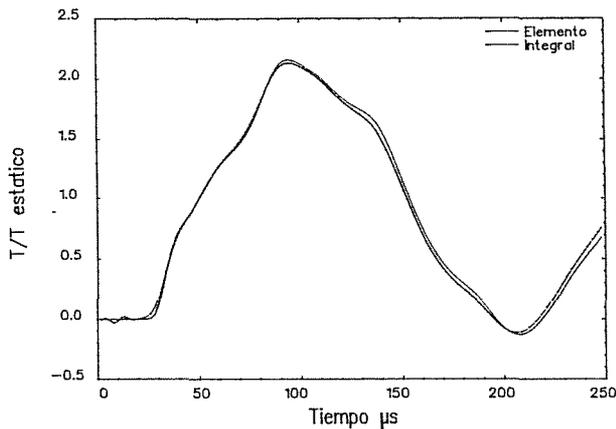


Fig. 6 Variación de T con el tiempo en entalla simétrica de 60° .

El segundo ejemplo corresponde a una entalla con una apertura de 90° . La geometría y dimensiones responden a la Fig. 5. El material y la forma de aplicación de la carga coinciden con los del ejemplo anterior. Los resultados del análisis se representan en la Fig. 7, donde se incluye el análisis efectuado con elementos especiales. Se observa una similitud en los resultados respecto a la entalla de 60° . Por último, cabe señalar que el valor estático se alcanza en $t = 53 \mu s$ y el máximo en $t = 89 \mu s$.

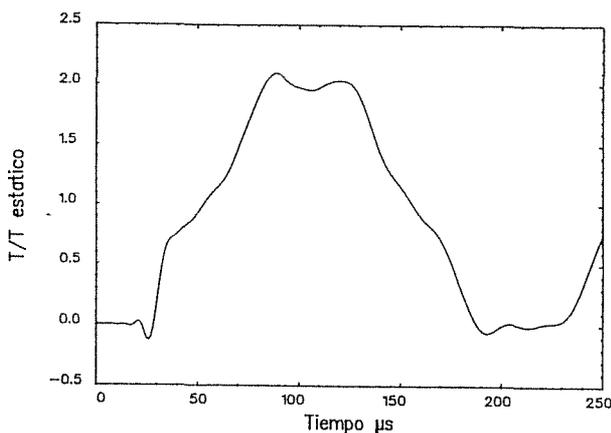


Fig. 7 Variación con el tiempo de T en entalla simétrica de 90° .

El último ejemplo considerado consiste en la estructura de la Fig. 8 que coincide con uno de los casos analizados por Chen y Wang [7].

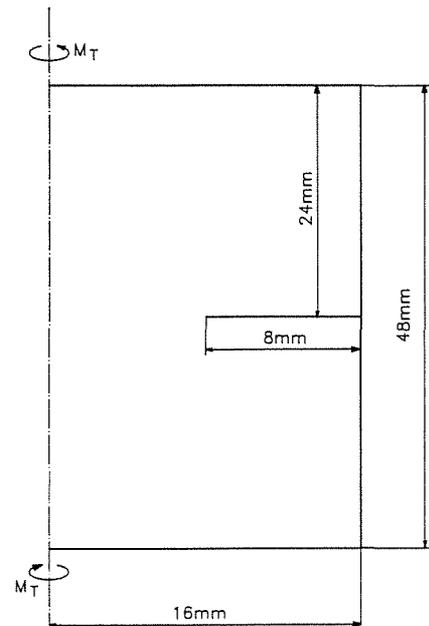


Fig. 8 Geometría de grieta simétrica bajo carga de torsión.

Debido a la simetría sólo se discretiza un cuarto de la estructura. Se han empleado 96 elementos cuadriláteros de ocho nudos cada uno, con un total de 330 grados de libertad (uno por nudo más el correspondiente al parámetro anodal). Las propiedades del material son: $\rho = 7829 \text{ Kg/m}^3$, $E = 2.06 \cdot 10^{11} \text{ N/m}^2$ y $\nu = 0.3$; y la carga se aplica mediante un momento torsor en las caras superior e inferior según muestra la Fig. 8. En los análisis dinámicos el momento responde a una función escalón de Heaviside.

El análisis se ha llevado desde $t = 0$ hasta $t = 125 \mu s$ para poder comparar con los trabajos de la bibliografía que consideran la misma geometría [7].

En la Fig. 9 se muestra la variación de K_{III} con el tiempo. Las curvas corresponden a las dos técnicas ya descritas. A efectos de comparación se presentan también los resultados obtenidos por Chen y Wang [7] en la Fig. 10. La independencia de las integrales respecto del contorno de integración se ha comprobado numéricamente, obteniéndose diferencias siempre inferiores al 1% entre los diferentes contornos.

De la evolución de K_{III} cabe destacar que, tras un lapso de tiempo hasta que las ondas de tensiones llegan a la punta de la grieta, el parámetro empieza a crecer alcanzando el valor estático en $t \approx 14 \mu s$ y un máximo en $t \approx 29 \mu s$ que supera el doble del valor estático.

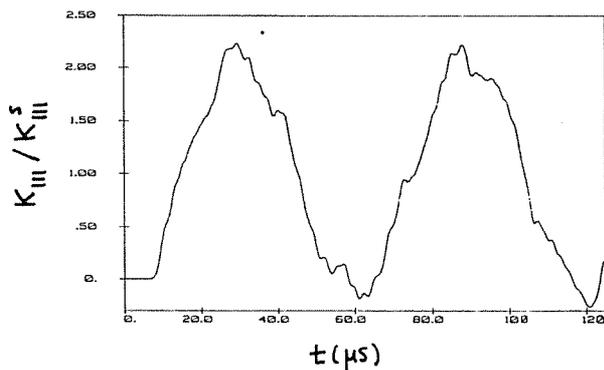


Fig. 9 Variación de K_{III} con el tiempo.

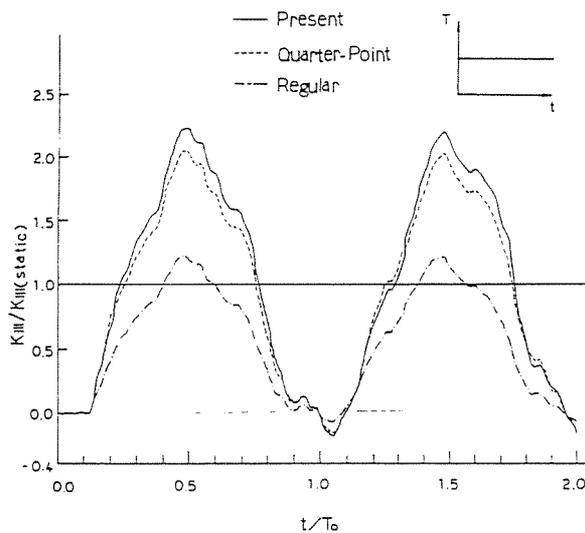


Fig. 10 Variación de K_{III} con el tiempo según Chen.

6 CONCLUSIONES

Se ha determinado la forma de los campos singulares característicos de entallas sometidas a torsión en régimen elástico. Estos campos se han utilizado para desarrollar dos técnicas numéricas basadas en el M.E.F. que permiten evaluar un parámetro que normaliza el estado singular de deformación del material. La primera consiste en la definición de un elemento finito especial con formulación global-local que incorpora la forma exacta de los campos singulares a la interpolación de los desplazamientos, de manera que el parámetro normalizador se obtiene directamente de la resolución del sistema de ecuaciones. El segundo método está basado en el desarrollo de una integral independiente del contorno, definida con la ayuda de unos campos auxiliares adecuados. Esta técnica puede utilizarse como un post-proceso de los resultados obtenidos en un análisis "standard" de elementos finitos.

Ambas técnicas se han comparado entre sí en problemas dinámicos, obteniéndose una excelente concordancia en los resultados. El problema de grietas sometidas a torsión se ha tratado como un caso particular de la formulación general, comparando los resultados con los disponibles en la bibliografía.

7. REFERENCIAS

- [1] Cherepanov, G.P., (1979), "Mechanics of Brittle Fracture", McGraw-Hill.
- [2] Muskhelishvili, N.I., (1977), "Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity", Noordhoff Int. Pub.
- [3] Williams. M.L., (1952), "Stress Singularities Resulting from Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension", J. Appl. Mech., 19, 526-528.
- [4] Atkinson C., Bastero J.M. y Martínez-Esnaola J.M., (1988), "Stress Analysis in Sharp Angular Notches using Auxiliary Fields", Engng Fract. Mech., 31, 637-646.
- [5] Marcos R., Martínez-Esnaola J.M. y Bastero J.M., (1989), "Análisis de Singularidades Elásticas en Entallas Angulares Bajo Carga Antiplana", VI Encuentro del Grupo Español de Fractura.
- [6] Marcos R., (1990), "Estudio Dinámico de Singularidades Elásticas Producidas por Entallas en Estructuras Planas y Axisimétricas", Tesis Doctoral, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra.
- [7] Chen W. and Wang H., (1986), "Finite Element Analysis of a Axisymmetric Solid Subjected to Torsional Loadings", Engng. Fract. Mech., 23, 705-717, 1986.

COMPORTAMIENTO EN ROTURA POR IMPACTO DE MATERIALES METALICOS Y CERAMICOS: MODELIZACIONES NUMERICA Y ANALITICA.

Cortés, R., Navarro, C., Sánchez-Gálvez, V.

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

Resumen.- El presente artículo se relaciona con la modelización del comportamiento mecánico y la rotura de materiales metálicos y cerámicos sometidos al impacto de un proyectil a velocidades medias y altas. Dicha modelización se aborda, primero desde una perspectiva analítica, subdividiendo el proceso de penetración en diferentes fases, y aplicando los teoremas de la Teoría de la Plasticidad al campo de velocidades presente en la vecindad de la zona impactada. También se realiza la modelización numérica del problema de impacto, empleando un programa de ordenador para el análisis de problemas dinámicos con condiciones de contacto o impacto, basado en el método de las diferencias finitas con integración explícita en el tiempo. Los resultados obtenidos por ambas vías, en ciertos casos particulares, se comparan luego con las correspondientes observaciones experimentales, estableciéndose así la bondad de las modelizaciones propuestas para dichos casos.

Abstract.- The present article relates with the analytical and numerical modelling of the mechanical behaviour and fracture of metals and ceramics subjected to projectile impact at medium and high velocities. Analytical modelling is made by dividing the perforation process in different stages, and then, applying the Plasticity Theory to the velocity fields associated to each such stages. Numerical modelling is performed by means of a computer program for the full numerical analysis of dynamic problems with contact or impact, which is based on a finite difference scheme with explicit time integration. The results obtained by both methods in certain particular situations are compared with the corresponding experimental observations, the former showing a relatively good agreement with the latter.

1. INTRODUCCION

En los problemas de impacto de proyectiles de media y alta velocidad sobre blindajes de distintos materiales es preciso tener presente una serie de fenómenos, tales como el comportamiento termoviscoplastico a altas velocidades de deformación de los materiales intervinientes, el comportamiento en rotura de los mismos, los fenómenos posteriores de erosión en el proyectil y el blanco, etc., que juegan un papel importante en la resistencia frente a la rotura por impacto de un material y cuya correcta contabilización en los procesos de modelización predictiva es muy difícil.

En particular, en el caso de los materiales metálicos cabe esperar unos tipos de rotura, bajo condiciones de

impacto, de tipo dúctil en el material del blanco, produciéndose en él, procesos de formación de bandas adiabáticas que conducen a una rotura claramente localizada. Por el contrario, los materiales cerámicos presentan una rotura de tipo frágil, sin apenas deformarse macroscópicamente, y que se hace extensiva a una gran parte del blanco.

Los primeros modelos analíticos para la predicción del comportamiento de un material metálico bajo carga de impacto tienen un marcado carácter empírico, hasta que, a mediados de los años 70, Averbuch y Bodner [1,2] propusieron un modelo unidimensional para el caso de proyectil indeformable, que constaba de tres etapas diferentes, correspondientes a otros tantos mecanismos de perfora-

ción, en las cuales se hacía necesario utilizar algunos factores empíricos. El modelo se basa en el planteamiento y resolución de la ecuación de movimiento del proyectil, es decir:

$$\frac{d(mv)}{dt} = -F_D - F_C - F_S \quad (1)$$

donde:

m = masa del proyectil más una determinada masa del material del blanco.

v = velocidad del proyectil

t = tiempo

F_D = fuerza de resistencia inercial debida al movimiento de las partículas del blanco.

F_C = fuerza de resistencia debido a la rotura del material del blanco.

F_S = fuerza de resistencia debido a los fenómenos de corte producidos en el blanco.

El modelo anterior ofrece una gran facilidad de manejo aunque, como ya se dijo, utiliza algunos parámetros empíricos. A dicho inconveniente se une el hecho de que no se considera la dependencia de la velocidad de deformación, de las características resistentes del material del blanco.

En 1983, Ravid y Bodner [3] propusieron un nuevo modelo de perforación en el que, dicho proceso, es subdividido en cinco etapas diferentes. Este modelo considera que el proyectil es indeformable y supone que el comportamiento del material del blanco es rígido-viscoplástico hasta que alcanza la rotura, siendo la tensión de fluencia del material función logarítmica de la velocidad de deformación.

El modelo se basa en dividir el proceso de penetración en cinco etapas, como se puede observar en la figura 1, postulándose, en cada una de ellas, unos campos de velocidad de las partículas materiales del blanco de forma que se mantenga la incompresibilidad del material plastificado y la compatibilidad cinemática de las partículas del blanco con el contorno. En cada una de las etapas se aplica el teorema del límite superior de la Plasticidad incorporando los fenómenos inerciales originados por el movimiento de las partículas del blanco, en la forma sugerida por Tirosh y Kobayashi [4], planteándose, a continuación, la siguiente ecuación:

$$\dot{W}_p = \dot{W}_v + \dot{W}_f + \dot{W}_l \quad (2)$$

siendo:

\dot{W}_p = potencia instantánea perdida por el proyectil

\dot{W}_v = potencia consumida en la deformación plástica del material del blanco

\dot{W}_f = potencia perdida por rozamiento

\dot{W}_l = potencia desarrollada por las fuerzas de inercia actuantes sobre las partículas materiales del blanco.

Una descripción más detallada de las magnitudes anteriores puede encontrarse en las referencias [3,4]. Conviene señalar que, la ecuación (2), proveniente de la aplicación del teorema del límite superior, corresponde a la siguiente desigualdad: Potencia perdida por el proyectil menor o igual que la Potencia consumida en el blanco para los campos de velocidad supuestos. Esto último equivale a decir que, en el modelo de Ravid y Bodner [3], la fuerza de frenado actuante sobre el proyectil es mayor o igual que la que se produce en la realidad.

Las cinco etapas del proceso de perforación que consideran Ravid y Bodner [3] (ver figura 1), corresponden a otros tantos mecanismos de deformación. Así, por ejemplo, la etapa 1 corresponde a un problema inicial de indentación dinámica del proyectil en el blanco que finaliza con la formación de un abultamiento esférico en la cara posterior del blanco (etapa 2) y que, en la etapa 3, comienza a avanzar en la dirección del movimiento del proyectil, alcanzándose, en la etapa 4, un estado de deformación en el blanco que conduce a una rotura progresiva de éste, comenzando la formación de un tapón de material que, al final de la etapa 4, es expulsado hacia afuera, continuando el proyectil (etapa 5) su movimiento.

Este modelo analítico de Ravid y Bodner [3] es el más completo del que se dispone actualmente para el estudio de impacto sobre materiales metálicos hasta velocidades del proyectil de 1000 m/s. Para velocidades superiores (hasta 3000 m/s) el proceso de perforación anteriormente descrito se ve ampliado por otros dos fenomenologías distintas: por una parte aparecen ondas de choque en proyectil y blanco, lo que conlleva la necesidad, para estudiar este efecto, de considerar las deformaciones de ambos. Por otra parte, surgen fenómenos de erosión, es decir, de una pérdida paulatina de masa, en el blanco y el proyectil.

El tratamiento del primer problema desde el punto de vista analítico ha sido llevado a cabo recientemente por Ravid,

$V < 1000 \text{ m/s}$

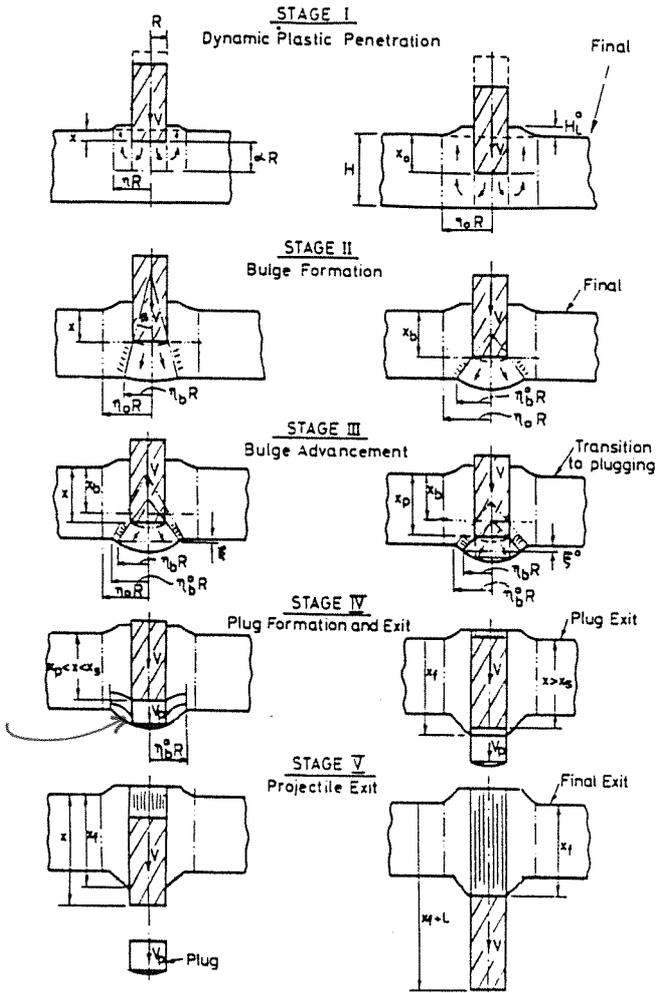


Fig.1.: Modelo de 5 etapas de Ravid y Bodner

Bodner y Holcman [5,6], mediante el uso de una metodología similar a la utilizada por Ravid y Bodner [3] en su modelo de cinco etapas. En el modelo de Ravid, Bodner y Holcman [5,6] se postulan unos campos de velocidad en el blanco y en el proyectil, definidos en diferentes zonas de los mismos, tal como puede observarse en la figura 2.

En esta figura se aprecia la presencia de unas zonas sometidas de la acción de las ondas de choque originadas en el proceso de impacto y de otras ondas de descarga debidas a la presencia de superficies libres que atenúan los efectos promovidos por las ondas de choque. La figura 2(a) ilustra las diferentes zonas de deformación consideradas en el proyectil y que corresponden a una zona aún no afectada por el proceso de impacto (zona I), a otra sometida a la acción de las ondas de choque (zona II) y cuyo radio decrece, desde el instante inicial, linealmente con el tiempo; la zona III identifica la parte del proyectil, anteriormente sometida al efecto de

ondas de choque y, actualmente, sometida a la acción de las ondas de descarga; la zona IV corresponde a aquella parte del proyectil que se expande lateralmente debido al impacto. De una manera similar podrían describirse las zonas correspondientes al blanco (figura 2 b).

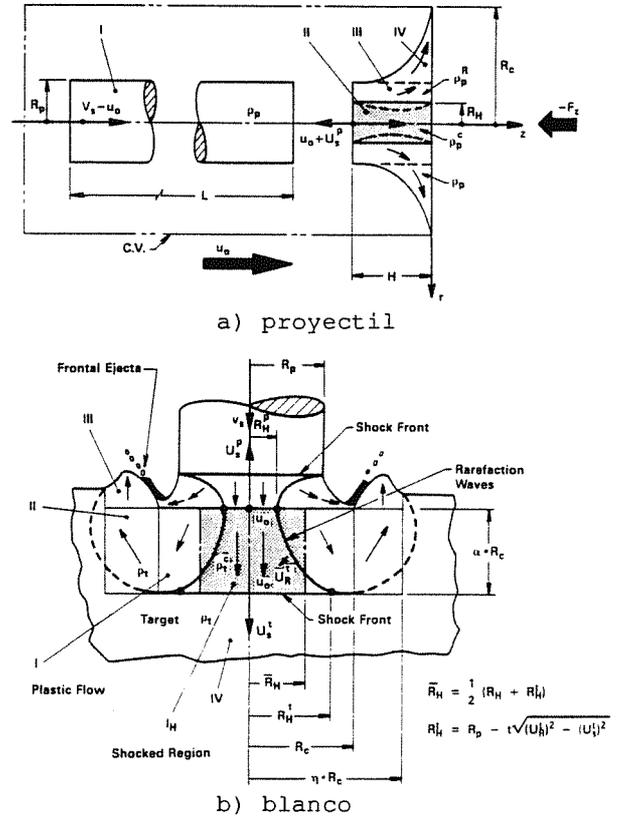


Fig.2.: Modelo de Ravid, Bodner y Holcman

La ecuación que se plantea en esta etapa, siguiendo las ideas de Tirosh y Kobayashi [4] y Ravid y Bodner [3] consiste en igualar la potencia neta perdida por el proyectil a la consumida en el blanco. Esta etapa finaliza cuando las ondas de descarga alcanzan al frente de la onda de choque que se propaga en el proyectil. En esta etapa comienza también la rotura de algunas zonas perimetrales del proyectil utilizándose, como criterio de rotura, que la deformación alcance un valor máximo. La comprobación del funcionamiento de este modelo para el tratamiento de las ondas de choque, ha sido recientemente llevada a efecto, mediante una técnica numérica, por O'Donoghe et al. [7].

Uno de los modelos más frecuentemente utilizado para contabilizar los fenómenos de erosión es el desarrollado por Tate [8,9] y recientemente mejorado por Jones, Gillis y Foster [10]. Básicamente el modelo se basa en la aplicación del segundo axioma de Newton al proyectil considerando que su

longitud disminuye con el tiempo. Es decir:

$$\rho_p l \dot{v} = - Y \quad (3)$$

donde:

ρ_p = densidad del proyectil

l = longitud actual del proyectil

\dot{v} = aceleración del proyectil

Y = presión en la interfase proyectil-blanco (=tensión de plastificación del material del proyectil)

Nótese que, en la ecuación anterior la longitud del proyectil es función del tiempo, y que su variación temporal (ver figura 3) es:

$$\dot{l} = v - u \quad (4)$$

donde v es la velocidad del proyectil y u la de la interfase blanco-proyectil.

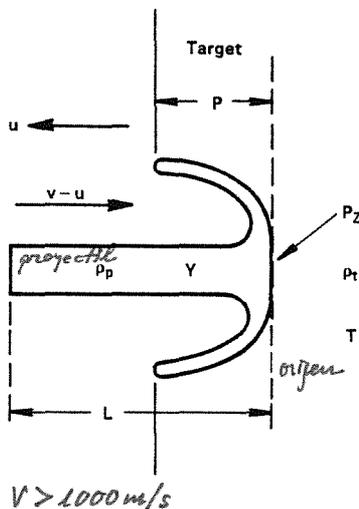


Fig.3.: Modelo de erosión de Tate

Adicionalmente a las dos ecuaciones anteriores, el modelo de Tate considera una ecuación de Bernoulli modificada del tipo:

$$\frac{1}{2} \rho_t u^2 + T = \frac{1}{2} \rho_p (v - u)^2 + Y \quad (5)$$

donde:

ρ_t = densidad del blanco

T = resistencia ofrecida por el material del blanco (usualmente del orden de tres veces la tensión de plastificación)

El sistema de ecuaciones diferenciales (3), (4) y (5) puede ser integrado numéricamente pudiéndose obtener las evoluciones temporales de la velocidad del proyectil, de la interfase, la longitud de proyectil erosionada, etc.

En el caso de blancos formados por materiales cerámicos, Ravid, Bodner y Holcman [11] han propuesto recientemente un modelo basado en las siguientes etapas: en la primera se producen los fenómenos de ondas de choque utilizando la modelización analítica de Ravid, Bodner y Holcman [6]; la segunda etapa (erosión) termina cuando la onda reflejada en la cara posterior del blanco cerámico se encuentra con la zona del mismo que está en proceso de deformación plástica, suponiendo que en esta etapa se produce una pérdida de longitud del proyectil por unidad de tiempo idéntica a la producida en la etapa 1; en la etapa siguiente se supone que el proyectil continúa su movimiento, ya sin ningún tipo de erosión, en el seno del material cerámico fracturado. Como se observa, en este último modelo el fenómeno de erosión sólo se contabiliza en base a una hipótesis bastante discutible: en la etapa de erosión (etapa 2) la pérdida de longitud por unidad de tiempo es igualada a la producida en la etapa 1, en la que, según el modelo de Ravid, Bodner y Holcman [5], para el tratamiento de las ondas de choque, la pérdida de masa experimentada por el proyectil no se debe a ningún proceso de erosión propiamente dicho.

Por otra parte, el análisis de problemas de impacto entre cuerpos sólidos ha sido frecuentemente abordado empleando técnicas numéricas. Dichas técnicas, basadas generalmente en el método de los elementos finitos o de las diferencias finitas, requieren la subdivisión del continuo, cuyo comportamiento se desea estudiar, en pequeños sub-dominios. Estos pueden representar una zona dada del material (descripción Lagrangiana) o bien el espacio a través del cual fluye el material (descripción Euleriana). En general, para el caso de distorsiones moderadamente altas, se prefiere el empleo de una descripción Lagrangiana, que permite realizar un seguimiento más preciso de la historia del material durante su evolución. Por el contrario, para el caso de distorsiones excesivas, cuyo caso más extremo se puede identificar con el movimiento de un fluido, el empleo de una descripción Euleriana es considerablemente ventajoso. Por su parte, los esquemas de integración en el tiempo pueden clasificarse en dos grandes grupos, a saber, explícitos e implícitos. En los explícitos, el estado de desplazamiento y velocidades en el instante $n+1$, depende solamente del estado en el instante n , por lo cual la determinación del estado $n+1$ es prácticamente directa, con la economía computacional

que ello supone. En los métodos implícitos, no obstante, las variables de estado $n+1$ dependen tanto del estado n como de otras variables del estado $n+1$, lo cual conduce a una ecuación matricial no lineal que debe ser resuelta en forma iterativa. A pesar de requerir de un elevado número de operaciones por ciclo computacional, los métodos implícitos permiten el empleo de intervalos de tiempo relativamente grandes, a diferencia de los métodos explícitos, en que el intervalo de tiempo debe ser menor que el tiempo que tardan las ondas de compresión en recorrer la menor distancia entre nodos de la malla. Así, para problemas que permiten el empleo de intervalos de tiempo grandes (típicamente los problemas estructurales, en que la velocidad de deformación no supera 10^2 s^{-1}), los métodos implícitos se aplican con ventaja. Por otra parte, para problemas de carga dinámica o de impacto (en que la velocidad de deformación supera los 10^3 s^{-1}) en que se precisa del empleo de intervalos de integración pequeños, dichos métodos se vuelven excesivamente costosos, mientras que los métodos explícitos se tornan claramente ventajosos.

Estos códigos requieren también de una información completa acerca del comportamiento mecánico del material en el rango de las altas velocidades de deformación, si bien con frecuencia suele extrapolarse a dicho rango el comportamiento observado a velocidades más bajas con resultados relativamente satisfactorios. El problema de la rotura dinámica del material, sin embargo, no ha sido aún lo suficientemente comprendido para que este tipo de códigos puede emplearse con cierta fiabilidad para su predicción. Si bien se han desarrollado diversos modelos de rotura controlados por la nucleación y el crecimiento de microdefectos (microfisuras, microcavidades o microbandas de cortante adiabático) [12], dichos modelos tienen especial aplicación en el caso de rotura parcial, ya que aún no se ha llegado a considerar con la suficiente aproximación el proceso de coalescencia de microdefectos, que conduce a la rotura final del material.

En resumen, puede decirse que los códigos de análisis numérico de problemas de impacto pueden emplearse con cierta confianza siempre que no se alcance el umbral de la rotura del material. Por su parte, los modelos de rotura que se han desarrollado tienen su aplicación al caso de rotura incompleta.

2. COMPARACION ENTRE DIFERENTES TIPOS DE MODELOS PREDICTIVOS.

Con objeto de ilustrar lo anteriormente expuesto, en esta sección se analizan

dos problemas de impacto de un proyectil sobre diferentes tipos de blancos.

2.1. Impacto de un proyectil de acero sobre un blanco de aluminio.

La comparación que aquí se muestra corresponde a un caso de impacto a 400 m/s de un proyectil cilíndrico de radio $6,35 \text{ mm}$ de acero sobre un blanco de aluminio 2024-0 de espesor $19,05 \text{ mm}$. A dicha geometría corresponde un límite balístico experimental de 305 m/s . Este problema fue analizado por Elices et al. [13] utilizando el modelo de las cinco etapas propuesto por Ravid y Bodner [3] y un programa de ordenador basado en el método de las diferencias finitas.

Este caso que aquí se muestra cumple las hipótesis del modelo de Ravid y Bodner [3] puesto que, dada la diferente rigidez del acero y del aluminio, cabe esperar que el proyectil se deforme poco y que, por lo tanto, el proceso de penetración diste poco del que ocurriría caso de que el proyectil fuera indeformable.

En la figura 4 se muestran las configuraciones de proyectil y blanco en diferentes instantes; a la izquierda, utilizando la modelización numérica y a la derecha, utilizando el modelo de Ravid y Bodner [3]. Dada la axisimetría del problema solo se dibuja la mitad del conjunto proyectil-blanco. Los tiempos elegidos corresponden a diferentes etapas del proceso de perforación.

En la figura 5 se compara la evolución temporal de la cantidad de movimiento del proyectil utilizando ambas modelizaciones. La velocidad residual correspondiente al análisis numérico es de 282 m/s , mientras que aquella obtenida mediante el modelo de Ravid y Bodner es de 268 m/s . Ambos resultados muestran un buen acuerdo con el comportamiento observado experimentalmente.

Conviene resaltar el hecho de que la modelización numérica requirió unas tres horas de tiempo de proceso en un ordenador MICROVAX II mientras que la analítica solo necesitó un par de minutos.

2.2. Impacto de un proyectil de acero sobre un blanco cerámica-metal.

Para este apartado, se ha escogido un problema del que se dispone de resultados experimentales y que consiste en el impacto de un proyectil cilíndrico de acero de $12,7 \text{ mm}$ de diámetro que termina en una cabeza cónica de 60° , y que impacta sobre un blanco compuesto formado por una placa cerámica AD85, de $6,35 \text{ mm}$ de espesor, y otra, también del

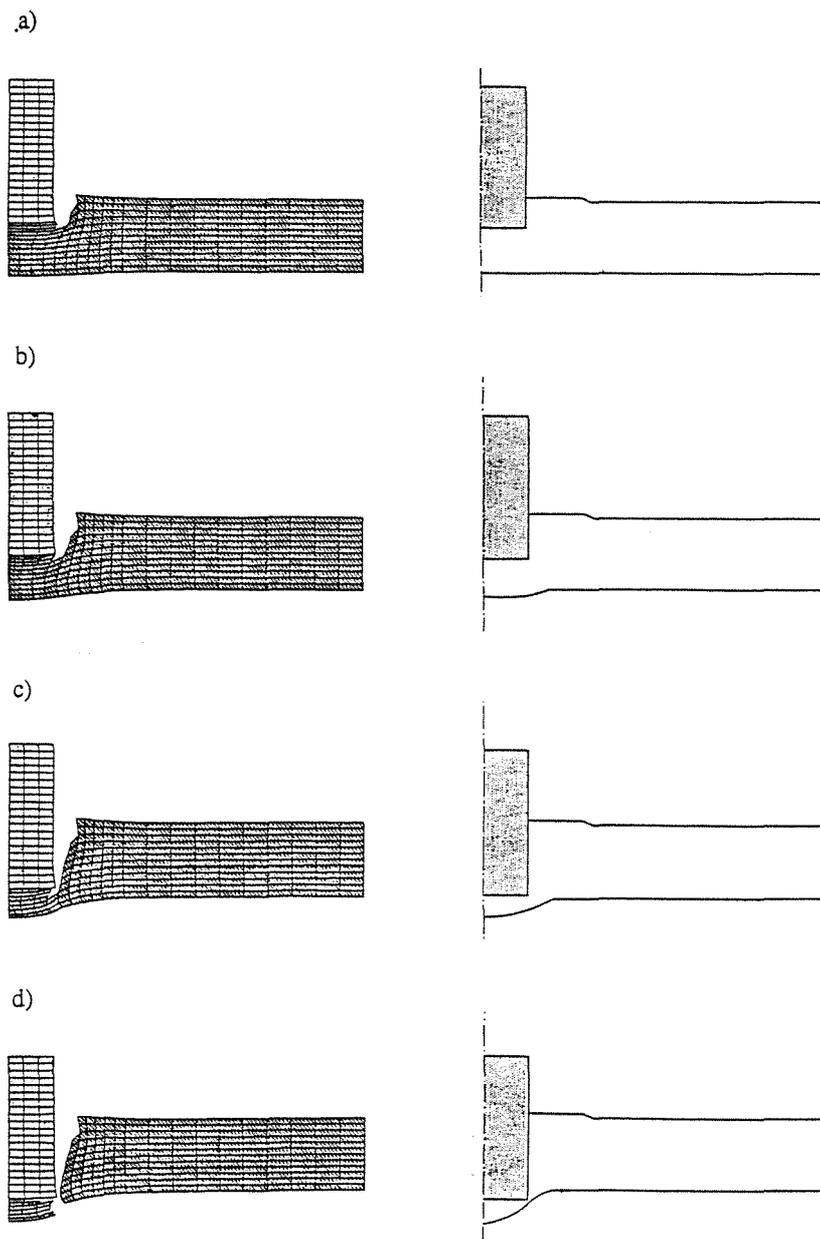


Fig.4.: Comparación de la configuración blanco/proyectil predicha por un análisis numérico (izquierda) y el modelo de Ravid y Bodner (derecha) para los siguientes tiempos: a) 18 μ s; b) 30 μ s; c) 54 μ s y d) 66 μ s.

mismo espesor, pero de acero SAE 4130. Para una velocidad de impacto de 650 m/s, Maysless et al. [14], obtuvieron que el proyectil era detenido y que su longitud había disminuido en 12 mm.

El análisis aquí realizado ha consistido en lo siguiente: se ha supuesto un proyectil cilíndrico, de longitud 38 mm., que presenta la misma masa que el considerado por Maysless et al. [14]; en una primera fase se ha aplicado el modelo de Ravid, Bodner y Holcman [5,6]

para la consideración de los fenómenos causados por las ondas de choque que se generan; en una segunda etapa se ha considerado la erosión del proyectil utilizando el modelo de Tate [8,9]; una vez que el proyectil ha atravesado la placa cerámica, habiendo reducido su longitud y velocidad, el proceso de perforación de la placa de acero es considerado utilizando el modelo de cinco etapas de Ravid y Bodner [3].

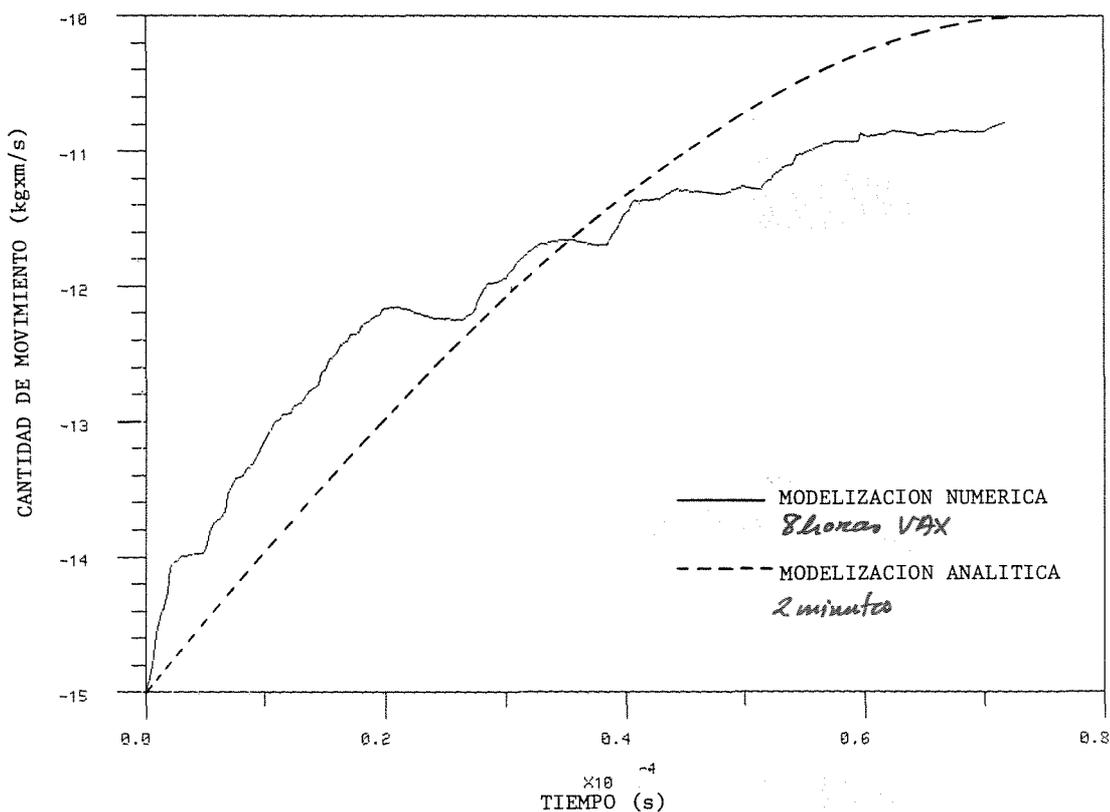


Fig.5.: Comparación de la evolución temporal de la cantidad de movimiento.

Los resultados obtenidos han sido los siguientes:

Etapas 1 : Ondas de choque (Ref. [5,6])

Duración: 2,13 μ s
 Velocidad de la interfase
 proyectil-blanco: 458 m/s
 Profundidad de penetración: 0,98 mm
 Máxima presión desarrollada:
 10,29 GPa

Etapas 2 : Erosión (Ref. [8,9])

Duración: 30,7 μ s
 Longitud del proyectil consumida:
 10 mm

Etapas siguientes : (Ref. [3])

Duración: 25.8 μ s
 Velocidad residual: 0 m/s

Los resultados anteriores están en consonancia con los experimentales obtenidos por Mayseless et al. [14] y, al igual que en el otro problema analizado, el tiempo de ordenador consumido fue de unos pocos minutos.

3. CONCLUSIONES

El grado de predicción de los modelos analíticos, para el tratamiento de problemas de impacto, que se proponen en la presente comunicación, posibilita su empleo como herramienta de trabajo para el diseño de blindajes, y consumen un tiempo de ordenador despreciable.

La utilización de métodos numéricos podría restringirse a aquellas situaciones en las que, por geometría del proyectil o blanco, o bien por comportamiento del material, no se cumplan las hipótesis básicas que los modelos analíticos consideran.

Conviene también resaltar el hecho de la aparente precisión del nuevo modelo analítico que se propone para el análisis de impacto de un proyectil sobre material cerámico y que considera el fenómeno de la erosión.

Por último, la necesidad de profundizar en el estudio y desarrollo de modelos analíticos queda patente a lo largo de esta comunicación.

4.REFERENCIAS

- [1] Awerbuch, A., y Bodner, S.R. (1974) "Analysis of the mechanics of perforation of projectiles in metallic plates" Int. J. Solids Struct. 10, pp.671-684.
- [2] Awerbuch, A., y Bodner, S.R. (1974) "Experimental investigation of normal perforation of projectiles in metallic plates" Int. J. Solids Struct. 10, pp.685-699.
- [3] Ravid, M. y Bodner, S. (1983) "Dynamic perforation of viscoplastic plates by rigid projectiles" Int. J. Engng. Sci. 21, pp.577-591.
- [4] Tirosh, J. y Kobayashi, S. (1976) "Kinetic and dynamic effects on the upper-bound loads in metal-forming Process" J. App. Mech. 43, pp.314-318.
- [5] Ravid, M., Bodner, S.R. y Holcman, I. (1987) "Analysis of very high speed impact" Int. J. Engng. Sci. 25, pp.473-482.
- [6] Ravid, M., Bodner, S.R. y Holcman, I. (1988) "Analysis of very high speed impact" Impact Loading and Dynamic Behaviour of Materials, Vol.2 (Editado por C.Y. Chiem, H.-D. Kunze y L.W. Meyer). DGM Informationsgesellschaft Verlag, pp.855-863.
- [7] O'Donoghue, P.E., Bodner, S.R., Anderson, C.E. y Ravid, M. (1989) "Comparison of a high velocity impact model with numerical simulation" Int. J. Impact Engng. 8, pp. 289-301.
- [8] Tate, A. (1967) "A theory for the deceleration of long rods after impact" J. Mech. Phys. Solids 15, pp.387-399.
- [9] Tate, A. (1969) "Further results in the theory of long rod penetration" J. Mech. Phys. Solids 17, pp.141-150.
- [10] Jones, S.E., Gillis, P.P. y Foster J.C. (1987) "On the penetration of semi-infinite targets by long rods" J. Mech. Phys. Solids 35, pp.121-131.
- [11] Ravid, M., Bodner, S.R. y Holcman, I. (1989) "Application of two dimensional analytical models of ballistic penetration to ceramic armor" Proceedings 11th Int. Symp. on Ballistic, Vol. II, pp. TB-12/1-TB-12/8.
- [12] Curran, D.R., Seaman, L. y Shockey, D.A. (1987) "Dynamic Failure of Solids", Phys. Reports, 147, pp.254-388.
- [13] Elices, M., Cortés, R., Navarro, C. y Sánchez-Gálvez, V. (1989) "A Comparison between numerical techniques and analytical models for impact problems", Proc. Int. Conf. Structures under Shock and Impact, SUSI'89, Cambridge, Massachusetts.
- [14] Maysless, M., Goldsmith, W., Virostek, S.P. y Finnegan, S.A. (1987) "Impact on ceramic targets" J. App. Mech. 54, pp. 373-378.

APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA AL DISEÑO DE SOLDADURAS EN ANGULO

F. París, J. Cañas, R. Picón

E. T. S. Ingenieros Industriales de Sevilla.
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla.

RESUMEN:

La realización de ciertas uniones soldadas llevan implícitas en el diseño y/o en la ejecución una intensificación de las tensiones cuando se produce la entrada en carga. Dicha intensificación es cuantificada para el caso de dos uniones de cordones frontales en ángulo utilizando métodos fotoelásticos de campo lejano. Finalmente una evaluación del estado límite asociado con esta situación es efectuada en orden a comparar con el estado límite marcado por las normas para el diseño de uniones soldadas.

ABSTRACT :

Several welded joints have implicitly associated stress intensity factors due to a poor design or to a bad realization of the welding procedure. Such factors have been calculated, in this paper, for two typical cases where this situation arises, using a photoelastic far field method. The limit state associated to the unstable propagation of the crack is evaluated to be compared with the limit state established by the majority of the Standards.

1.- INTRODUCCION

La concepción de una unión mediante soldadura pasa por la realización de un diseño de cordones con una distribución determinada para que el valor de una función del estado tensional existente en la unión se mantenga inferior a una función de las propiedades del material.

Con esta definición no habría aparentemente diferencia entre el cálculo de la sección de unión propiamente dicha y el cálculo de otra sección cualquiera de los elementos que confluyen en la unión. Esta diferencia, sin embargo existe y se pone de manifiesto en la forma de evaluar el estado tensional actuante. En una sección de los elementos a unir dicho estado se evalúa aplicando la Teoría de la Elasticidad, la Resistencia de Materiales o bien Métodos Numéricos o

Experimentales basados en estas disciplinas. Por contra, en la sección de unión no se realiza propiamente un análisis tensional sino que al aplicarse un método en rotura, solo se requiere, como se indicará en el apartado 2, la evaluación de unos valores promedio de tensión.

La aplicación de un método en rotura conlleva, en general, el desconocimiento del margen de seguridad real que se está empleando y sobre todo, al no disponer del estado tensional, no resulta posible el establecer comparaciones frente a otros estados límites.

Este problema se agudiza para el caso de las uniones soldadas, por la existencia de configuraciones geométricas, a veces por el mismo diseño y a veces por defectos de ejecución, que llevan implícitas una intensificación de

tensiones, tal y como se pondrá de manifiesto en el apartado 3.

En el presente trabajo se van a analizar dos configuraciones usuales en la práctica de la soldadura que producen situaciones asimilables a los modos I y II de Mecánica de la Fractura. Los valores de los factores de intensificación de tensiones serán calculados aplicando la técnica de la Fotoelasticidad de transmisión y empleando un método de campo lejano que se describe en el apartado 4.

La aplicación de esta técnica a los problemas que se van a analizar se realiza en el apartado 5, dando los resultados numéricos de K_I y K_{II} , cuya evaluación se realiza, finalmente en el apartado 6.

2.- CRITERIO DE DISEÑO DE UNIONES SOLDADAS.

Tal y como se ha indicado, las normas españolas que hacen referencia al cálculo de uniones soldadas utilizan, al igual que la mayoría de las normas de otros países, un criterio de cálculo en rotura. Desde el punto de vista de la aplicación práctica de la Norma, ésta se reduce, ante una configuración determinada, a la utilización de una fórmula para comprobar la resistencia global del cordón. En concreto, en la norma española UNE 14035 [1], la fórmula de comprobación es:

$$\sqrt{\sigma^2 + 1.8(\tau_n + \tau_a)^2} \leq \sigma_E \quad (1)$$

Los valores de σ , τ_n y τ_a que aparecen en la expresión anterior no se corresponden, como se indicaba anteriormente, con los obtenidos de un análisis tensional, sino que están asociados a unos valores promedios calculados con las siguientes hipótesis:

- Se supone que la sección más desfavorable es, y por ende se toma como sección de cálculo, la garganta del cordón de soldadura.
- En dicha garganta se supone que las tensiones se distribuyen uniformemente, evaluando dichos valores promedios con sencillas hipótesis de equilibrio. Coherentemente con esta hipótesis el criterio se aplicará a todo el cordón globalmente.

Esta forma de caracterizar el estado tensional sólo se justifica mediante la utilización de un criterio en rotura, como el que representa la ecuación (1), cuyos coeficientes han sido ajustados acordes con la forma de calcular las tensiones. Este enfoque de cálculo de uniones soldadas es

debida a Vreedenburgh [2] y puede encontrarse una descripción de la misma en Baillo y Mazzolani [3].

La distribución de tensiones reales en un cordón de soldadura no es la que se utiliza para la aplicación del criterio ya que, entre otras razones, este implica la misma distribución para todas las situaciones y las distribuciones de tensión variarán con el caso. Además, ni siquiera la sección de la garganta es la más desfavorable ni, como era previsible, el estado tensional en el instante en que se aplica la carga que provoca el agotamiento de la sección corresponde a un estado elástico, Coffin, Paris y Picón [4]. Por consiguiente no resulta posible conocer el margen real de seguridad empleando el criterio (1) o similar para el caso de que, por ejemplo, se utilizara un material de propiedades inferiores a las de cálculo.

3.- EXISTENCIA DE INTENSIFICACION DE TENSIONES EN UNIONES SOLDADAS

La soldadura es un procedimiento de unión que potencialmente puede generar defectos que conlleven una intensificación de tensiones que requiere un estudio particular para determinar si la unión puede o no, con el defecto, soportar las cargas para las que estaba diseñada, procediéndose en caso negativo a resanar. Además, hay disposiciones habituales en la práctica de la soldadura que sin la existencia de defectos, llevan implícitas una intensificación de tensiones, siendo este el caso que se pretende analizar en este trabajo, que se ciñe a la configuración de cordones frontales en ángulo.

Las dos situaciones que se van a tomar en consideración se representan en la Figura 1. La configuración (a) corresponde al caso de chapas solapadas y es habitual, por ejemplo, en las uniones de los diferentes elementos que componen una celosía. Esta configuración es la recogida como casos 2 y 3 en la Norma MV 103 [5]. La intensificación de tensiones se produce por la creación artificial de una fisura, en el conjunto final, que se corresponde con la línea de contacto de las chapas a unir. Esta fisura trabaja teóricamente en modo II, si bien la existencia de un pequeño huelgo inicial entre ambas chapas puede provocar la aparición de un modo mixto I-II. No resulta inmediato el dar soluciones para evitar esta situación, sobre todo en el caso de que la dimensión perpendicular al plano de representación sea grande.

La configuración (b) corresponde al caso de chapas conectadas a tope y se da en innumerables situaciones de la Ingeniería Mecánica y Civil. Esta situación se puede presentar en los casos 8, 9, 10, 15 de la norma y uniones especiales en general.

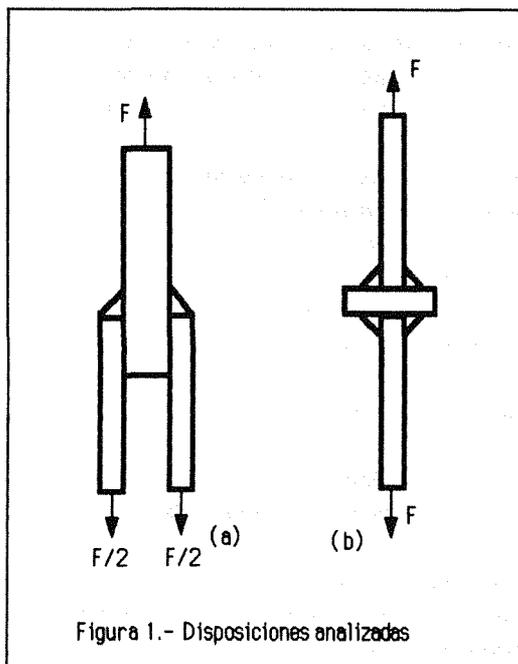


Figura 1.- Disposiciones analizadas

La intensificación de tensiones se produce por la creación artificial de una fisura, en el conjunto final, de un tamaño igual o menor que el espesor de la placa traccionada. Esta fisura trabaja en un modo K_I puro. El origen de esta situación puede ser doble. Por un lado puede estar originada por un mal diseño, no habiendo hecho preparación de los bordes a unir o utilizando tamaños de garganta no adecuados para el espesor de la placa traccionada. Por otro lado puede estar originada simplemente por una mala ejecución de la unión, pudiendo haberse producido una falta de penetración. Si la ejecución es buena y el diseño también, estas situaciones no tienen porqué producirse.

4.- EVALUACION DE LOS FACTORES DE INTENSIFICACION DE TENSIONES

Para la evaluación de los factores de intensificación de tensiones, K_I y K_{II} , se va a utilizar la Técnica de la Fotoelasticidad de transmisión. Como es bien conocido, la fotoelasticidad se basa en la propiedad de birefringencia temporal que experimentan ciertos materiales elásticos cuando están sometidos a tensión. En concreto, cuando un sólido con esta propiedad se introduce en un polariscopio circular se producen bandas de extinción de luz (franjas isocromáticas), en cuyos puntos se satisface:

$$\sigma_I - \sigma_{II} = 2\tau_m = \frac{N\lambda}{e} \quad (2)$$

donde σ_I y σ_{II} son las tensiones principales en dicho punto, τ_m es la tensión tangencial máxima asociada a dicho estado principal, N es el orden de extinción de la luz en el punto (orden de la isocromática), λ es la longitud de onda de la luz que se emite y e es la dimensión del sólido elástico en la dirección perpendicular a la de incidencia de la luz. La técnica fotoelástica, sus fundamentos y uso, queda perfectamente recogida en Dally y Riley [6] o Kuske y Robertson [7].

Existen dos grandes posibilidades en la aplicación de la Fotoelasticidad para el cálculo de los factores de intensificación de tensiones. Una de ellas conocida como de campo cercano consiste en relacionar el campo de tensiones en el entorno de la fisura (que es función de K_I y K_{II}) con los valores de la tensión tangencial máxima que a su vez está relacionada con las isocromáticas según la ecuación (2). Existen muchos métodos para calcular los valores de K_I y K_{II} usando la idea anterior. En todos ellos la información fotoelástica que se toma debe ceñirse al entorno de la fisura, es decir a órdenes de isocromáticas muy altos. Una descripción de estos métodos puede encontrarse en Etheridge y Dally [8] o más recientemente Rivas, Picón, París y Lara [9].

La otra gran rama de aplicación de los métodos fotoelásticos para el cálculo de K_I y K_{II} se basa en la expresión de las tensiones en un caso plano a partir de funciones de variable compleja, Muskhelishvili [10]. Si dichas funciones se desarrollan en serie en la forma:

$$Z_I(z) = \sum_{m=0}^{M-1} \frac{1}{(m-\frac{1}{2})} B_m z^{m-1/2} \quad (3)$$

y se introducen en la expresión que relaciona el estado tensional con la tensión tangencial máxima:

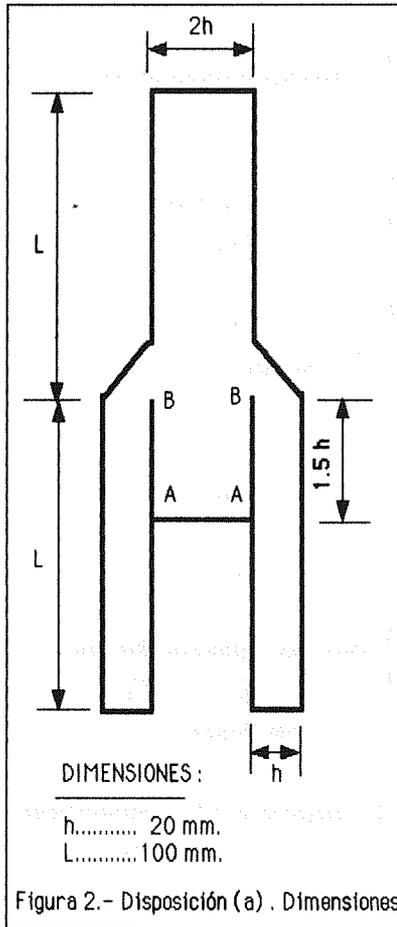
$$(2\tau_m)^2 = \left(\frac{N\lambda}{e}\right)^2 = (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (2\tau_{xy})^2 \quad (4)$$

se obtiene una función de los coeficientes de los desarrollos en serie, que particularizada para una serie de puntos de las isocromáticas, permite obtener un sistema subdeterminado de ecuaciones que puede ser resuelto iterativamente aplicando el método de Newton-Raphson. Esta alternativa es una extensión del Método de Sanford y Dally [11], que utiliza sólo los primeros términos de los desarrollos en serie. Las particularidades del método que aquí va a ser empleado se describen en Picón, París y Rivas [12] y a ellas se referirán las características de los ejemplos que siguen.

5.- APLICACIONES

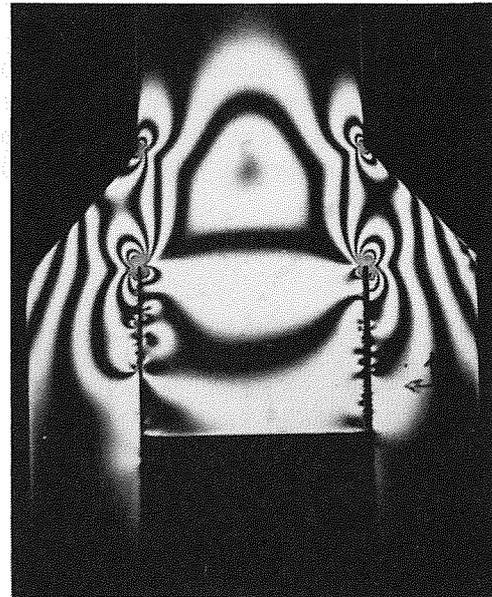
5.1 Cordones frontales en ángulo en chapas solapadas

Esta configuración corresponde a la mostrada genéricamente en la Figura 1 (a), detallándose sus dimensiones en la Figura 2.

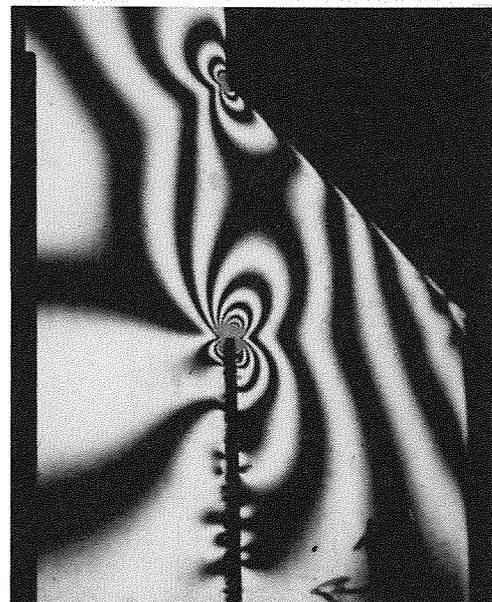


La probeta se ha realizado en Araldite CT200 con un factor de franja de 1.054 Kg./mm, teniendo un espesor de 3 mm.

La Figura 3 (a) muestra la configuración general de isocromáticas y la 3 (b) una ampliación de la zona próxima al extremo de la fisura, donde puede apreciarse claramente la agrupación de isocromáticas propia de un modo II.



(a)



(b)

Figura 3.- Campo de isocromáticas (a) general (b) entorno fondo de grieta

Admitiendo que en una situación real no existe abertura entre las dos chapas, se ha introducido en la separación que se produce durante la preparación de la probeta (líneas A-B en la Figura 2) una chapa metálica que simula la situación real. Esta chapa es la responsable de las concentraciones locales de tensión que aparecen en la configuración de isocromáticas a lo largo de la línea A-B. En caso de no introducir la chapa el contacto sólo se produciría en la zona próxima a A apareciendo en el fondo de grieta una configuración de isocromáticas propia de un modo mixto I-II.

En orden a chequear los resultados fotoelásticos se ha resuelto también el problema utilizando el Método de los Elementos Finitos. La malla utilizada y un detalle de la misma en la zona del cordón se muestran en la Figura 4 (a) y (b) respectivamente.

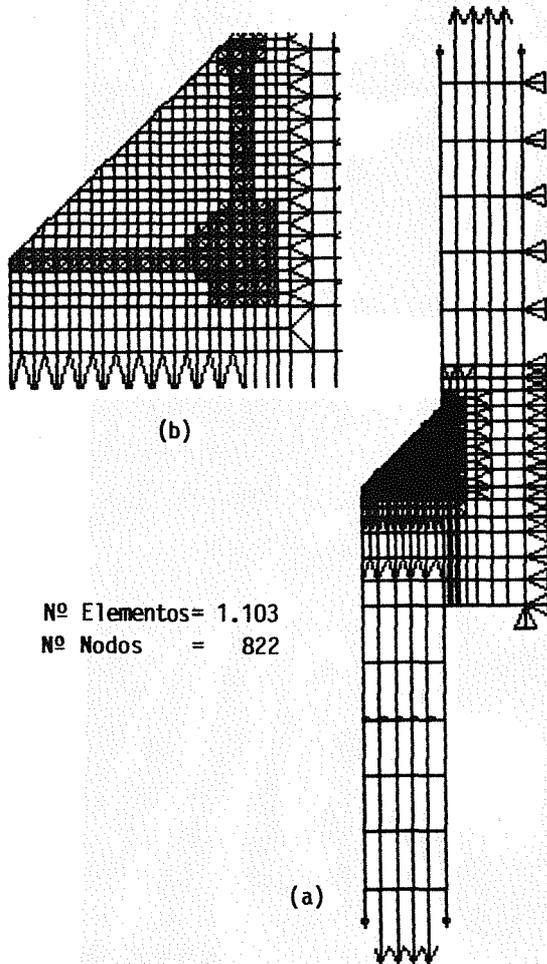
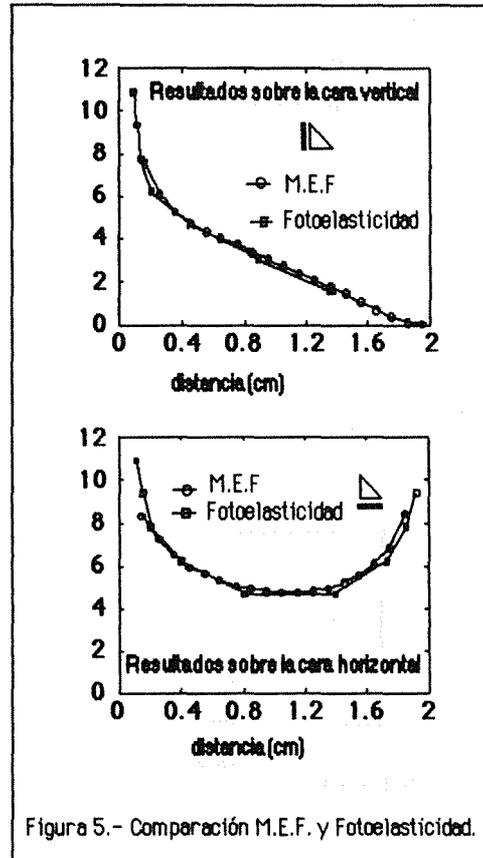


Figura 4.- Malla de Elementos Finitos. (a) General (b) detalle del cordón.

Dado que se han empleado elementos simples (triángulos lineales y cuadriláteros bilineales en desplazamientos), la comparación entre resultados numéricos y experimentales no incluye el cálculo del factor de intensidad de tensiones dado que numéricamente habría que recurrir a una extrapolación de resultados en el entorno de la fisura, pudiendo obtener diferentes resultados en función de la forma de hacer la extrapolación. La Figura 5 muestra el buen acuerdo obtenido entre los resultados de ambos métodos, habiéndose representado, para evitar manipulaciones innecesarias de los resultados fotoelásticos, directamente los valores de la diferencia de tensiones principales

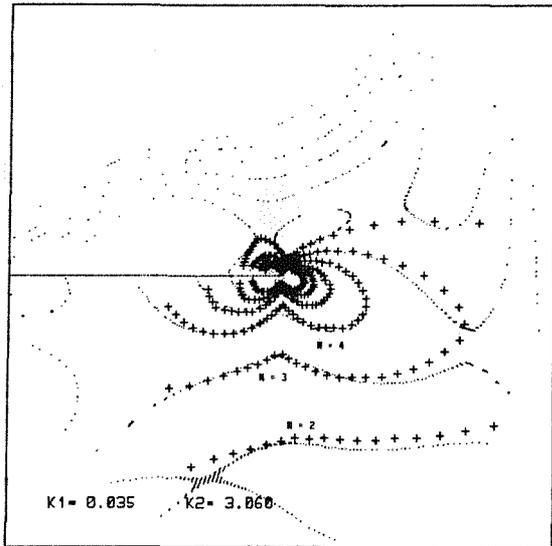
normalizadas a la tensión nominal en las chapas.

Los factores de intensificación de tensiones se calculan, según se ha indicado en el apartado 4, siguiendo el método de campo lejano que se explica en [12]. Para este problema se han utilizado 322 puntos del campo de isocromáticas utilizándose para el ajuste 20 coeficientes en las funciones de variable compleja.

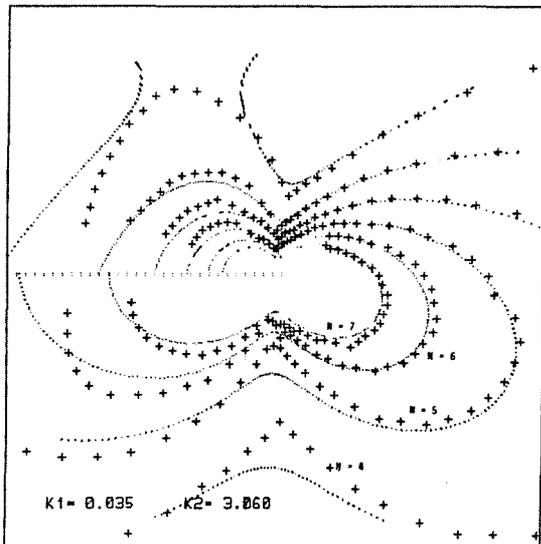


La figura 6 muestra el campo de isocromáticas obtenido, donde las cruces representan los puntos tomados de las isocromáticas reales y las líneas a puntos las isocromáticas que se derivan de la solución ajustada. En la Figura 6 (a) se representa todo el campo y en la (b) sólo el entorno del extremo de la fisura donde el ajuste debe ser mejor. Aunque se trataba teóricamente de un modo II puro ha aparecido un pequeño valor de K_I , siendo los valores finales:

$$K_I = 0.035 \text{ Kg/mm}^{3/2} \quad K_{II} = 3.059 \text{ Kg/mm}^{3/2}$$



(a)



(b)

Figura 6.- Campo de isocromáticas obtenido numéricamente
(a) General (b) entorno fondo de la fisura.

5.2 Cordones frontales en ángulo en chapas a tope

Esta configuración corresponde a la mostrada genéricamente en la Figura 1 (b), detallándose sus dimensiones en la Figura 7.

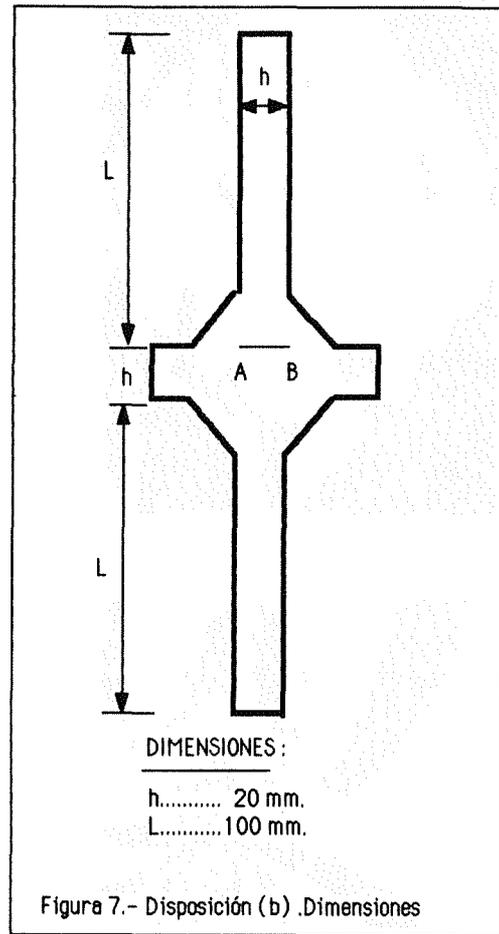


Figura 7.- Disposición (b) .Dimensiones

La probeta se ha realizado en Arelдите CT200 con un factor de franja de 1.14 Kg./mm, teniendo un espesor de 2.9 mm.

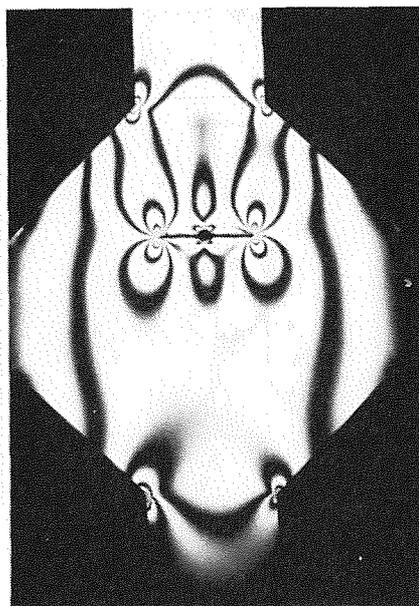
La Figura 8 (a) muestra la configuración general de isocromáticas y la 8 (b) una ampliación de la zona próxima al extremo de la fisura, donde puede apreciarse ahora la agrupación de isocromáticas propia de un modo I.

El campo de isocromáticas se ha simulado utilizando en esta ocasión 185 puntos y empleando para el ajuste 16 coeficientes en las funciones de variable compleja.

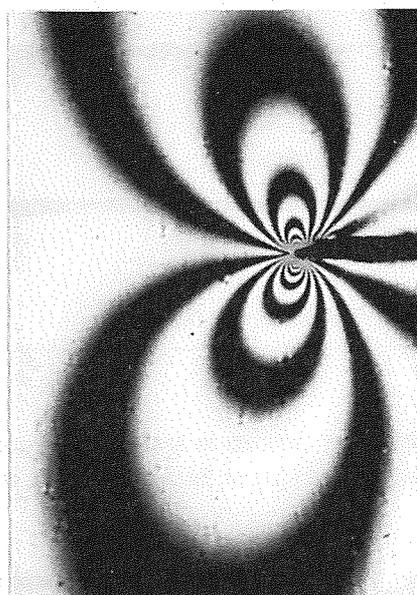
La figura 9 muestra el campo de isocromáticas obtenido con el mismo significado que en el caso anterior.

Aunque se trataba teóricamente de un modo I puro ha aparecido un pequeño valor de K_{II} , siendo los valores finales:

$$K_I = 2.852 \text{ Kg/mm}^{3/2} \quad K_{II} = -0.2 \text{ Kg/mm}^{3/2}$$



(a)

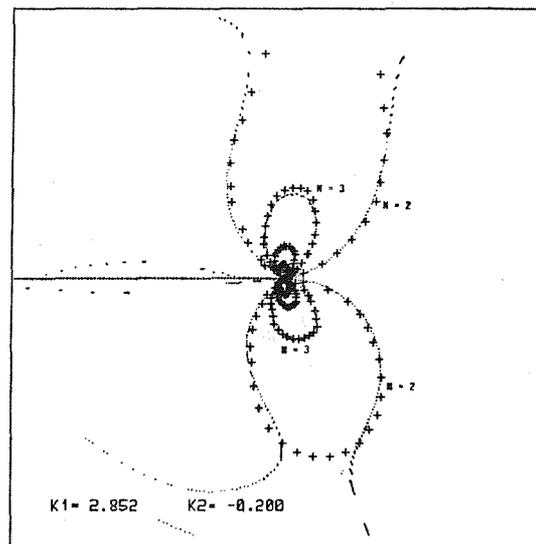


(b)

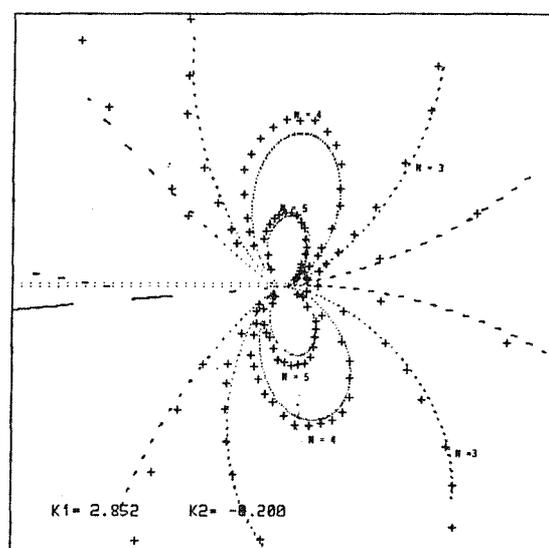
Figura 8.- Campo de isocromáticas (a) general
(b) entorno fondo de grieta

6.- CONCLUSIONES

Una vez calculados los valores de los factores de intensificación de tensiones cabe sopesar la importancia de los mismos en orden a determinar cual puede ser el estado límite real de las uniones analizadas. El único enfoque factible es evaluar el valor de la tenacidad a fractura que debe tener un material para que en los casos estudiados el estado límite sea el previsto por la Norma [1]. Para la realización de este supuesto se va a considerar el caso de un acero de 5000 Kg./cm² de límite elástico.



(a)



(b)

Figura 9.- Campo de isocromáticas obtenido numéricamente
(a) general (b) entorno fondo de fisura.

Para la configuración (a) y el acero supuesto la Norma (caso 2) predice una fuerza de agotamiento de 3606 Kg.. El valor obtenido de K_{II} correspondía a una fuerza F aplicada de 90 Kg. Por consiguiente el valor del factor de intensidad de tensiones en el modo II para la fuerza de agotamiento de la Norma sería 122.5 Kg./mm^{3/2}. Aplicando como criterio de propagación inestable:

$$\sqrt{1.78} K_{II} = K_c$$

sería preciso, por tanto, que el material tuviera una tenacidad a fractura, para la configuración (a) presentada,

de $163.5 \text{ Kg/mm}^{3/2}$.

Para la configuración (b) la fuerza de agotamiento predicha por la Norma (caso 2) sería 6972 Kg , para el mismo acero del caso anterior. El valor obtenido de K_I se correspondía a una fuerza aplicada de 60 Kg . El valor del factor de intensidad de tensiones para la fuerza de agotamiento sería $331.4 \text{ Kg/mm}^{3/2}$. Aplicando como criterio de propagación inestable:

$$K_I = K_C$$

sería preciso, por tanto, que el material tuviera una tenacidad a fractura, para la configuración (b) presentada, de $331.4 \text{ Kg/mm}^{3/2}$.

Es necesario realizar algunas precisiones para matizar la aplicabilidad de estos resultados que aparentemente requieren de unas características altas del material, en cuanto a tenacidad, para que el estado límite sea el de la Norma y no el de propagación inestable.

En primer lugar hay que indicar que la Norma se ha aplicado con $\sigma_u = \sigma_E$, lo cual para tratarse de un criterio en rotura significa introducir un margen de seguridad importante.

En segundo lugar la aplicabilidad de los factores de intensidad de tensiones asociados a una Teoría Elástica Lineal de la Mecánica de la Fractura para los niveles de carga asociados al enfoque anterior puede ser discutible ya que según se ha puesto de manifiesto en [4], existe una plastificación generalizada cuando se está próximo a alcanzar la carga máxima soportable por la unión según la Norma.

Por ello, los resultados anteriores, derivados del enfoque realizado deben ser tomados fundamentalmente en sentido cualitativo. Así, puede establecerse que los estados límites provocados por ciertas configuraciones típicas de uniones soldadas y/o errores de diseño y/o errores de ejecución, tienen en los cordones frontales en ángulo una gran importancia lo que requiere una profundización en el análisis de este tipo de problemas y un mayor cuidado en el diseño de este tipo de uniones, intentando evitarlas siempre que sea posible.

Comparando las dos situaciones analizadas puede decirse que la configuración con las chapas a tope ha resultado ser, como era previsible de la configuración geométrica, más severa que la configuración con las chapas solapadas. Hay no obstante que indicar que aquella resulta menos real que esta (que lo es absolutamente), dado que aún en caso de error de diseño, siempre habrá una cierta penetración de la soldadura por lo que la fisura generada sería menor que el espesor de la placa traccionada. En cualquier caso, hay que considerar que

esta configuración es siempre evitable con un diseño adecuado y una correcta ejecución.

Los autores quieren expresar su agradecimiento a Antonio Caffas Delgado por su inestimable colaboración en los trabajos de Laboratorio.

7.- REFERENCIAS

- [1] UNE 14035, Cálculo de cordones de soldadura solicitados por cargas estáticas.
- [2] Vreedenburgh, C.G.J. (1954), "New Principles for the calculation of Welded Joints", *Welding Journal*.
- [3] Ballio, G. y Mazzolani, F.M. (1983), *Theory and Design of Steel Structures*, Chapman & Hall.
- [4] Caffas, J., París, F. y Picón, R. (1990), "Análisis tensional en cordones de soldadura en ángulo" 8a. Jornadas Técnicas de Soldadura. Madrid.
- [5] MV 103, Cálculo de las estructuras de acero laminado en edificación.
- [6] Dally J. W. y Riley W. F. (1975), "Experimental Stress Analysis", Mc Graw.
- [7] Kuske, A. y Robertson G. (1974), "Photoelastic Stress Analysis", Wiley.
- [8] Etheridge, J. M. y Dally, J. W. (1977) "A critical review of methods for determining stress-intensity factors from isochromatic fringes". *Exp. Mech.*, Vol 17, pp 248-54.
- [9] Rivas, C., Picón, R., París, F. y Lara E. (1988), "Campo tensional en el entorno de una fisura. Determinación de K_I y K_{II} usando técnicas fotoelásticas." *Anales de Ingeniería Mecánica*. Año 6, N.3, 45-52.
- [10] Muskhelishvili, N.I. (1953) "Some basic problems of the mathematical theory of Elasticity", Noordhoff.
- [11] Sanford R.I. y Dally J.W. (1979) "A general Method for determining mixed-mode SIF from isochromatic fringe patterns". *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 11, pp 621-33.
- [12] Picón R., París, F. y Rivas, C. (1990), "Cálculo fotoelástico de factores de intensidad de tensiones mediante desarrollos en serie. Estudio numérico". *Encuentro Grupo Español de Fractura*. Sigüenza

CRECIMIENTO DE GRIETAS EN CAMPOS DE TENSIONES QUE INCLUYEN MODOS MIXTOS. APLICACION A LA PREDICCIÓN DE VIDA DE RUEDAS DE FERROCARRIL.

Martínez J.M., Ocáriz A., Martín A, y Fuentes M.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Apartado 1.555 - 20080 - SAN SEBASTIAN
Escuela Superior de Ing. Industriales de San Sebastián
Apartado 1674 - 20080 - SAN SEBASTIAN

Resumen.- En este artículo, se presenta una aplicación de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal al crecimiento de grietas tridimensionales en campos complejos de tensiones que generan modos mixtos de carga. Se discute la utilización de resultados conocidos de Elasticidad y Mecánica Lineal de la Fractura para abordar, de forma aproximada, problemas muy complicados como la propagación de grietas en ruedas de ferrocarril sometidas a cargas termomecánicas.

Abstract.- In this paper, Linear Elastic Fracture Mechanics methods are applied to solve the problem of three-dimensional crack growth under complex stress fields producing mixed-mode loading. The use of well founded results in the fields of Elasticity and L.E.F.M. to approach very complicated problems is described. The application of these techniques to the problem of crack propagation in railroad wheels subjected to thermomechanical loading is discussed.

1. INTRODUCCION

Hace seis años se presentó, en este mismo foro [1], la estimación de vida de ruedas de ferrocarril agrietadas térmicamente. El modelo incorporaba los efectos de fatiga provocados por el contacto rueda carril. Estas cargas eran normales a la superficie de la rueda y producían cortaduras pequeñas sobre los planos radiales, por tanto, su colaboración a modos mixtos de fallo era muy pequeña y se estudiaba el modo I exclusivamente.

En el caso de ruedas motrices, existe una fuerte componente tangencial (36%) que produce modos mixtos de fatiga. Como caso más desfavorable puede suponerse el caso de una rueda de locomotora tirando de un tren a lo largo de un puerto.

2. ANALISIS DE TENSIONES

2.1 Tensiones residuales

Un programa independiente de Elementos Finitos (CEPA), para el análisis elastoplástico de sólidos con simetría de revolución, calcula las tensiones residuales originadas durante el frenado. Este programa ya ha sido descrito en detalle en [2-4].

2.2 Tensiones alternantes

Las cargas cíclicas las proporciona el contacto rueda carril. La elipse de contacto entre la rueda y el rail se calcula de acuerdo con Hertz [5,6] y es función de los radios de la rueda, de la cabeza del rail y de la carga aplicada. El contacto se supondrá elástico.

Los campos de tensiones en el interior de la rueda se calculan discretizando el elipsoide de tensiones que actua sobre la elipse de contacto como cargas puntuales (Fig. 1) y se resuelve de acuerdo con Boussinesq [6] para las componentes normales al contacto y se incorpora la formulación de Cerruti [6] para las componentes tangenciales. En ambos casos, se calcula como sólido semi-infinito.

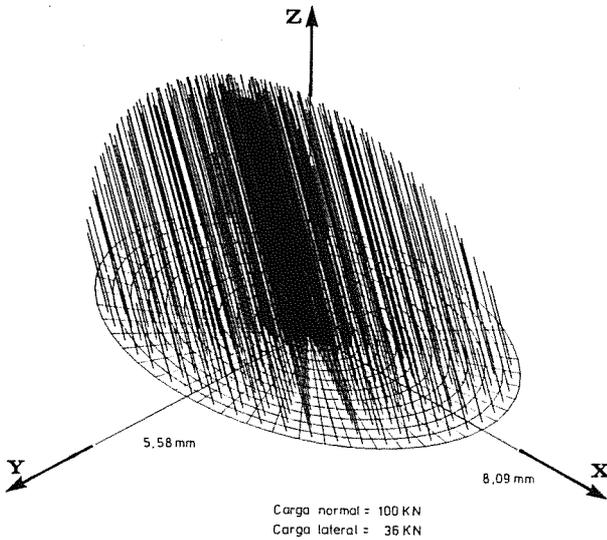


Fig. 1 Discretización del elipsoide de contacto.

Son particularmente importantes las tensiones sobre los planos en que se situa la grieta (radiales): σ_{xx} , σ_{xy} y σ_{xz} que producen modos I, II y III. En el caso de compresiones sobre el plano radial ($\sigma_{xx} < 0$), parte de las cortaduras se transmiten por rozamiento entre las superficies de la grieta; deberemos emplear:

$$\begin{aligned} \sigma_{xy} \text{ no transmitida} &= \sigma_{xy} \text{ cuando } \sigma_{xx} > 0 \\ \sigma_{xy} \text{ no transmitida} &= \sigma_{xy} - \rho \cdot |\sigma_{xx}| \text{ cuando } \\ &\rho \cdot |\sigma_{xx}| < |\sigma_{xy}|, \sigma_{xx} < 0 \\ \sigma_{xy} \text{ no transmitida} &= 0 \text{ cuando } \\ &\rho \cdot |\sigma_{xy}| > |\sigma_{xx}|, \sigma_{xx} < 0 \end{aligned}$$

e igualmente para σ_{xz} no transmitida. En particular, interesa conocer las máximas para toda posición del contacto respecto a la posición de la grieta. Véanse las Figs. 2,3 y 4.

ρ representa el coeficiente de rozamiento entre las dos superficies de la grieta. En acero sin contaminar, se han medido valores de 0.6-0.7. Además se espera que a través del dentado que suponen las estriaciones de fatiga también se transmita parte de la cortadura (aún con $\sigma_{xx}=0$). Considerado todo lo anterior, se ha tomado este coeficiente algo más alto: $\rho=1$.

Se ha supuesto que las cargas compresivas cierran la grieta y las tractivas la abren. Esto es cierto en el caso de tensiones uniformes pero no con campos tractivos y compresivos. Calcular qué partes de la grieta se abren o cierran complica extraordinariamente el problema.

3. CAMPOS DE TENSIONES

El esquema de la Fig. 5 resulta útil a la hora de tratar modos mixtos. Para un punto concreto del frente, se representa en el eje de ordenadas la tensión normal al plano de la grieta y en abscisas la cortadura sobre el plano o bien K_I en ordenadas y $K_{II}+K_{III}$ en abscisas.

Si se representara la K equivalente en un eje normal al papel, resultaría ser un cono (algo deformado) en cualquier criterio elegido para el cálculo de la K equivalente. En nuestro caso, este criterio será el de Sih [7].

3.1 Propagación inestable

Supuesto un sólido cualquiera sometido a un campo estacionario de tensiones (residuales) y superpuesto otro alternante, para decidir cuándo se producirá una propagación inestable tendremos que emplear aquel campo que produzca los máximos factores de intensidad de tensiones (equivalentes si tenemos modos mixtos)(K).

A lo largo del frente de la grieta(s) tendremos:

$$K(s) = K \text{ estático}(s) \pm K \text{ alternante}(s)$$

y nos quedaremos con el máximo. Poco importa que ese máximo se alcance en diferentes momentos para diferentes puntos del frente; a lo largo del ciclo, todos los puntos del frente experimentarán estos K (equivalentes) máximos y somos conservativos suponiendo la simultaneidad de los máximos. Sobre el diagrama de la Fig. 5, seleccionaremos, para cada punto del frente, aquel instante en el que el punto queda más alejado del origen de coordenadas.

3.2 Dirección de propagación

La dirección de propagación es función de la terna K_I , K_{II} y K_{III} . Parece razonable que la dirección la defina el instante en el que esta terna proporciona un valor máximo de K equivalente. En consecuencia, sobre el esquema de la Fig.5, el punto más alejado del origen decidirá también el ángulo de propagación.

Como resulta evidente, el ángulo dependerá del punto del frente y en consecuencia la grieta se albeará convirtiéndose en intratable; pero podemos anotar los ángulos en los extremos de los ejes de la elipse (que se emplea para modelizar la grieta) que nos indicarán cuál es la tendencia de la grieta a salirse fuera del plano.

3.3 Propagación estable

Quando tengamos que estudiar la propagación estable por fatiga, encontraremos un diferente comportamiento de los diferentes modos: El modo I nunca puede ser negativo pues la grieta se cierra, desapareciendo la singularidad. Pero no así con los modos II y III en los que con frecuencia nos encontraremos +/-K_{II}, +/-K_{III}.

Sobre el esquema de la Fig. 5, cuando la tensión normal es negativa, K_I no puede seguir a la tensión en el semiplano inferior y queda sobre el eje de abscisas (K_I=0). Al producirse el contacto entre las superficies de la grieta, empiezan a transmitirse cortaduras y tampoco K_{II} y K_{III} podrán seguir en su totalidad a las trayectorias de las cortaduras.

Para estimar el crecimiento de la grieta emplearemos una ecuación de Paris para cada punto del frente y supondremos el crecimiento normal al frente en cada punto. Emplearemos

$$\frac{da(s)}{dN} = C_0 (\Delta K_{eq})^m$$

en donde: $\Delta K_{eq} = K_{eq}(\Delta K_I, \Delta K_{II}, \Delta K_{III})$

Esta formulación tiene la ventaja de que con la sola existencia del modo I, se reduce a la tradicional en la que no se tienen en cuenta las relaciones de cargas menores de cero. Para modos II y III puros se emplea el rango completo, suponiendo equivalentes los rangos -K_{II}/K_{II} y 0/2 K_{II}, apoyándonos en una similar energía disipada por ciclo.

4. CALCULO DE LOS FACTORES DE INTENSIDAD DE TENSIONES

Los factores de intensidad de tensiones se calculan en base al principio de superposición en régimen elástico, eliminando las cargas no transmitidas a través de la grieta, mediante la aplicación de otras iguales y contrarias sobre sus superficies.

Se calculan siempre sobre elipses, única formulación tridimensional disponible, y se emplean las fórmulas de Shah y Kobayashi [8] para el modo I y se incorporan las de Smith y Sorensen [9,10] para los modos II y III.

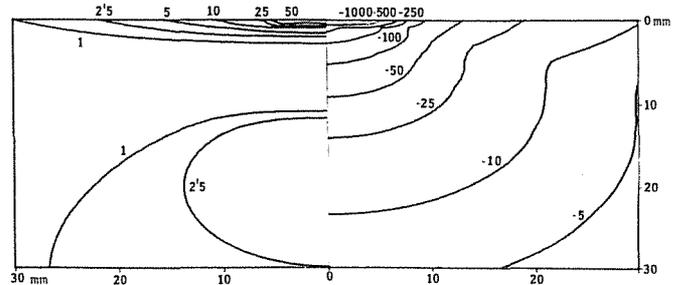


Fig. 2 Máximas y mínimas tensiones normales σ_{xx} .

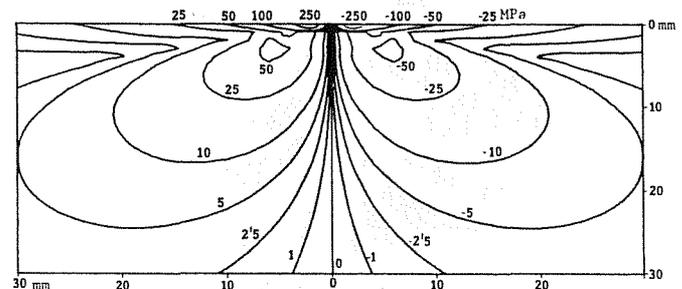


Fig. 3 Máximas y mínimas cortaduras σ_{xy} .

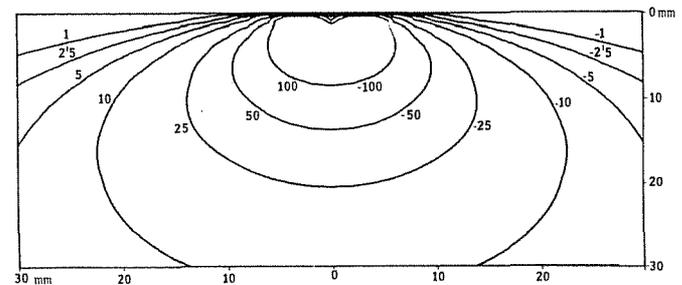


Fig. 4 Máximas y mínimas cortaduras σ_{xz} .

Ambas formulaciones trabajan sobre desarrollos polinómicos de las tensiones no transmitidas. En nuestro caso estos ajustes -por mínimos cuadrados- se limitarán a un polinomio completo de segundo orden en x e y.

En principio, ambas formulaciones se aplican a grietas elípticas en un sólido infinito. Cuando se dispone de fórmulas que incorporan los efectos de las superficies libres (Newman-Raju para la tensión uniforme y lineal en el modo I [11]) estas últimas sustituirán a las calculadas para elipses en sólido infinito. En los demás casos, estos coeficientes se estiman comparando ambos casos.

5. REMODELACION DE LA GRIETA

A medida que los puntos situados sobre el frente de la grieta avanzan, se vuelven a ajustar nuevas elipses como se detalla en [1,4]. También allí se describen los métodos de acotación.

Como es evidente, al sacar la grieta del plano radial cambian K_I , K_{II} y K_{III} , pero su cálculo resulta poco menos que inabordable. Para la continuación de los cálculos el tratamiento mantiene la grieta sobre el plano inicial de propagación proyectando el nuevo frente sobre dicho plano. Mientras los ángulos de propagación no sean muy exagerados se espera que estime razonablemente la tendencia al alabeo de la grieta.

6. APLICACION A UNA RUEDA DE FERROCARRIL

En el caso particular que nos ocupa, el campo residual de tensiones debido al frenado tiene simetría de revolución y sólo produce tensiones que colaboran al modo I. Las tensiones residuales de cortadura que contribuirían a los modos II y III son nulas.

El campo alternado está originado por el contacto contra el rail. El modo I es básicamente compresivo y los modos II y III alternan de signo al pasar de un lado al otro del contacto. La Fig. 5 representa esquemáticamente este ciclo.

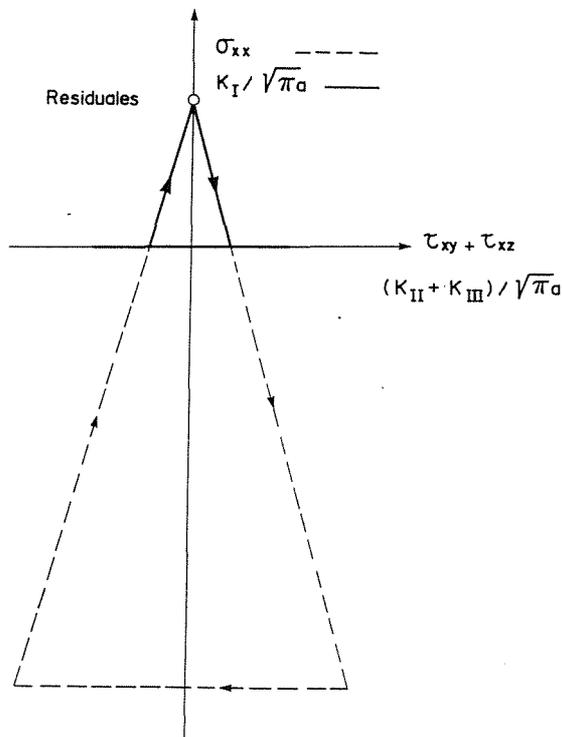


Fig. 5 Trayectorias de tensiones y de factores de intensidad de tensiones.

Observando las tensiones, la grieta se encuentra la mayor parte del ciclo sobre el vértice superior y, cuando se aproxima al contacto, recorre rápidamente los tres lados del triángulo.

En términos de factores de intensidad de tensiones, la grieta se encuentra cargada al modo I la mayor parte del ciclo y luego recorre el resto del "sombbrero" muy deprisa. Los modos II y III se ven reducidos en magnitud por el efecto de las compresiones sobre el plano generadas por el contacto.

7. CONCLUSIONES

Por el aspecto de la trayectoria pueden extraerse algunas consecuencias: Las situaciones extremas para K equivalente se producirán o en el vértice superior o en los extremos de la base. Como, por hipótesis, este punto decide el ángulo de propagación, cuando sea el vértice superior el de K equivalente máximo sólo existe K_I y la grieta se propagará a 0° (manteniéndose sobre el plano radial), cuando el máximo K equivalente se sitúe sobre uno de los extremos de la base K_I es nulo y sólo tendremos K_{II} y K_{III} . K_{III} no tiene preferencia angular y K_{II} decide el ángulo de propagación: 82° , transformando la grieta en circunferencial.

Cuándo ocurra o no el cambio depende básicamente de la situación del vértice superior. Si las tensiones residuales son muy fuertes la grieta crecerá mucho sobre el plano radial. Si no es así, la grieta se transforma en circunferencial.

La incorporación de modos mixtos al cálculo, aún en el caso de rodadura pura, acelera considerablemente el crecimiento de la grieta.

El modelo explica razonablemente las diferentes zonas de fractura observadas en la realidad.

8. REFERENCIAS

[1] Martín Meizoso, A., Gómez Jiménez, J., Rodríguez Ibabe, J.M. y Gil Sevillano, J. (1984), "Predicción de vida de ruedas de tren sometidas a cargas termomecánicas". Anales de Mecánica de la Fractura.

[2] Egaña, J.M., Giménez, J.G. (1984), "Analysis by the Finite Element Method of Thermoplastic Problems in Axisymmetrical Solids" 2nd. Int. Conf. in Numerical Methods for Non-Linear Problems.

-
- [3] Egaña, J.M., Giménez, J.G. (1981), "Estudio Elastoplástico de sólidos de Revolución Sometidos a Cargas Térmicas". 4º Congreso Nacional sobre la Teoría de Mecanismos y Máquinas.
- [4] Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. (1988), "Life Prediction of Thermally Cracked Railway Wheels: Growth Estimation of Cracks with Arbitrary Shape". Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 9.
- [5] Timoshenko, S., Goodier, J.N. (1951), "Theory of Elasticity". McGraw-Hill, Nueva York.
- [6] Saada, A.S. (1974), "Elasticity. Theory and Applications". Pergamon, Nueva York.
- [7] Sih, G.C. (1981), "Prediction of Crack Growth under Mixed Mode Conditions", Mixed Mode Crack Propagation, Edts. G.C. Sih, P.S. Theocaris, Sijthoff and Noordhoff.
- [8] Shah, R.C., Kobayashi, A.S. (1971), "Stress Intensity Factor for an Elliptical Crack Under Arbitrary Normal Loading". Eng. Fract. Mech., 3.
- [9] Smith, F.W., Sorensen, D.R. (1974), "The Elliptical Crack Subjected to Non-uniform Shear Loading". J. Appl. Mech. (Trans. ASME).
- [10] Smith, F.W., Sorensen, D.R. (1974) "Mixed Mode Stress Intensity Factors for Semielliptical Surface Cracks". NASA, CR-134684.
- [11] Newman, J.C., Raju, I.S. (1981), "An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for the Surface Crack". Eng. Fract. Mech., 15.

APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA EN EL ENSAYO A FATIGA DE UNA ESTRUCTURA DE CAJA FERROVIARIA CONSTRUIDA EN ALEACIONES LIGERAS

Giménez J.G.⁺, Gutiérrez Y.⁺, Figuerido L.A.⁺

⁺ Construcciones y Auxiliar de Ferrocarriles S.A., BEASAIN

^{*} Centro de Investigaciones y Estudios Técnicos de Guipuzcoa, Ibaeta, 20009 - SAN SEBASTIAN

Resumen.- Se presenta una metodología para el ensayo a fatiga resonante de una estructura de coche ferroviario. La determinación de las sollicitaciones de ensayo y su duración se basa en la aplicación de la ecuación de Paris y de técnicas "rainflow" de recuento de ciclos. El rango de sollicitaciones umbral de propagación de grieta resulta dependiente de su tamaño inicial. Se incluye una discusión sobre las limitaciones del ensayo, que en general resultará más severo que el servicio real. Se incluye también una descripción de la instrumentación utilizada, de las condiciones de ensayo y de los resultados obtenidos en el mismo.

Abstract.- This paper presents a method for fatigue testing of body structures of railway coaches. Paris equation and rainflow counting techniques have been applied in order to determine both, test load range and number of cycles. The load threshold for crack growing results dependent of the assumed initial crack size. A discussion about the test limitations is included, being usually the test more severe than the real operation. Test conditions, instrumentation, and results are also described below.

1. INTRODUCCION

Las cajas ferroviarias y los equipos instalados en ellas descansan sobre dos etapas de suspensión que reducen de forma muy notable el nivel de sollicitaciones dinámicas aplicado a las mismas. Como consecuencia de ello y del sobredimensionamiento tradicional de las estructuras de caja ante cargas dinámicas, derivada de la necesidad de soportar otros tipos de sollicitaciones, no fué necesario en el pasado fijar criterios ni realizar ensayos de fatiga de las mismas.

Sin embargo, la necesidad de aligeramiento de los vehículos, como medio de reducción de costos de energía de explotación en trenes de cercanías, o para reducir las cargas sobre la vía en los vehículos de alta velocidad, ha requerido el desarrollo de diseños estructurales de caja en los que las tensiones de trabajo de sus miembros estructurales quedan próximas a sus valores límite, y en los que la utilización de nuevos materiales es cada vez más frecuente.

A pesar de que en estos diseños se están utilizando métodos de cálculo avanzado [1] que permiten un mejor conocimiento de las tensiones de trabajo del material, la utilización de materiales más sensibles a la propagación de grietas por fatiga (aleaciones ligeras frente a aceros al carbono utilizados tradicionalmente) y el aumento general del nivel de tensiones de trabajo asociado a un mejor aprovechamiento del material, hacen que los riesgos asociados a un defecto de proyecto, fabricación o del material sean mucho mayores. Como consecuencia, si bien hasta ahora no se había considerado necesaria la realización de ensayos de fatiga en las cajas, en la actualidad, cuando se emplean en su fabricación aleaciones ligeras, resulta aconsejable su realización, al menos en un prototipo de la serie.

2. CONSIDERACIONES PRELIMINARES

El ensayo a fatiga de una estructura de caja ferroviaria presenta problemas de diferentes tipos que han limitado de

forma importante su realización:

- El peso y tamaño de las estructuras exigen instalaciones de gran capacidad, muy poco frecuentes y de elevado coste de utilización.

- El rango de frecuencia de las solicitudes dinámicas alcanza las primeras frecuencias naturales estructurales, por lo que las cargas aplicadas deben coincidir con las reales, no sólo en magnitud sino también en frecuencia.

- La mayoría de las veces no se dispone de datos suficientes sobre las solicitudes reales que se producen en servicio, y tampoco es posible obtenerlos.

Existe muy poca experiencia en la realización de esta clase de ensayos.

Hasta la fecha los autores tienen conocimiento de la realización de dos tipos de ensayo a fatiga de cajas, aunque no han dispuesto de la metodología que ha permitido su realización:

- Ensayo a fatiga resonante [2] en el que se sintoniza el primer modo de flexión vertical de la caja, controlando su amplitud de vibración en base a la tensión producida en un punto considerado "a priori" como crítico.

- Ensayo en el que se excita dinámicamente la estructura presumiblemente a frecuencias inferiores a las de resonancia estructural. La sociedad A.I.B. ha ensayado de esta forma [3] varias estructuras de caja.

La ventaja del primer método consiste fundamentalmente en la sencillez de la instalación necesaria. Sus limitaciones provienen, por el contrario, de la utilización de un único modo de vibración, el cual no es totalmente representativo de la distribución de tensiones que sufren en servicio cada uno de los puntos de la estructura.

El segundo tipo de ensayo requiere una instalación algo más potente, pero si se realiza a baja frecuencia, tampoco se garantiza una correlación total entre la distribución de tensiones en ensayo y en servicio. Por otra parte, la aplicación exclusiva de solicitudes verticales reduce adicionalmente la representatividad del ensayo.

En el establecimiento de la metodología a seguir para el ensayo de una caja de coche ferroviario se han tenido en cuenta las limitaciones de los métodos utilizados previamente. En el caso que nos ocupa ha sido necesario considerar una limitación adicional: no existe ninguna estructura similar en servicio, por lo que no ha sido posible medir tensiones en condiciones reales de explotación.

La utilización de la teoría de propagación de grietas, derivada de la Mecánica Lineal de la Fractura, se adapta de forma adecuada al estudio de fatiga de estas estructuras. Por el tipo de construcción y por su tamaño, no puede excluirse la posible existencia inicial de defectos asimilables a grietas en diversas zonas de la estructura, por lo que su vida a fatiga estará dominada fundamentalmente por la fase de propagación más que por la de iniciación de grietas.

Para aplicar la Teoría de Propagación de Grietas debe considerarse que en estas estructuras habitualmente no se aplica ningún tipo de tratamiento de reducción de tensiones residuales inducidas por soldadura, por lo que en su etapa inicial la propagación se producirá en un campo de tensiones medias de tracción muy elevadas, próximas al límite elástico [4].

3. METODO DE DETERMINACION DE LAS SOLICITACIONES DE ENSAYO

A la hora de definir las condiciones del ensayo la dificultad principal se encontraba en la definición de criterios relativos al establecimiento de las solicitudes a aplicar, tanto en lo referente al tipo de dichas solicitudes como a su magnitud y duración.

La cuestión relativa al tipo de solicitudes que se aplicarían se resolvió estructurando el ensayo en dos fases:

- Fase 1: solicitud bajo carga vertical.
- Fase 2: solicitud bajo cargas vertical, lateral y de torsión.

La magnitud y duración de las solicitudes a aplicar debían cumplir fundamentalmente el requisito de ser representativas de las solicitudes de servicio. Su establecimiento debía basarse por tanto en datos experimentales, por lo que la metodología a seguir debería tener en cuenta, además de la base teórica aplicable, el tipo de datos de los que se podría disponer.

Teniendo en cuenta estas reflexiones, se desarrolló la metodología que se expone a continuación y que se particularizó para cada tipo de solicitud a aplicar.

El criterio seguido para el establecimiento de las solicitudes de ensayo fué conseguir igual crecimiento de grieta en el ensayo y en servicio, en el caso de que la vida de la estructura coincidiera exactamente con la exigida.

Se tomó como origen de partida la ecuación de Paris, que expresa la velocidad de propagación de una grieta en función del factor de intensidad de tensión y de ciertas constantes características del material.

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad (1)$$

a: semilongitud (longitud) de la grieta.
 N: nº de ciclos de tensión.
 C, m: constantes características del material.
 $\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$ F: rango del factor de intensidad de tensión.
 $\Delta \sigma$: rango de tensión nominal a que está sometida la grieta.
 F: Factor de corrección.

Esta ecuación es aplicable para valores del rango del factor de intensidad de tensión superiores a un valor umbral ΔK_{th} .

La aplicación de la ecuación de Paris presentó los siguientes problemas:

a) No se disponía de una estructura igual a la del ensayo, que estuviese prestando servicio, por lo que las medidas experimentales que se podrían realizar no eran tensiones, sino otros parámetros que habría que elegir de forma que fueran representativos de las sollicitaciones dinámicas a evaluar.

b) Las señales medidas experimentalmente serían señales aleatorias en las que habría que identificar ciclos completos.

c) Debía determinarse el valor umbral de la sollicitación ΔS_{th} , equivalente al valor umbral ΔK_{th} , por debajo del cual se podría considerar que la grieta no propaga.

Estos problemas se resolvieron del siguiente modo:

a) Se han considerado parámetros que, no siendo tensiones en puntos de la estructura pueden considerarse proporcionales a ellas (aceleraciones y fuerzas):

$$\Delta \sigma = \tau \Delta S \quad (2)$$

$\Delta \sigma$: rango de tensión.
 ΔS : rango del parámetro representativo de la sollicitación.
 τ : contante de proporcionalidad.

b) Se ha utilizado el método "rainflow" [5] para efectuar el recuento de ciclos de sollicitación y transformar la señal aleatoria medida, en un conjunto equivalente de sollicitaciones sinusoidales definidas por pares de valores:

$$\begin{matrix} \Delta S_1 & N_1 \\ \Delta S_2 & N_2 \\ : & : \\ : & : \\ \Delta S_n & N_n \end{matrix} \quad (3)$$

ΔS_i : rango del parámetro medido.
 N_i : número de ciclos del rango ΔS_i

La estructura a ensayar ha sido concebida para prestar servicio en la línea ferroviaria San Sebastián - Hendaya. Las sollicitaciones dinámicas a las que estará

sometida en servicio serán M veces las correspondientes a un recorrido completo (ida y vuelta), siendo M el número total de recorridos que se ha previsto va a realizar el vehículo durante su vida.

En el desarrollo de la presente ponencia se considerará que los pares de valores (3) representan las sollicitaciones de un único recorrido.

c) Para determinar el valor umbral del parámetro de medida, equivalente al valor umbral del factor de intensidad de tensión, se ha seguido el siguiente razonamiento:

La integración de la ecuación de Paris, bajo la hipótesis de que el factor de corrección F no varía al crecer la grieta y suponiendo que las sollicitaciones son repetitivas entre diferentes recorridos de un mismo trayecto, conduce a la expresión:

$$\frac{2[1 - (a_0/a_f)^{m/2-1}]}{(m-2)C\pi^{m/2}F^m a_0^{m/2-1} M \Sigma [N_i(\Delta \sigma_i)^m]} = 1 \quad (4)$$

suponiendo que el tamaño inicial de grieta es mucho menor que el tamaño final ($a_0 \ll a_f$) y sustituyendo la expresión (2) que relaciona tensiones y sollicitaciones, se obtiene una expresión del coeficiente τ , necesario para que el material rompa al final de la vida de servicio prevista (M recorridos).

$$\tau^m = 2 / \{ (m-2)C\pi^{m/2}F^m a_0^{m/2-1} M \Sigma [N_i(\Delta S_i)^m] \} \quad (5)$$

En esta expresión el sumatorio debe extenderse a todos los rangos de sollicitaciones que den lugar a factores de intensidad de tensión superiores al umbral de propagación de grietas. Supuesto un tamaño inicial de grieta a_0 , puede calcularse el umbral de sollicitación ΔS_{th} por debajo del cual no propaga la grieta, según la fórmula

$$\Delta S_{th} = \Delta K_{th} / (\tau F \sqrt{\pi a_0}) \quad (6)$$

Fijado un tamaño inicial de grieta a_0 , las expresiones (5) y (6) constituyen un sistema no lineal de dos ecuaciones con dos incógnitas τ y ΔS_{th} . Su resolución permite determinar el valor umbral de sollicitaciones ΔS_{th} .

Las sollicitaciones equivalentes de ensayo serán las que den un crecimiento de grieta igual al de las sollicitaciones en servicio. Para un material y geometría dados el crecimiento de la grieta debido a la aplicación de N_i ciclos de sollicitación de rango ΔS_i depende del producto $[N_i(\Delta S_i)^m]$. Igualando el término correspondiente a cargas y ciclos de ensayo con el asociado a las cargas de servicio se obtuvo la siguiente expresión:

$$N_{eq}(\Delta S_{eq})^m = M \Sigma_{i=k}^n [N_i(\Delta S_i)^m] \quad (7)$$

(siendo k , tal que $\Delta S_k > \Delta S_{th}$)

que relaciona la duración N_{eq} y rango de sollicitación ΔS_{eq} de ensayo. En la expresión (7) el número de términos a incluir en el sumatorio depende del valor ΔS_{th} que a su vez depende del tamaño inicial de grieta supuesto.

La determinación de rangos equivalentes de sollicitaciones se ha efectuado bajo la hipótesis de que la vida de la estructura es exactamente la de servicio previsto (M recorridos). Si la vida real es mayor, de (5) τ resultaría más pequeño, y de (6) ΔS_{th} sería mayor, por lo que el rango de sollicitaciones equivalentes que debería aplicarse sería menor que el calculado; de esta forma el ensayo resulta más severo que el servicio real, sin embargo la estructura tampoco romperá durante el ensayo. Siguiendo un razonamiento análogo, si por el contrario la estructura falla en servicio antes de llegar a M recorridos, el rango de sollicitaciones calculado resulta inferior al realmente equivalente y el ensayo será menos severo que el servicio real. A pesar de ello, la estructura también fallará en el ensayo.

Como consecuencia, siguiendo el criterio expuesto, si la estructura falla en servicio también fallará en el ensayo, y si no se produce el fallo en servicio, tampoco deberá fallar en el ensayo.

En la figura 1 se ha representado la variación del rango de aceleraciones verticales equivalentes y del valor umbral de propagación de grietas en función de su tamaño inicial. Puede observarse que el valor umbral de propagación disminuye conforme aumenta el tamaño inicial de grieta considerado. Como consecuencia de la disminución del valor umbral, crece el rango de sollicitaciones equivalente, ya que en el sumatorio de (7) son más rangos de sollicitación los que colaboran a la propagación de la grieta.

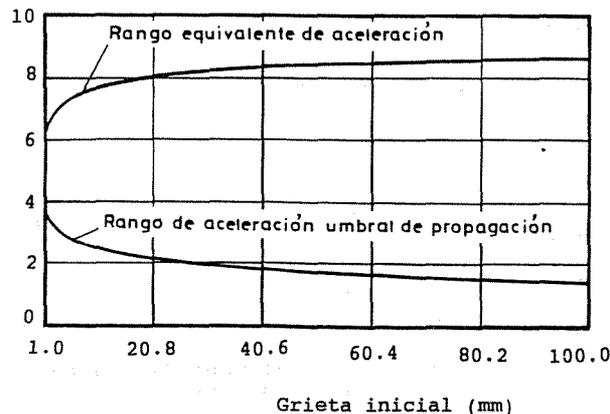


Figura 1. Variación del rango equivalente de aceleración vertical y del umbral de propagación de grietas en función del tamaño inicial de grieta.

La determinación de las condiciones de

ensayo bajo la hipótesis de existencia de grietas iniciales de gran tamaño resulta conservadora y lo hace más severo.

4. ENSAYOS Y CALCULOS PREVIOS.

Para poder establecer las condiciones del ensayo a fatiga eran necesarios ciertos datos de partida, que han sido obtenidos a partir de ensayos previos. En este apartado se describen los ensayos realizados y sus resultados.

4.1. Medida de las tensiones estáticas.

Se midieron las tensiones originadas en la estructura al someterla a las hipótesis de carga habituales en la estructura de caja de un vehículo ferroviario (carga vertical, compresión entre topes, compresión diagonal,...).

Los resultados de este ensayo pusieron de manifiesto que las zonas más sollicitadas eran las que ya se habían detectado en un cálculo previo, por el Método de Elementos Finitos.

De todas las hipótesis de carga consideradas, ha sido la de carga vertical la que ha proporcionado los datos necesarios para el ensayo a fatiga.

TABLA 1. Comparación entre tensiones estáticas y dinámicas

Punto	(1) MPa	(2) MPa	(3)	(4)
47	23,7	20,5	27,5	1,34
48	21,6	18,7	24,0	1,28
180	-22,3	19,3	7,9	0,41
181	-41,0	35,5	32,8	0,92
182	-12,9	11,2	30,1	2,69
183	23,0	19,9	34,9	1,76
184	-41,0	35,5	33,0	0,93
185	42,4	36,7	36,7	1,00
186	-39,5	34,2	29,5	0,86
187	-38,1	33,0	28,7	0,87
194	-15,8	13,7	24,0	1,75
195	29,5	25,5	36,2	1,42
196	38,1	33,0	36,8	1,11
197	-37,4	32,4	-	-
198	-24,4	21,1	30,4	1,44
199	16,5	14,3	19,0	1,33

- (1) Tensiones estáticas medidas bajo una carga vertical de 194.040 N.
- (2) Rango de tensiones dinámicas a conseguir durante la primera fase del ensayo ($\Delta\sigma_{(2)} = |\sigma_{(1)}| \cdot (\Delta A_{veq}/g)$)
- (3) Rangos de tensiones dinámicas medido al excitar la estructura según el primer modo de flexión, con un nivel de sollicitación que permite alcanzar en el punto más sollicitado (185) el valor que se quiere reproducir.
- (4) Relación entre los rangos de tensión medidos y los deseados en cada punto.

En la tabla 1 se recogen los valores de las tensiones medidas bajo una carga vertical estática de 194.040 N en los puntos en los que se han medido las mayores tensiones en esta hipótesis. Esta carga de 194.040 N es la suma del peso de la caja junto con todos los equipos en ella instalados y la carga máxima de viajeros prevista para su servicio. También se recogen en la tabla 1 otros valores que se comentarán más adelante.

En la figura 2 se representa esquemáticamente la situación de los puntos referidos en la tabla 1.

4.2. Medida de rigidez torsional.

Se realizó una medida de rigidez torsional de la estructura ensayada (K_t), obteniéndose un valor, expresado como relación Fuerza/desplazamiento por apoyo de caja

$$K_t = 7.795 \cdot 10^3 \text{ N/m}$$

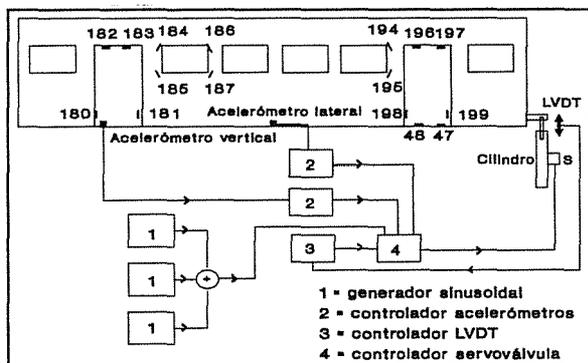


Figura.2. Situación de los puntos más solicitados e instrumentación del ensayo.

4.3. Medidas en vía

Para evaluar las solicitaciones dinámicas a que estará sometida la estructura durante su servicio, se ha efectuado una prueba de circulación en vía en la línea San Sebastián - Hendaya con un vehículo dinámicamente similar al de ensayo, aunque con la caja fabricada en acero al carbono.

En la tabla 2 se indican los parámetros medidos para evaluar cada uno de los tipos de solicitación considerados en el ensayo.

TABLA 2. Parámetros medidos durante la prueba de circulación en vía

Solicitación	Parámetro(s) de medida
Vertical	Acel. vert.sobre pivote
Lateral	Acel. lat. sobre pivote
Torsión	Fuerzas vert.suspensión

4.4. Análisis modal

Para determinar las frecuencias naturales de los modos de vibración que se querían excitar se realizó un ensayo de análisis modal de la estructura.

En la tabla 3 se recogen los resultados obtenidos.

TABLA 3. Frecuencias naturales asociadas a los modos de vibración excitados en el ensayo a fatiga.

Modo de vibración	Frecuencia (Hz)
Modo 1 de flexión vertical	6.2
Modo 1 de flexión lateral	8.5
Modo 1 de torsión	17.8

5. DEFINICION DE LAS SOLICITACIONES DE ENSAYO

5.1. Datos característicos del material

Los valores característicos del material utilizado en la estructura se han obtenido por ajuste de la ecuación de Paris a los resultados experimentales proporcionados en la referencia [6], obtenidos con mayor relación de tensiones.

Los valores resultantes fueron

$$C = 1.4212 \cdot 10^{-10}$$

$$m = 3.4499$$

$$\Delta K_{th} = 1$$

aplicables en la ecuación de Paris expresando las tensiones en MPa y el tamaño de grieta en metros.

5.2. Rango de solicitaciones equivalentes

Con los parámetros medidos durante las pruebas de circulación en vía se ha efectuado un recuento de ciclos según el método "rainflow". En la figura 3 se han representado los resultados correspondientes a la solicitación vertical. Para cada rango de tensiones, la figura proporciona el número de ciclos de solicitación medidos en un recorrido.

Estos resultados han sido los utilizados para determinar las solicitaciones equivalentes a considerar en el ensayo a fatiga.

El número de recorridos M que el vehículo realiza a lo largo de su vida se calculó mayorando en un 30% el número de viajes estimado. Esta estimación se realizó bajo criterios de elevada utilización de este tipo de material:

- 8 recorridos/día
- 333 días de servicio/año
- 30 años de vida

Aplicando estos criterios se obtiene un número total de recorridos

$$M = 104.000 \text{ recorridos}$$

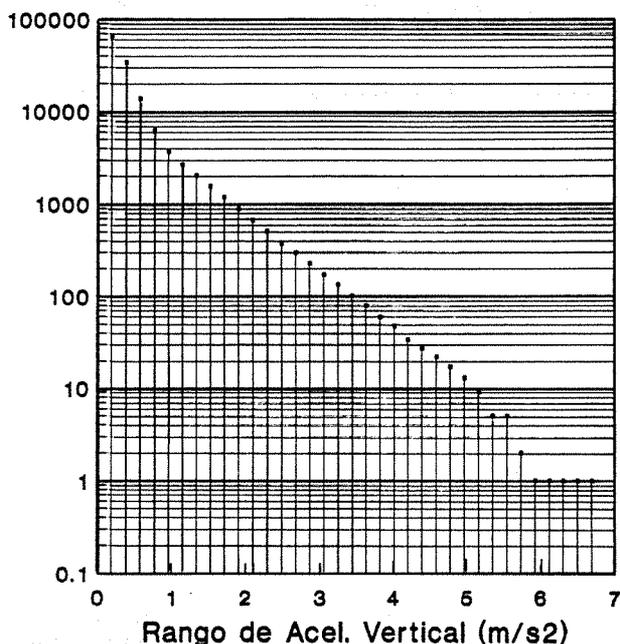


Figura 3. Resultado del recuento de ciclos de aceleración vertical.

5.2.1 Primera fase del ensayo.

La primera fase del ensayo fué de aplicación de sólo carga vertical.

El parámetro medido experimentalmente para evaluar la sollicitación vertical ha sido la aceleración vertical (A_v) en caja, sobre uno de los pivotes.

Fijada la duración de esta fase en dos millones de ciclos y estimado un tamaño inicial de grieta $a_0 = 0.05$ m, muy superior al máximo previsible en la estructura, a partir de las ecuaciones (5), (6) y (7) se calculó el rango de aceleraciones equivalentes, resultando $\Delta A_{veq} = 8,5$ m/s².

Este valor equivalente de aceleración se tradujo en un valor equivalente de tensión. Denominando σ_v la tensión estática en un punto, en condiciones de carga máxima, el rango de tensiones $\Delta \sigma_{veq}$ debido a ΔA_{veq} , bajo la hipótesis de que las frecuencias asociadas a las sollicitaciones son bajas, se aproximó por:

$$\Delta \sigma_{veq} = \Delta A_{veq} \sigma_v / g \quad (8)$$

g: aceleración de la gravedad.

Las tensiones de ensayo calculadas según (8), las dinámicas según el modo de flexión vertical y el cociente entre ambas se incluyen en la tabla 1.

De los resultados incluidos en esta tabla se deduce que, como cabía esperar, la correlación entre tensiones estáticas y dinámicas no es elevada. Sin embargo, el punto de máxima tensión coincide aproximadamente en ambas, y en general en los puntos más sollicitados la relación tensiones dinámicas/tensiones estáticas es del orden de 1 o superior.

5.2.2 Segunda fase del ensayo.

En la segunda fase se aplicaron conjuntamente los tres tipos de sollicitación más importantes en esta estructura: vertical, lateral y torsión. Se han excitado para ello simultáneamente los tres modos representativos de estas cargas (modo de flexión vertical, modo de flexión lateral y modo de torsión).

El número de ciclos de carga vertical (N_{eqv}) a aplicar en esta fase se fijó en 2 millones, quedando definidos los números de ciclos de carga lateral (N_{eql}) y de torsión (N_{eqt}) por las relaciones de frecuencias respecto del modo vertical.

A partir del recuento de ciclos de las medidas experimentales y teniendo en cuenta el número de ciclos de ensayo, se han calculado los rangos de sollicitación equivalentes. Se ha considerado un valor umbral de propagación nulo, ya que al calcular los rangos equivalentes independientemente no es válido considerar un valor umbral en cada uno de los parámetros porque ello supondría considerar una adición de ΔK_{th} que no es cierta.

Esta condición de $\Delta K_{th} = 0$ es un criterio conservador, ya que los rangos de sollicitación equivalentes así obtenidos son superiores a los que se obtendrían considerando un valor $\Delta K_{th} \neq 0$. Los rangos de sollicitación resultantes han sido:

$$\begin{aligned} \Delta A_{veq} &= 9,14 \text{ m/s}^2 \\ \Delta A_{leq} &= 5,98 \text{ m/s}^2 \\ \Delta F_{teq} &= 1.797 \text{ N/apoyo suspensión} \end{aligned}$$

El control de cada una de las sollicitaciones se ha realizado mediante los siguientes parámetros de control:

- Flexión vertical: se ha elegido un punto de medida de tensiones, poco influido por la carga lateral.

- Flexión lateral: se ha utilizado la aceleración lateral en el centro de caja, excitándose la estructura con un nivel de sollicitación que diera en ese punto una aceleración de valor $\pm \frac{1}{2} \Delta A_{leq}$.

- Torsión: Conocido el rango equivalente de la fuerza de torsión (ΔF_{teq}) y a partir de la rigidez torsional de la estructura (K_t), se ha calculado la aceleración de torsión sobre los apoyos de la suspensión (ΔA_{teq}) por medio de la relación:

$$A_{teq} = (\Delta F_{eq}/K_t)(2\pi f_t)^2 = 2,88 \text{ m/s}^2$$

Se controla la sollicitación de torsión midiendo esta aceleración en los apoyos de la suspensión.

6. LIMITACIONES DE LA METODOLOGIA UTILIZADA

La principal limitación de la metodología de ensayo propuesta proviene de la diferente distribución de tensiones en el ensayo y en servicio. Debido al filtrado producido por la suspensión las sollicitaciones que llegan a la caja concentran principalmente su energía en frecuencias bajas próximas a las de los modos de vibración como sólido rígido y a las de los primeros modos estructurales. Como consecuencia, son los modos de vibración de frecuencia más baja los que colaboran de forma más importante a las tensiones inducidas en la estructura.

La utilización de un único modo de vibración para simular cada sollicitación conlleva el error asociado a la contribución del resto de los modos de vibración a la distribución de tensiones en servicio. El ajuste de la amplitud modal para conseguir un nivel de sollicitaciones global similar al producido en vía da lugar a tensiones superiores a las de servicio en ciertas zonas de la estructura, e inferiores en otras.

Otra fuente posible de imprecisión es la relacionada con la utilización de aceleraciones medidas en pivote para evaluar las sollicitaciones. Estas aceleraciones son el resultado de una combinación de movimientos inducidos, no sólo por las sollicitaciones de ensayo, sino también por otras no consideradas en el mismo. Sin embargo, el nivel de aceleraciones dinámicas en el pivote es superior a la media existente en la caja y en ese sentido tomar estos parámetros como referencia para definir las sollicitaciones dinámicas de ensayo también puede considerarse del lado de la seguridad.

Finalmente analizaremos las diferencias que cabe esperar entre el comportamiento en el ensayo y en la realidad, derivadas de la aplicación de una combinación de cargas sinusoidales en un caso y aleatorias en el otro. Para ello se ha efectuado una comparación de la fatiga acumulada en ambos casos, representada por el término $\sum N_i (\Delta\sigma_i)^m$, en función del valor relativo de tensiones inducidas en un mismo punto por distintas sollicitaciones.

En la figura 4 se ha representado la fatiga acumulada correspondiente a cargas vertical y lateral, combinadas sinusoidal y aleatoriamente. La tensión en el punto de cálculo considerado se ha obtenido mediante la fórmula

$$\sigma = C_V S_V + C_L S_L \quad (9)$$

siendo

S_V, S_L = Valor de las sollicitaciones vertical y lateral

C_V, C_L = Coeficientes que relacionan las sollicitaciones vertical y lateral con las tensiones en el punto considerado.

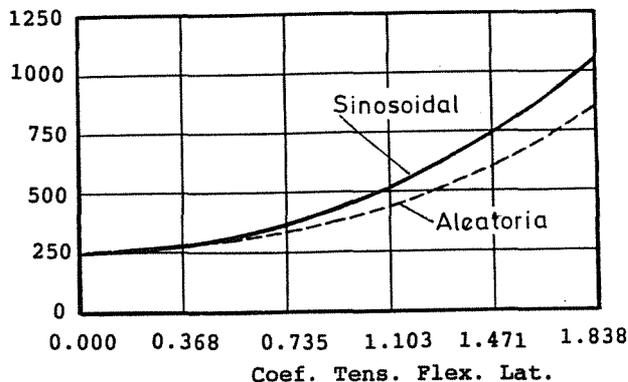


Figura 4. Comparación de fatiga acumulada bajo combinación de cargas sinusoidales y aleatorias (MPa.ciclo/10⁷), para sollicitaciones verticales y laterales.

El rango de variación del coeficiente C_L se ha elegido de forma que su valor máximo produce una fatiga similar a la producida por la sollicitación vertical.

El cálculo de la fatiga acumulada bajo combinación de cargas aleatorias se ha realizado bajo la hipótesis de que existe la misma probabilidad que se produzca simultáneamente un ciclo de cargas verticales con cualquiera de los ciclos laterales. Se ha supuesto que los rangos de tensión de ambos tipos de carga siempre se suman. Este hecho unido a la hipótesis de que se producen simultáneamente los ciclos de carga vertical y lateral hace que la estimación de fatiga acumulada bajo combinación de carga aleatoria pueda considerarse superior a la real. A pesar de ello, la figura 4 demuestra que la fatiga acumulada bajo combinación de cargas sinusoidales es en todos los casos superior a la producida bajo cargas aleatorias, lo que indica que, bajo este aspecto, el ensayo se ha realizado en condiciones más severas que las reales.

7. REALIZACION DEL ENSAYO. RESULTADOS

La metodología descrita en los apartados previos se ha aplicado al ensayo a fatiga de una estructura de caja ferroviaria, correspondiente al remolque intermedio de una unidad de cercanías.

La excitación de vibraciones se realizó a través de un actuador hidráulico que se conectó a uno de los extremos de la estructura. El actuador se montó en posición vertical durante la primera fase de ensayos y en posición inclinada en el resto, con el fin de excitar simultáneamente los tres modos de ensayo.

En la figura 2 se describe de forma esquemática la instrumentación utilizada.

Las fases 1 y 2 tuvieron una duración de dos millones de ciclos cada una. Además se realizó una tercera fase de incremento de cargas hasta rotura.

En las dos primeras fases de ensayo se realizaron revisiones periódicas cada 500.000 ciclos para la detección de grietas mediante la aplicación de líquidos penetrantes. En la tercera fase se incrementaron las cargas en un 10% cada 200.000 ciclos. Coincidiendo con la finalización de cada escalón de cargas se realizó una inspección de la estructura.

Al final del tercer escalón de la tercera fase de ensayos se detectó una grieta de 245 mm de longitud en la unión en que un soporte añadido a la estructura original, para conexión del actuador de ensayo, se fijaba a la misma. La grieta creció hacia la chapa de revestimiento, por lo que se decidió finalizar el ensayo sin que se produjesen roturas en elementos correspondientes a la estructura original.

8. CONCLUSIONES

- Se ha establecido una metodología que, aunque con limitaciones evidentes, permite ensayar a fatiga estructuras de caja ferroviarias.

- Aunque el hecho de que la estructura soporte el ensayo no permite garantizar la resistencia de todos sus puntos en servicio, el ensayo permite controlar de forma satisfactoria la mayoría de las uniones soldadas y de esta forma su calidad global de fabricación.

- La sintonización simultánea de varios modos de vibración supone un avance respecto de ensayos similares realizados con anterioridad, y mejora de forma notable la precisión del método.

- La metodología establecida para la determinación de los rangos de sollicitación equivalente es general y puede ser utilizada también en otras aplicaciones.

9. REFERENCIAS

- [1] Giménez J.G., Egaña J.M., "Aplicación de Métodos Numéricos al Cálculo de Estructuras Ferroviarias", Simposium Internacional del Transporte, Moscú, Junio, 1986
- [2] Sanz R., "Visita al Centro de Investigación de Alusuisse en Neuhausen, Suiza", Informe interno, C.A.F., 1986
- [3] Boutonnet J.C., "L'Aluminium dans la Construction du Materiel Ferroviaire", Revue Generale des Chemins de Fer, 99 année, avril 1980
- [4] Gurney T.R., "Fatigue of Welded Structures", Second Edition, Cambridge University Press, 1979
- [5] Fuchs H.O., Stephens R.I., "Metal Fatigue in Engineering", John Wiley and Sons, 1980
- [6] Lewis J.A., "Absolute and Relative Thresholds in Medium strength Steels and Aluminium Alloys", Fatigue 84, Vol 1, pp 265-274, Edit. EMAS, 1984

MEJORA DE LA FIABILIDAD EN LA FABRICACION DE REACTORES HIDROTREATING POR APLICACION DE LA MECANICA DE LA FRACTURA

Desulfuración, petroquímicas.

Román, M.,* Pintos, R. **

* Babcock&Wilcox Española S.A. Div. B. Equipo. Ap. 294, Bilbao.

** E.T.S.I.I. y de T. Alameda de Urquijo, s/n, 48013 Bilbao

Resumen.- En este trabajo se muestra un ejemplo de aplicación de los criterios de la Mecánica de la Fractura en el problema de la toma de decisiones relativas a los tratamientos térmicos intermedios de los reactores hidrotreating fabricados con material SA 387 Gr 22 Cl 2. Los resultados obtenidos permiten definir unos tamaños admisibles de defectos en base a los cuáles se puede establecer el nivel de inspección más adecuado. Como consecuencia, es posible simplificar los criterios de actuación, consiguiéndose un ahorro económico y un acortamiento de los plazos de entrega.

Abstract.- This paper shows an example of application of criteres of Fracture Mechanics in the problem about decission relative to omission of intermediate post-weld heat treatment (IPWHT) of hidrotreating reactors manufactured with SA 387 Gr 22 Cl 2. The results allow to define the tolerable sizes of defects that lead to the level of on-line inspection more adequated. Therefore, the manufacturing criteres can be simplificated and both economic saving and shortening in the delivery terms are attained.

1. INTRODUCCION

El material más frecuentemente utilizado en la fabricación de reactores hidrotreating para la industria petroquímica es el acero SA 387 Gr 22 Cl 2, adecuado para soportar las presiones y temperaturas de servicio en presencia de hidrógeno y asegurar además la estabilidad de los carburos M_2C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ (1).

Los procesos de soldeo utilizados generalmente son el automático por arco sumergido y el manual con electrodo revestido. Los materiales de aportación elegidos deben ser adecuados para manejar inputs energéticos que permitan alcanzar una elevada productividad depositando material con unas características mecánicas y de composición por lo menos iguales a las mínimas exigidas al material base. Los parámetros de soldeo así

como las características mecánicas se incluyen en la Tabla 1.

2. TRATAMIENTOS TERMICOS INTERMEDIOS

En casos como el presente de soldaduras de gran espesor, se desarrollan tensiones residuales en el sentido del cordón cuyo valor es aproximadamente igual al del límite elástico.

En estas condiciones, existe el riesgo de que se produzcan fisuraciones inducidas por hidrógeno, principalmente transversales al cordón de soldadura, que se deben evitar controlando:

1º, la relación entre la concentración de hidrógeno en el punto de iniciación de la fisura y las condiciones de soldeo,

TABLA 1. Parámetros de soldeo y características mecánicas

Material base: Acero 2¼ Cr 1 Mo.

Espesor: 100 mm.

Material de aportación (SFA 5.23) Varilla Flux
EB3 F8P2-EB3-B3

Precalentamiento y temperatura entre pasadas: 175-200°C

Energía aportada: 26-30 KJ/cm.

Postcalentamiento: 275-300°C / 2 h.

Características mecánicas del depósito:

Rm = 950 MPa.; Re = 850 MPa.; KCV = 65 J.; K_{IC} = 140 MPaVm.

2º, la evolución de la concentración de hidrógeno con las condiciones de postcalentamiento,

3º, la concentración crítica de hidrógeno (2).

Cumplidas estas condiciones, la decisión de omitir el tratamiento térmico se debe asumir después de evaluar los riesgos de fractura frágil que comporta la unión soldada, la cuál presenta una estructura de relativa baja tenacidad y sensible a la fisuración en estado bruto de soldadura y sometida a elevadas tensiones residuales (3).

3. CONSIDERACIONES BASICAS

Defectos típicos de las construcciones soldadas tales como fisuraciones en frío por hidrógeno, grietas de recalentamiento, falta de fusión, grietas de solidificación, etc., deben ser tenidas en cuenta en el momento de evaluar los riesgos de rotura frágil.

Se podrían entonces suponer unos defectos típicos de fabricación, basándose en la experiencia, y calcular los factores de intensidad de tensiones en cada caso para evaluar su peligrosidad. Este es el criterio que se utiliza habitualmente para equipos en servicio.

Sin embargo, parece más realista predecir los tamaños admisibles de defectos y comprobar que los mismos son fácilmente detectables mediante los ensayos no destructivos que se realizan durante la fabricación.

4. EVALUACION DE DEFECTOS ADMISIBLES

a) Defectos superficiales

Siendo \bar{a}_m el semidefecto pasante, se tiene:

$$\bar{a}_m = C \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$$

siendo en este caso:

$$C = \frac{1}{2\pi \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_y} - 0.25 \right)} = 0.22$$

y, por consiguiente:

$$\begin{aligned} \bar{a}_m &= 0.22 \cdot \left(\frac{140}{850} \right)^2 = 0.22 \cdot 0.027 = \\ &= 6 \cdot 10^{-3} \text{ mm.} \end{aligned}$$

La transformación del parámetro \bar{a}_m en defecto superficial equivalente (4) se indica en la Tabla 2.

b) Defectos internos

En este caso, la transformación del parámetro \bar{a}_m en defecto interno equivalente se indica en la Tabla 3.

5. CONCLUSIONES

Se ha aplicado la Mecánica de la Fractura para determinar los tamaños admisibles de defectos que se presentan en la fabricación de reactores hidrotreating. Se ha elegido para los cálculos el plano más desfavorable, orientado perpendicularmente a las mayores tensiones residuales, es decir, en el sentido longitudinal de la soldadura.

En virtud de los resultados obtenidos, se está en condiciones de definir el nivel de inspección que permita detectar con la máxima fiabilidad los defectos peligrosos desde el punto de vista de rotura frágil y decidir la omisión del tratamiento térmico intermedio con el consiguiente ahorro económico y acortamiento de los plazos de entrega.

Otra ventaja adicional es la reducción del riesgo de que se produzcan fisuras de recalentamiento, que pueden aparecer durante el tratamiento térmico intermedio en las áreas de concentración

Tabla 2

Defectos superficiales admisibles

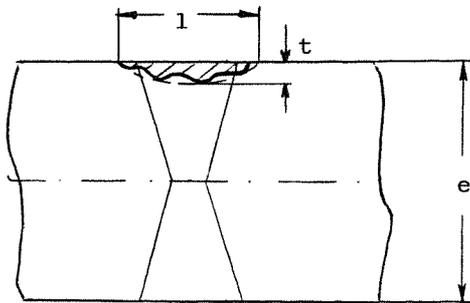
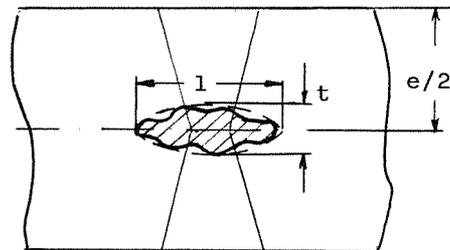


Tabla 3

Defectos internos admisibles



	t/l		
	0	0'2	0'5
t/e	0'045	0'065	0'13
t	4'5	6'5	13
l	∞	32'5	26

	t/l		
	0	0'4	0'8
t/e	0'12	0'13	0'25
t	12	13	25
l	∞	32'5	31'25

de tensiones como consecuencia de la dificultad de esmerilar los sobreespesores a temperaturas elevadas.

6. REFERENCIAS

(1) Tsuguyasu, H. y Eldis, G.T. (1982) "Transformation Characteristics of 2½ Cr-1Mo Steel". ASTM STP 755, pp. 343-362.

(2) Takahasi, E. y Iwai, K. (1982) "Omission of the Intermediate Postweld Heat Treatment by utilizing low temperature PWHT for welds in Pressure Vessels". ASTM STP 755, pp. 418-450.

(3) Román, M. (1988) "Materiales y fabricación de reactores en la industria petroquímica". 6ª Jornadas Técnicas de Soldadura. Madrid, pp. 81-97.

(4) B.S. P.D. 6493 (1980). B.S.Inst. London.

DETERMINACION DE ESFUERZOS Y MOVIMIENTOS EN ESTRUCTURAS LINEALES CON SECCIONES FISURADAS

Valiente, A., Elices, M., Ustáriz, F.

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

Resumen.— En este trabajo se propone un método para incorporar el efecto de secciones fisuradas en el análisis clásico de estructuras lineales basado en Resistencia de Materiales. Dichas secciones se contemplan como secciones singulares con rigideces finitas a flexión y cortadura, lo que permite determinar las leyes de esfuerzos y movimientos sin alterar el esquema del análisis clásico. El método se desarrolla en particular para el caso de la sección rectangular y sus resultados se comparan con los que se obtienen mediante elementos finitos.

Abstract.— In this paper a method is presented to include the effect of cracked sections in structural analysis based on the classical theories of Strength of Materials. The cracked sections are considered as singular sections with finite bending and shear stiffness, and structures are calculated following the same procedure as in classical analysis. The method is developed for the rectangular section and compared with the finite elements method through the results obtained in a particular case.

1. INTRODUCCION

Generalmente, las aplicaciones ingenieriles de la Mecánica de Fractura se han dirigido hacia las estructuras donde resistencia y funcionalidad son dos factores estrechamente unidos, como ocurre con las tuberías de conducción y los depósitos de contención de fluidos, o los fuselajes de aeronaves. Las razones hay que buscarlas en el riesgo de roturas catastróficas, mayor en estructuras de este tipo que en aquellas otras cuya función es principalmente resistente. En las primeras, tanto los materiales que por exigencias funcionales han de utilizarse, como las condiciones de servicio, propician el desarrollo de fisuras y con ello favorecen la posibilidad de una rotura no esperada. Sin embargo, esto no significa que las estructuras resistentes estén exentas del riesgo de fisurarse, y de hecho se han publicado numerosos datos sobre roturas frágiles ocurridas en estructuras tales como puentes, cuyo origen son siempre fisuras desarrolladas en elementos estructurales clave [1].

En casos como estos, y en general en el de estructuras resistentes lineales (vigas, pórticos, marcos, etc.) con secciones fisuradas, cuando se desea conocer los esfuer-

zos o los movimientos, el ingeniero tropieza con un problema que no está resuelto en los libros de texto. La Mecánica de Fractura permite en principio resolver el problema, pero su utilización reviste una especial dificultad porque, por las razones indicadas, esas estructuras no han sido objeto de atención específica en dicha disciplina y no existe un procedimiento analítico acorde con los métodos de análisis basados en Resistencia de Materiales, que facilite la aplicación de la teoría. Es necesario recurrir a métodos numéricos, como el de elementos finitos, que son costosos y no proporcionan resultados generales.

El objetivo de este trabajo es contribuir a la solución del problema desarrollando un método analítico que permita determinar las leyes de esfuerzos y movimientos en estructuras lineales fisuradas dentro del esquema del análisis clásico.

2. FUNDAMENTO TEORICO

En el análisis de estructuras lineales basado en la teoría clásica de Resistencia de Materiales, los efectos debidos a singularidades de carácter local como apoyos, cargas concentradas, rótulas, etc., se reflejan bajo la forma de discon-

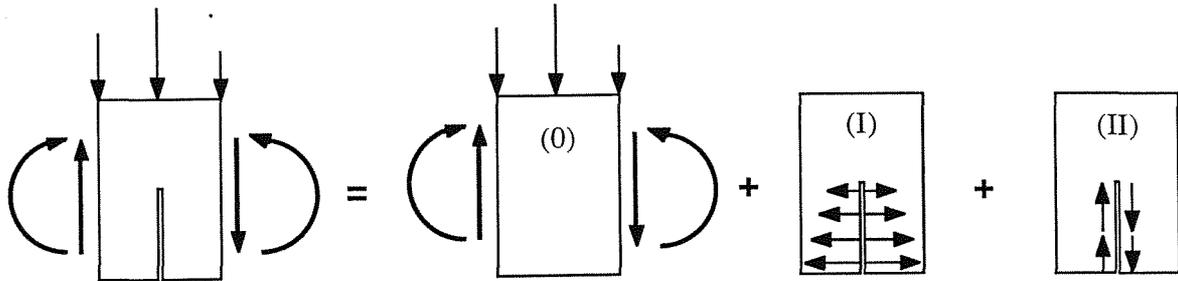


Fig. 1. Aplicación del principio de superposición para aislar los efectos de la fisura

tinuidades puntuales en las leyes de esfuerzos o de movimientos. Este modo de tratar el problema ofrece la posibilidad de extender el análisis clásico al caso de estructuras con secciones fisuradas, considerando que el efecto de las fisuras se concentra en las secciones afectadas y da lugar a una discontinuidad de movimientos (giros o desplazamientos) en la directriz de la pieza o elemento estructural.

La utilización del principio de superposición, consecuencia de las hipótesis de pequeñas deformaciones y de régimen elástico lineal, es la base para la ampliación del método clásico, ya que aplicando dicho principio tal como muestra la figura 1, es posible aislar los efectos de la fisura, además de separarlos según el modo de sollicitación.

El caso ilustrado en la figura 1 es el de una pieza recta de sección uniforme, agrietada y sometida a flexión simple. El estado real ha sido descompuesto en otros tres: el primero de ellos (estado 0), añadiendo en las caras de la fisura las tensiones que se transmitirían a través de su plano si no existiera, y los dos restantes (estados I y II) aplicando sobre sus caras tensiones iguales y opuestas a las anteriores, normales en un caso y cortantes en el otro. En consecuencia, el estado 0 es el que tendría la pieza sin agrietar, y por tanto el efecto de la fisura se manifiesta a través de los estados I y II.

De acuerdo con la definición de ambos estados, las tensiones aplicadas sobre las caras de la fisura en cada uno de ellos son las que se desarrollan en el estado 0 sobre la sección correspondiente a la fisura, y por consiguiente, si se adopta la solución de Resistencia de Materiales, sus respectivas expresiones para los estados I (tensiones normales) y II (tensiones cortantes) serían:

$$\sigma = \frac{M}{I} y \tag{1}$$

$$\tau = \frac{Q}{I} \frac{m_e(y)}{B(y)} \tag{2}$$

donde M y Q son, respectivamente, el momento flector y el esfuerzo cortante correspondientes a la sección de la fisura en el estado 0 y las demás magnitudes son características geométricas del área plana que define la sección de la pieza: la coordenada y representa la altura de los puntos sobre la línea neutra, I es el momento de inercia respecto a dicha línea neutra, $B(y)$ el espesor a la altura y , y $m_e(y)$ el momento estático del área situada por encima de la altura y , también respecto a la línea neutra.

Las deformaciones que originan los estados I y II son del tipo indicado en la figura 2, es decir, sólo afectan a una región de la pieza situada a ambos lados de la sección fisurada, y las partes adyacentes se mueven como sólidos rígidos.

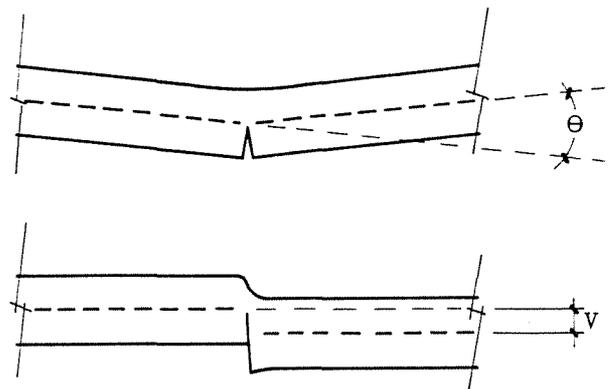


Fig. 2. Deformaciones debidas a la existencia de la fisura

El movimiento relativo que tiene lugar entre los correspondientes tramos de la directriz es un giro debido a la simetría en el caso del estado I, y en el caso del estado II, una traslación por causa de la antisimetría. Las magnitudes de estos movimientos han de ser respectivamente proporcionales al momento flector M y al esfuerzo cortante Q , toda vez que el problema tiene carácter lineal y las tensiones que los causan lo son, de acuerdo con las ecuaciones (1) y (2). Así pues, se tiene:

$$\Theta = C_m M \tag{3}$$

$$V = C_q Q \tag{4}$$

donde Θ es la magnitud del giro, V la componente de la traslación normal a la directriz, y C_m y C_q son dos constantes de flexibilidad, a flexión y cortadura respectivamente, que por razones dimensionales han de obedecer a expresiones del tipo:

$$C_m = \frac{W}{EI} m\left(\frac{a}{W}\right) \tag{5}$$

$$C_q = \frac{W}{E\Omega} q\left(\frac{a}{W}\right) \tag{6}$$

en las cuales E representa el módulo de elasticidad del material, Ω es el área de la sección, I su momento de inercia respecto a la línea neutra, W su altura, a es la profundidad de fisura (figura 3), y m y q son funciones adimensionales distintas para cada tipo de sección.

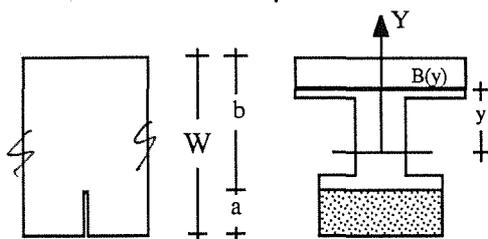


Fig.3. Variables geométricas empleadas en la formulación del problema.

Volviendo nuevamente a la figura 2, si se desprecia la extensión de la zona deformada y se considera toda la deformación concentrada en la sección de la fisura, el resultado es una sección singular de la pieza que se caracteriza por originar discontinuidades en la deformada de la directriz, tales que sus amplitudes son proporcionales a los esfuerzos transmitidos. Las ecuaciones (3) y (4) ponen de relieve que la discontinuidad de cada tipo de movimiento está asociada solamente a un tipo de esfuerzo (el giro al momento flector y el desplazamiento normal al esfuerzo cortante). Por consiguiente, sobre la base de estas hipótesis, las modificaciones a introducir en el análisis para incorporar el efecto de secciones fisuradas serían las expresadas en las ecuaciones (7) y (8), que equivalen a los teoremas clásicos de Mohr adaptados para vigas fisuradas. Incluyen también el término de desplazamiento debido al esfuerzo cortante, en el cual G representa el módulo de cortadura y Ω_1 la sección reducida [2]. La figura 4 ilustra gráficamente el significado de ambas ecuaciones.

$$\theta_B = \theta_A + M_C C_m + \int_A^B \frac{M_f}{EI} dx \quad (7)$$

$$v_B = v_A + \theta_A (x_A - x_B) + Q_C C_q + M_C C_m (x_C - x_B) + \int_A^B \frac{M_f(x-x_B)}{EI} dx + \frac{M_B - M_A}{G\Omega_1} \quad (8)$$

3. APLICACION AL CASO DE SECCION RECTANGULAR

Como aplicación del método, se han determinado las funciones $m(a/W)$ y $q(a/W)$ en el caso de sección rectangular. El problema se ha resuelto numéricamente mediante el método de los elementos finitos, empleándose una malla de 1450 elementos y 1436 nodos para representar la mitad de una pieza simétrica, de longitud igual a ocho veces la altura y con una fisura de profundidad variable situada en la sección central. Se han efectuado los cálculos correspondientes a dieciocho casos, resultantes de combinar nueve valores de la relación a/W (desde 0,1 a 0,9 con incrementos de 0,1 en 0,1) y dos estados de sollicitación (estados I y II).

En todos los casos se ha obtenido como resultado la deformada de la pieza y en particular de su directriz, lo que ha permitido determinar los valores de las funciones m y q . La figura 5 muestra el perfil de la pieza para la relación $a/W = 0,6$, con las deformaciones producidas por los estados de sollicitación I y II. En ella puede observarse que las únicas secciones deformadas son las que están situadas en las inmediaciones de la fisura y que el resto de la pieza no experimenta deformación.

Los dieciseis casos restantes arrojan resultados similares y confirman la validez de la hipótesis asumida en los fundamentos teóricos del método, respecto al tamaño de la zona afectada por la deformación. En conjunto demuestran que los estados I y II no dan lugar a deformaciones ni de la directriz de la pieza ni de sus secciones transversales a distancias de la fisura mayores de $0,5W$ (la mitad de la altura de la pieza). Así pues, la zona de influencia de la fisura no sólo es pequeña en términos relativos, sino comparable a la de un apoyo o una carga puntual y la hipótesis de suponerla despreciable está en consonancia con las de la teoría de Resistencia de Materiales.

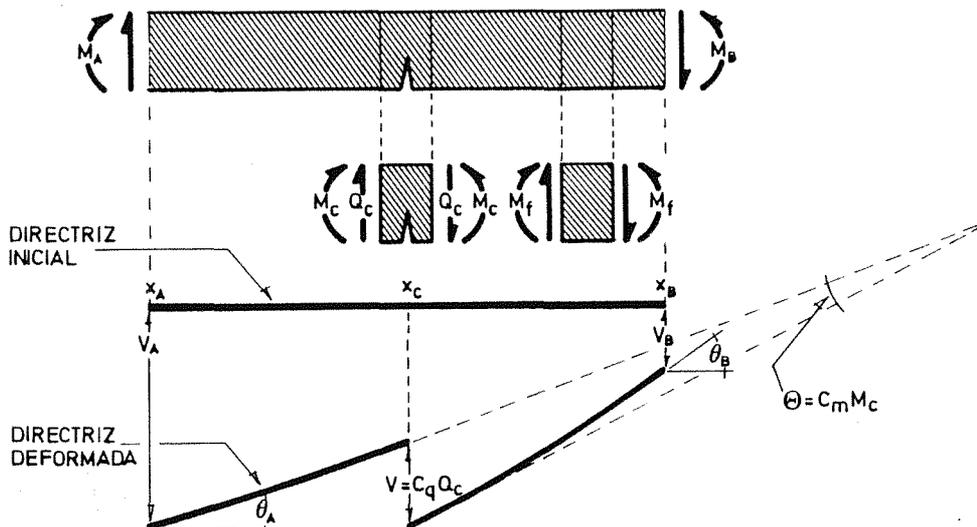


Fig.4. Esquema del método de análisis para vigas fisuradas.

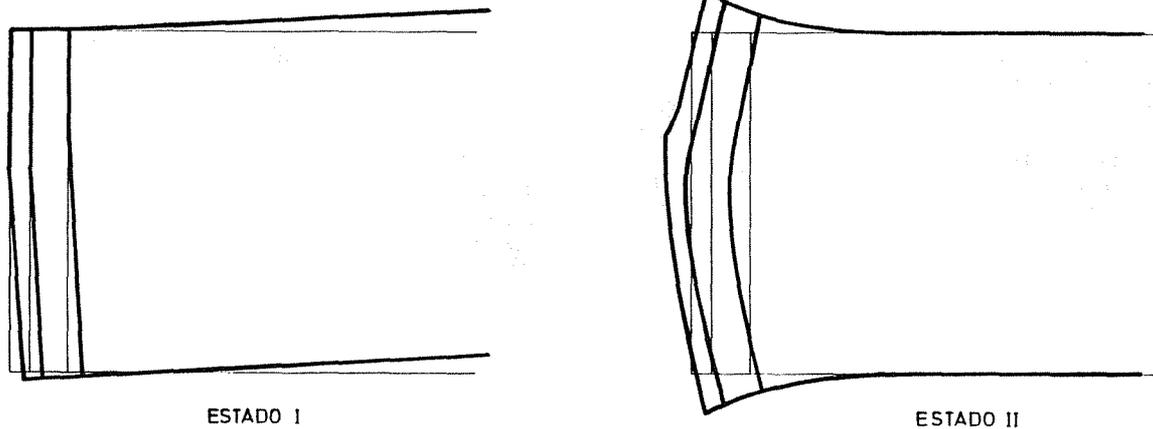


Fig. 5. Deformaciones de una pieza fisurada de sección rectangular calculadas numéricamente

Los valores de las funciones $m(a/W)$ y $q(a/W)$ obtenidos numéricamente figuran en la tabla 1, donde también han sido incluidos los valores de m que proporciona la referencia [3], con objeto de contrastar la fiabilidad del cálculo numérico. Como puede apreciarse, en ningún caso las diferencias son superiores al 8 %.

TABLA 1. Valores de las funciones $m(a/W)$ y $q(a/W)$ determinados numéricamente.

a/W	$m(a/W)$	$q(a/W)$	$m(a/W)$ (*)
0,1	0,110	0,0021	0,106
0,2	0,425	0,0306	0,402
0,3	0,988	0,1388	0,920
0,4	1,933	0,3888	1,812
0,5	3,550	0,8440	3,420
0,6	6,550	1,5740	6,504
0,7	13,002	2,6720	13,094
0,8	31,233	4,3400	31,088
0,9	127,300	7,2276	125,238

(*) según referencia [3]

Para obtener una expresión analítica de las funciones m y q que facilite su utilización en la práctica, es posible recurrir a un ajuste polinómico directo, pero se consiguen resultados mucho más eficaces teniendo en cuenta su comportamiento en los límites del intervalo donde están definidas, esto es, cuando la profundidad a de la fisura o la longitud b del ligamento resistente (figura 3) tienden cero.

Los casos analizados en la referencia [4] ponen de relieve que en dichos límites, los valores asintóticos del factor de intensidad de tensiones, tanto en modo I como en II, son del orden de $a^{1/2}$ y $b^{-3/2}$, respectivamente. Por otra parte, el resultado de derivar las flexibilidades asociadas a cada modo de deformación respecto a la longitud de la fisura, es una cantidad proporcional al cuadrado del factor de intensidad de tensiones [5], y en consecuencia, cabe esperar que las dos flexibilidades C_m y C_q definidas mediante las ecuaciones (3) y (4) serán proporcionales a a^2 y b^{-2} cuando las dimensiones a y b tiendan a cero, respectivamente. Estas consideraciones conducen a aproximar las funciones m y q por expresiones del tipo:

$$m\left(\frac{a}{W}\right), q\left(\frac{a}{W}\right) = \left(\frac{a}{b}\right)^2 P\left(\frac{a}{W}\right) = \left[\frac{\frac{a}{W}}{1-\frac{a}{W}}\right]^2 P\left(\frac{a}{W}\right) \quad (9)$$

en la cual $P(a/W)$ representa un polinomio. Los resultados obtenidos con polinomios de cuarto grado, determinados mediante ajuste por mínimos cuadrados a partir de los valores de la tabla 1, pueden apreciarse en la figura 6, donde se han representado las parejas de valores de la tabla 1 junto con los polinomios $P_m(a/W)$ y $P_q(a/W)$ de mejor ajuste.

Las expresiones correspondientes de las funciones m y q para la sección rectangular son:

$$m\left(\frac{a}{W}\right) = \left[\frac{\frac{a}{W}}{1-\frac{a}{W}}\right]^2 \times (20,86\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 56,14\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 60,09\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 35,26\frac{a}{W} + 11,88) \quad (10)$$

$$q\left(\frac{a}{W}\right) = \left[\frac{\frac{a}{W}}{1-\frac{a}{W}}\right]^2 \times (9,60\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 14,64\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 1,54\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 3,82\frac{a}{W} - 0,22) \quad (11)$$

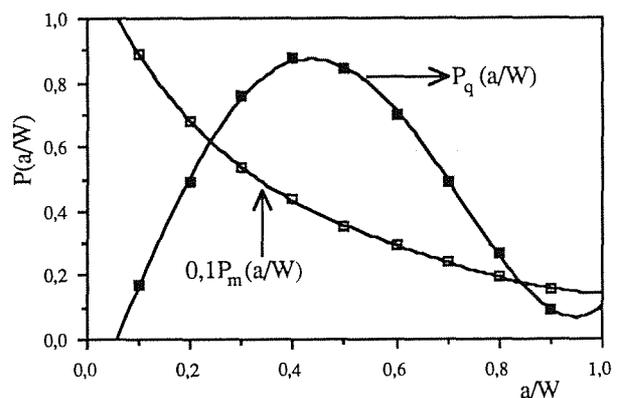


Fig. 6. Polinomios de ajuste para las funciones m y q de la sección rectangular

4. EJEMPLO DE COMPROBACION

Con objeto de estimar el grado de aproximación de los resultados obtenidos con el método propuesto, se ha resuelto un mismo caso aplicando dicho método y el de los elementos finitos. El ejemplo elegido es el de una viga de sección rectangular, de luz diez veces el canto, apoyada en un extremo y empotrada en el otro. La sección fisurada dista de la del empotramiento un cuarto de la luz y en el tramo comprendido entre ambas actúa una carga uniformemente repartida (figura 7).

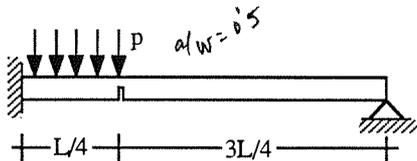


Fig. 7. Ejemplo empleado para contrastar la precisión del método.

La profundidad de fisura elegida para la resolución del problema por el método de elementos finitos es la correspondiente a una relación $a/W = 0,4$. La malla de elementos que ha servido para resolver el problema, formada por 1206 elementos y 1436 nodos, es muy similar a la de la figura 5, en particular en la región donde está situada la fisura. Las leyes de esfuerzos en la viga y la deformada de su directriz han sido determinadas una vez calculados el campo de desplazamientos y la reacción en el apoyo.

La resolución del ejemplo mediante el método propuesto es un simple ejercicio de Resistencia de Materiales que sólo requiere aplicar la ecuación (8) entre los extremos de la viga expresando las leyes de esfuerzos cortantes y momentos flectores en función de la reacción en el apoyo. El valor de esta incógnita se deduce de la igualdad resultante y con ella se calculan las leyes de esfuerzos. Por último, haciendo uso nuevamente de la ecuación (8) se obtiene la expresión de la deformada de la directriz.

Los resultados obtenidos por los dos métodos para el valor 0,4 de la relación a/W pueden compararse en la tabla 2, donde se recogen los valores de las reacciones, los momentos flectores máximos y el descenso de la directriz a diferentes distancias x del empotramiento. En la tabla 3 se han incluido los resultados correspondientes a la misma viga sin fisura (figura 8) resuelta por ambos métodos.

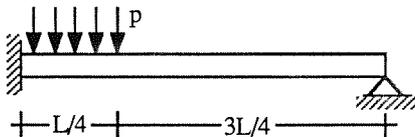


Fig. 8. Ejemplo empleado para contrastar la precisión del método.

Tabla 2. Resultados del ejemplo de la figura 7.

	RESISTENCIA DE MATERIALES	ELEMENTOS FINITOS
Reacción en el apoyo ($\times 10^{-3} pL$)	5,662	5,836
Momento en el empotramiento ($\times 10^{-2} pL^2$)	2,559	2,541
Reacción en el empotramiento ($\times 10^{-1} pL$)	2,443	2,442
Máximo momento flector positivo ($\times 10^{-3} pL^2$)	4,279	4,411
Descenso vertical ($\times 10^{-4} pL^4/EI$)		
$x = 0,125L$	1,851	1,758
$x = 0,250L$	3,977	3,888
$x = 0,250L$	3,975	3,888
$x = 0,375L$	4,326	4,329
$x = 0,500L$	4,123	4,123
$x = 0,625L$	3,479	3,483
$x = 0,750L$	2,502	2,469
$x = 0,875L$	1,305	1,285

Tabla 3. Resultados del ejemplo de la figura 8.

	RESISTENCIA DE MATERIALES	ELEMENTOS FINITOS
Reacción en el apoyo ($\times 10^{-3} pL$)	7,495	7,588
Momento en el empotramiento ($\times 10^{-2} pL^2$)	2,375	2,366
Reacción en el empotramiento ($\times 10^{-1} pL$)	2,425	2,424
Máximo momento flector positivo ($\times 10^{-3} pL^2$)	5,678	5,749
Descenso vertical ($\times 10^{-4} pL^4/EI$)		
$x = 0,125L$	1,708	1,555
$x = 0,250L$	3,441	3,382
$x = 0,375L$	4,209	4,193
$x = 0,500L$	4,246	4,227
$x = 0,625L$	3,697	3,686
$x = 0,750L$	2,708	2,705
$x = 0,875L$	1,427	1,285

5. ANALISIS DE RESULTADOS Y CONCLUSIONES

Los datos de la tabla 2 confirman las expectativas del método y ponen de relieve las posibilidades que ofrece. Las diferencias en cuanto a resultados respecto a un cálculo refinado por elementos finitos son mínimas (no superan el 3%, según la tabla 2) y en cambio, no hay comparación posible en cuanto a simplicidad, rapidez y coste de aplicación. En cualquier caso, la tabla indica que los errores son iguales a los que se cometen en un análisis convencional basado en Resistencia de Materiales. Como ventaja adicional cabe señalar que el método propuesto es perfectamente compatible con los métodos matriciales de análisis de estructuras lineales, ya que la sección fisurada puede contemplarse como una pieza más de la estructura, con las rigideces que indican las ecuaciones (5) y (6) y longitud nula.

Ciertamente, la aplicación del método requiere conocer las rigideces adimensionales $m(a/W)$ y $q(a/W)$, pero estas funciones son características de cada tipo de sección y sólo han de ser calculadas una vez. De hecho, los autores se proponen continuar la investigación y poner a punto un procedimiento de cálculo que permita determinar automáti-

camente dichas funciones a partir de la forma de la sección, cuando no se conoce la expresión del factor de intensidad de tensiones correspondiente. Si dicha expresión es conocida, la determinación de las funciones m y q es inmediata aplicando la teoría de Mecánica de Fractura.

La metodología desarrollada facilita también el modo de abordar problemas típicos de la Mecánica de Fractura cuando afectan a estructuras lineales. Para predecir una rotura frágil o la evolución de una fisura de fatiga, es necesario conocer los factores de intensidad de tensiones en función de las cargas aplicadas sobre la estructura. Aplicando la teoría de Mecánica de fractura (véase por ejemplo la referencia [5]), es posible obtener una expresión de dichos factores a partir de las ecuaciones (3) y (4), en función de los esfuerzos que en ellas figuran. Cuando se trata de estructuras isostáticas la rigidez de la estructura no influye en las leyes de esfuerzos y la determinación de estos es directa a partir de las cargas. Sin embargo, en el caso de estructuras hiperestáticas no es así, los esfuerzos y las rigideces no son independientes, y para aplicar las expresiones derivadas de las ecuaciones (3) y (4) es necesario conocer previamente aquellos. El método propuesto permite determinarlos y por consiguiente, calcular los factores de intensidad de tensiones.

6. REFERENCIAS

- [1] Rolfe, S.T. y Barsom, J.M. (1977) "Fracture and fatigue control in structures", Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, U.S.A.
- [2] Ortiz Berrocal, L. (1980) "Resistencia de Materiales", Publicaciones E.T.S. Ing. Industriales, Madrid.
- [3] Tada, H., Paris, P. e Irwin, G. (1985) "The stress analysis of cracks handbook", 2^o ed., Del Research Corporation, St. Louis, Missouri, U.S.A.
- [4] Benthem, J.P. y Koiter, W.T. (1973) "Asymptotic approximations to cracks problems" en Mechanics of fracture I (Sih, G.C., Ed), pp. 131-170, Noordhoff International Publishing, Leyden, Holanda.
- [5] Elices, M. (1989) "Mecánica de la fractura", Publicaciones E.T.S. Ing. Caminos, Madrid.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren expresar su agradecimiento a la fundación Agustín de Bethencourt por la beca concedida a D. Félix Ustáriz, que ha hecho posible su participación en este trabajo.

APLICACIONES DE LA MECANICA DE FRACTURA PARA LA DETERMINACION DE LAS CURVAS LIMITE DE OPERACION DE UN REACTOR NUCLEAR.

BALLESTEROS, A., BROS, J., ESTEBAN, F.

Grupo de Integridad de Componentes
TECNATOM, S.A.
C.N.I. Madrid-Irún Km. 19
28709 SAN SEBASTIAN DE LOS REYES (Madrid)

Resumen.— Las especificaciones técnicas de reactores de agua a presión imponen ciertos límites en la presión y en la temperatura del refrigerante del reactor con objeto de asegurar la protección de la vasija contra el fallo no dúctil durante la operación normal. Las curvas límite de operación constituyen las relaciones permisibles de presión y temperatura en el reactor que evitan que un defecto en la pared de la vasija se propague inestablemente durante los transitorios normales de operación de calentamiento y de enfriamiento. Considerando los factores de seguridad apropiados, e imponiendo una presión en la vasija del reactor tal que origine una inminente propagación inestable del defecto, se determinan los límites buscados. En este trabajo se presenta la metodología utilizada en el desarrollo de estos límites, metodología fundamentada en las recomendaciones del Apéndice G de la Sección III del Código ASME y ajustada a las directrices del Apéndice G de 10CFR50 (Code of Federal Regulations).

Abstract.— The technical specifications for pressurized water reactors impose pressure-temperature limits on the reactor coolant pressure boundary during operation to assure protection against non-ductile failure. The operation limit curves are the pressure-temperature permissible relationships that avoid the unstable propagation of a crack in the vessel wall during the normal heatup and cooldown transitories. Taking into account the appropriate safe factors, and imposing a pressure into the reactor vessel that produces the unstable crack propagation, the sought limits are found out. This work shows the methodology used to develop these limits. The methodology is based on the recommendation of the Appendix G to the ASME Code Section III and on the Appendix G to the 10CFR50 (Code of Federal Regulations).

NOTACION

K_{IM} = Componente del factor de intensidad de tensiones debido a las tensiones de membrana.
 K_{IF} = Componente del factor de intensidad de tensiones debido a los esfuerzos de flexión.
 M_m = Factor de corrección de esfuerzos de membrana.
 M_b = Factor de corrección de esfuerzos de flexión.
 σ_m = Esfuerzo de membrana.
 σ_b = Esfuerzo de flexión.
 P_i = Presión interior relativa a la exterior.
 e = Espesor de la vasija.
 ρ = Densidad del material.

c_p = Calor específico del material.
 T_c = Temperatura del refrigerante.
 h = Coeficiente de transmisión de calor por convección.
 λ_n = Raíces de la ecuación $\cotg(\lambda L) = (k/hL)(\lambda L)$.
 T = Amplitud del escalón.
 k = Conductividad térmica.
 α = Difusividad térmica.
 L = Espesor de la placa.
 r, r_i, r_o = Coordenada radial, radio interior y exterior.
 x = Coordenada radial de la placa con origen en su superficie adiabática.
 α_1 = Coeficiente de expansión lineal.

t = Tiempo.
 E = Módulo de elasticidad.
 μ = Coeficiente de Poisson.
 T (x,t), T (r,t) =Temperatura del material dependiente del tiempo y de la posición.

1 INTRODUCCION

Los límites de presión-temperatura de la vasija de un reactor dependen principalmente de la tenacidad a la fractura. La radiación neutrónica tiende a reducir la tenacidad del material, así, los límites presión-temperatura necesitan ser periódicamente ajustados para asegurar la integridad de la vasija a lo largo de su vida en servicio.

El Apéndice G del 10CFR Parte 50 establece específicamente que la vasija del reactor podrá continuar en operación sólo durante el período de servicio para el cual se pueda demostrar la existencia de márgenes adecuados de seguridad en relación con el fallo no dúctil durante condiciones normales, perturbadas y de prueba. El Apéndice G (Protección Contra el Fallo No Dúctil) de la Sección III del Código ASME se incorpora en él como base de estos requisitos.

2 METODOLOGIA GENERAL

En líneas generales, las evaluaciones del Apéndice G se basan en la Mecánica de Fractura Lineal Elástica. El criterio para el fallo en presencia de una grieta establece que el fallo ocurrirá siempre que el factor de intensidad de tensiones aplicado exceda algún valor crítico. El factor de intensidad de tensiones crítico K_{Ic} es una propiedad inherente del material siendo una función dependiente de la temperatura, de la velocidad de carga y del bombardeo neutrónico sufrido. Cualquier combinación de carga aplicada, configuración estructural, geometría y tamaño de la grieta que de un factor de intensidad de tensiones igual al crítico, para un determinado material, provocará la inestabilidad de la grieta. Los métodos utilizados en el Apéndice G establecen que los factores de intensidad de tensiones han de determinarse basándose en la suposición de una grieta superficial semi-elíptica que se extiende hasta una cuarta parte del grosor total de la pared. El defecto postulado ha de estar orientado de tal manera que su eje principal se sitúa en el sentido axial, y su plano en el sentido radial de la vasija. La proporción dimensional de la elipse es de uno a seis y la profundidad de la grieta constituye el eje menor. Al defecto de estas características se le denomina defecto de referencia. Los valores de esfuerzo presentes en la superficies interna y externa de la pared en la región de interés se linealizan a través del grosor total de ésta, determinándose los valores de tensiones de membrana y tensiones de flexión. Para las regiones críticas de la vasija se calculan los valores de intensidad de tensiones, K_I , tanto para los esfuerzos primarios como para los secundarios desarrollados durante el transitorio de carga.

Se entiende por esfuerzos primarios a los desarrollados por una carga impuesta y que son necesarios para satisfacer las condiciones de equilibrio de fuerzas y momentos. Ejemplos típicos son los provocados por la presión interior en un cilindro. Se considera esfuerzos secundarios a los impuestos por el contorno o a los autoimpuestos, como

son los de origen térmico o los que aparecen en las discontinuidades.

El factor de intensidad de tensiones para los cálculos del Apéndice G se puede expresar generalmente de la siguiente forma:

$$K_I = K_{I\text{M}} + K_{I\text{B}}$$

Por otra parte, el Apéndice G exige que para los límites de servicio del Nivel A y Nivel B (condiciones normales y perturbadas) se aplique un factor de seguridad 2 al valor de K_I , para los esfuerzos primarios. Para las condiciones de prueba hidrostática, durante las cuales el núcleo del reactor no estará crítico, se utilizará un factor de seguridad de 1.5. Por tanto,

$$K_I = 2 K_{I\text{P}} + K_{I\text{M}}$$

para límites de servicio de Nivel A y Nivel B, y

$$K_I = 1.5 K_{I\text{P}} + K_{I\text{M}}$$

para condiciones de prueba hidrostática, y donde

$$(K_I)_{\text{P, M}} = (K_{I\text{M}} + K_{I\text{B}})_{\text{P, M}}$$

Existen infinidad de métodos para determinar el factor de intensidad de tensiones una vez conocidas las tensiones primarias y secundarias no transmitidas a través del defecto postulado. De entre todos ellos aquí se ha elegido el recomendado por el Apéndice G del Código ASME. La fórmula para K_I que se presenta en el Código es:

$$K_I = M_m \sigma_m + M_b \sigma_b$$

Se ha determinado M_m y M_b de modo genérico como se muestra en la figura 1. Por consiguiente, para los límites de servicio de Nivel A y Nivel B tenemos:

$$K_I = 2 (M_m \sigma_m + M_b \sigma_b)_{\text{P}} + (M_m \sigma_m + M_b \sigma_b)_{\text{M}}$$

y para las condiciones de prueba hidrostática

$$K_I = 1.5 (M_m \sigma_m + M_b \sigma_b)_{\text{P}} + (M_m \sigma_m + M_b \sigma_b)_{\text{M}}$$

Habiendo determinado el factor de intensidad de tensiones aplicado, el siguiente paso consiste en determinar el factor de intensidad de tensiones crítico o resistencia a la fractura, K_{Ic} apropiado. Esto no es un procedimiento sencillo toda vez que, para un determinado material o soldadura, K_{Ic} variará, no solo en función de la temperatura, sino también en función de la irradiación de neutrones rápidos. En el Apéndice G (figura 2) se introduce una curva de resistencia a la fractura para el material de la vasija del reactor. Esta curva, K_{IR} , se basa en el límite inferior de los valores críticos de K estáticos, dinámicos y de frenado de grieta, medidos como función de la temperatura en probetas de aceros y materiales de soldadura SA-533, Calidad B, Clase I, y SA-508, Clase 2. En el análisis se toma de forma conservativa K_{Ic} como K_{IR} .

El valor de RT_{NDT} de la figura 2 se determina a partir de ensayos de impacto Charpy, y sirve para fijar la curva para un valor especificado de RT_{NDT} . El límite superior de esta curva se establece en 200 ksi (inch)².

La resistencia a la fractura se ve afectada de manera adversa por la dosis de radiación, habiendo demostrado la experiencia de operación que el efecto es función de la química residual del material, tal como el contenido de cobre y níquel del acero. La reducción

de la resistencia a la fractura con la irradiación se determina, cuantitativamente, ajustando el valor de RT_{NET} , lo que desplaza la curva de resistencia de referencia. En lugar de datos de ensayos de impacto Charpy procedentes de probetas de las cápsulas de vigilancia, se puede utilizar, a falta de mejor información, las curvas de tendencia para relacionar la magnitud del desplazamiento con el grado de irradiación y la química residual del material (Regulatory Guide 1.99 Rev 2.).

3 CURVAS DE CALENTAMIENTO Y DE ENFRIAMIENTO.

Las curvas de calentamiento y de enfriamiento aseguran una protección contra el fallo no dúctil de todos los componentes del sistema de refrigerante del primario de la central durante los transitorios normales de calentamiento y enfriamiento y las pruebas en servicio de presión hidrostática. Se postula la existencia de un defecto en la región central de la vasija ya que es esta la zona con mayor cantidad de daños por irradiación.

La metodología descrita en el apartado anterior se aplica a la generación de las curvas de calentamiento y enfriamiento, pronosticándose la existencia del defecto de referencia en la superficie interna (1/4T) o externa (3/4T) de la pared de la vasija, según el transitorio en cuestión. El valor ajustado de RT_{NET} del defecto de referencia se determina mediante la fluencia neutónica de la punta del defecto localizado en la posición 1/4T ó 3/4T.

Resumiendo, el procedimiento general consiste en determinar el valor de K_{IR} en la punta del defecto postulado en cualquier momento durante el transitorio de calentamiento o de enfriamiento. Esto se podrá hacer al conocer la temperatura del metal, el valor de RT_{NET} (incluidos los efectos de irradiación) y la curva de resistencia a la fractura de referencia. El factor de intensidad de tensiones se calcula para el gradiente térmico. Para determinar la presión permisible, la expresión:

$$2K_{I\text{presión}} + K_{I\text{térmico}} = K_{IR}$$

se resuelve para $K_{I\text{presión}}$, ya que:

$$K_{I\text{presión}} = C^{\text{te}} \cdot P$$

donde P es la presión y C^{te} es una constante de valor calculado. P constituye para cada temperatura instantánea del refrigerante el límite del Apéndice G.

Para el cálculo de la presión permisible en función de la temperatura del refrigerante durante el enfriamiento, se supone la existencia del defecto de referencia en la cara interna de la pared de la vasija. Durante el enfriamiento, la posición del defecto de control se sitúa siempre en la cara interna de la pared porque:

- Los gradientes térmicos producen esfuerzos de tracción en ese punto. Los esfuerzos son de compresión para el defecto de referencia supuesto por la pared exterior.
- La temperatura en la localización 1/4T es menor que en 3/4T. El factor de intensidad de tensiones crítico en lo relativo a este efecto es por tanto menor en 1/4T.
- Los daños por irradiación son mayores en 1/4T y por tanto en base a este parámetro el factor de intensidad

de tensiones crítico es también menor.

Se generan entonces unas relaciones permisibles de presión-temperatura tanto para una situación de estado estacionario como para la de ritmo finito de enfriamiento. A partir de estas relaciones se construyen las curvas compuestas de límite inferior correspondientes a las condiciones de estado estacionario y de enfriamiento para cada valor de ritmo de enfriamiento de interés.

La utilización de la curva compuesta (obtenida según lo descrito anteriormente) en el análisis de enfriamiento es necesaria, toda vez que el control de procedimiento de enfriamiento se basa en la medida de la temperatura del refrigerante del reactor, mientras que la presión limitativa depende, en realidad, de la temperatura del material en la punta del defecto pronosticado. Durante el enfriamiento, el punto situado a 1/4T se encuentra a una temperatura más alta que el fluido contiguo a la cara interna de la pared de la vasija, pero para la condición de estado estacionario se encuentra a la misma temperatura. De aquí se deriva que, para cualquier temperatura determinada del reactor, el gradiente de temperatura desarrollado durante el enfriamiento dará un valor más alto de K_{IR} en 1/4T para ritmos finitos de enfriamiento que para la operación en estado estacionario. En contraposición, los esfuerzos térmicos tractivos aumentan conforme se van incrementando los ritmos de enfriamiento.

Los procedimientos anteriores son necesarios ya que no existen ningún control directo sobre la temperatura en el punto 1/4T, lo que quiere decir que las presiones permisibles podrían verse violadas inadvertidamente si el ritmo de enfriamiento se redujera a distintos intervalos a lo largo de la rampa de enfriamiento. El uso de una curva compuesta elimina este problema y asegura una operación conservadora del sistema durante todo el período de enfriamiento.

Para determinar las curvas límites de los ritmos finitos de calentamiento, al igual que en el análisis de enfriamiento, se desarrollan unas relaciones de presión-temperatura permisibles para condiciones de estado estacionario, así como para condiciones de ritmo finito de calentamiento. En este caso, hay que postular el defecto tanto por la cara interna (1/4 T) como por la cara exterior (3/4 T). A priori, no se puede establecer qué localización es la más crítica, ya que los gradientes térmicos producen esfuerzos de tracción en la cara exterior y tienden a reforzar los posibles esfuerzos de presión, pero el factor de intensidad de tensiones crítico en la punta de defecto a (1/4 T) puede ser menor por estar el material de la punta más irradiado, o mayor, por ser su temperatura más elevada. Por otra parte, debemos de considerar el régimen estacionario, pues si bien las sollicitaciones son menores, tendremos también valores menores de la tenacidad crítica al ser inferior la temperatura alcanzada en la pared durante cualquier transitorio de calentamiento.

El empleo de una curva compuesta o envolvente de los límites anteriores es necesario para establecer unas limitaciones conservadoras de calentamiento, toda vez que es posible que existan condiciones tales que la condición crítica cambie del supuesto defecto de 1/4T de la cara interior al de la cara

externa a lo largo de la rampa de calentamiento, y la presión límite se deberá basar en todo momento en el análisis del criterio más crítico.

Habiendo determinado los límites de calentamiento y de enfriamiento, el Apéndice G del 10CFR50 impone ciertas restricciones de operación adicionales.

La curva límite de la prueba de estanqueidad representa los requisitos de temperatura mínima a presiones de prueba de estanqueidad. Esta curva límite para la prueba de estanqueidad se determinó empleando el mismo método que el aplicado al cómputo de la temperatura de la prueba hidrostática en servicio. Como ya se ha explicado, este método incluyó un factor de 1.5 respecto del factor de intensidad de tensiones de presión.

4 PERFILES TERMICO-TENSIONALES

Como se ha expuesto en el apartado anterior dos son los orígenes de los esfuerzos a los que se ve sometida la vasija:

1. Presión interior. Origen de los esfuerzos primarios.
2. Gradientes térmico de enfriamiento y calentamiento. Origen de los esfuerzos secundarios.

4.1 ESFUERZOS PRIMARIOS

Considerando la vasija del reactor como un cilindro de longitud infinita sometido a una presión interior relativa P_i , la teoría de elasticidad lineal elástica establece que la tensión circunferencial, que en nuestro caso es la no transmitida para el defecto postulado (MODO I), tiene la forma:

$$\sigma = \frac{r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} P_i \left(1 + \frac{r_o^2}{r^2} \right)$$

$$\sigma_{\text{máx.}} = P_i \frac{r_o^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2}$$

Si para simplificar asumimos que la tensión circunferencial es constante a lo largo del espesor de la pared e igual al valor máximo obtenemos que para esta distribución no aparece tensión de flexión y toda la tensión es de membrana.

$$(\sigma_M)_{\text{presión}} = P_i \frac{r_o^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2}; (\sigma_\beta)_{\text{presión}} = 0$$

Suponer la tensión constante igual a la máxima es conservativo y el error cometido esta acotado por:

$$\epsilon \leq e/r_i$$

Para un caso típico este error es del orden del 10%.

4.2 DISTRIBUCION DE TEMPERATURAS

La vasija del reactor está cargada térmicamente por los cambios de temperatura del refrigerante. Estos cambios, calentamientos y enfriamientos, son lineales con el tiempo (rampas). Considerando que la vasija del reactor es un cilindro de pared delgada y despreciando el efecto del recubrimiento

aislante interior, los perfiles térmico-temporales se obtienen mediante la resolución de la ecuación de transmisión de calor. El efecto del recubrimiento aislante es el de suavizar los gradientes térmicos en la pared, despreciar este supone tener a la vasija del reactor más cargada, luego estamos frente a una aproximación conservativa.

La ecuación de transmisión de calor en coordenadas cilíndricas es:

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = k \left[\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right]$$

Las condiciones de contorno para nuestro problema serán:

- Convección en la pared interior metal-refrigerante.

$$r = r_i; \quad -k \frac{\partial T}{\partial r} = h (T - T_c(t))$$

- Adiabaticidad en la pared exterior, se desprecia el flujo de calor metal-aire frente al de metal refrigerante.

$$r = r_o; \quad \frac{\partial T}{\partial r} = 0$$

El análisis dimensional de la ecuación indica:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} &= \frac{T}{e^2} \\ \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} &= \frac{T}{re} \end{aligned} \right\} \begin{aligned} \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \\ \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \end{aligned} = \frac{e}{r_i} < 10\%$$

luego siendo coherentes con el desarrollo hasta aquí expuesto, podemos despreciar el término $(1/r)(\partial T/\partial r)$ frente al término $\partial^2 T/\partial r^2$.

La ecuación final a resolver es:

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial r^2}$$

$$c.c. \left\{ \begin{aligned} -k \frac{\partial T}{\partial r} &= h(T - T_c(t)) \text{ en } r=r_i \\ \frac{\partial T}{\partial r} &= 0 \text{ en } r = 0 \end{aligned} \right.$$

que físicamente corresponde a haber desarrollado el cilindro hasta convertirlo en una placa plana.

Se ha resuelto este sistema de ecuaciones mediante el método de superposición de respuesta frente al salto escalón. Para ello descomponemos la rampa lineal de velocidad de calentamiento en una sucesión de escalones. Para cada escalón individual la distribución de temperaturas de la placa para un cambio brusco de la temperatura del fluido que la envuelve es:

$$\frac{T(x,t)}{T} = \sum_{n=1}^{\infty} e^{-\lambda_n^2 at} \frac{\text{sen}(\lambda_n L)}{\lambda_n L + \text{sen}(\lambda_n L) \cdot \text{cos}(\lambda_n L)}$$

Para $t \geq 0$ y; $T(x,t) = 0$

para $t \leq 0$

En virtud de la linealidad de la ecuación de transmisión de calor obtenemos la respuesta a la rampa mediante la superposición de las respuestas al salto escalón decaladas en el tiempo.

$$T(x,t) = \sum_{i=1}^n T_i \cdot T(x, t-\tau_i)$$

Por último notar que las respuestas a un salto escalón en calentamiento y en enfriamiento son distribuciones complementarias a la temperatura inicial para cada rampa particular.

4.3 ESFUERZOS DE ORIGEN TERMICO

Conocidas las distribuciones temporales de temperatura a través de la pared de la vasija $T(r,t)$ obtenemos las distribuciones temporales de esfuerzos circunferenciales mediante la teoría de elasticidad lineal.

$$\sigma_{\theta}(r,t) = \frac{E\alpha_1}{1-\mu^2} \frac{1}{r^2} \left[\frac{r^2+r_i^2}{r_o^2-r_i^2} \int_{r_i}^{r_o} T(r,t)r.dr + \int_{r_i}^r T(r,t)r.dr - T(r,t)r^2 \right]$$

$$+ \left[T(r,t)r.dr - T(r,t)r^2 \right]$$

Para las propiedades del material se han tomado las correspondientes a las medias en el rango de variación de la temperatura del refrigerante.

Debido a la naturaleza de los esfuerzos térmicos:

$$\int_{r_i}^{r_o} \sigma_{\theta}(r,t) dr = 0$$

luego la tensión de membrana para los esfuerzos térmicos es nula. $(\sigma_m)_m = 0$.

Para calcular la tensión de flexión consideramos la tensión lineal sobre el espesor de pared de la vasija que provocaría el mismo momento que la distribución de esfuerzos térmicos presentes, según establece ASME III. De esto resulta:

$$\sigma_b(t) = \frac{6 \int_{r_i}^{r_o} r\sigma_{\theta}(r,t) dr}{(r_o-r_i)^2}$$

5 DETERMINACION DE LOS LIMITES

Conocidas las tensiones primarias y secundarias, y utilizando la mecánica de fractura recomendada en el Apéndice G del Código ASME III, las relaciones permisibles de presión temperatura se obtienen de:

$$K_{I\text{combinado}} = K_{IR}$$

$$K_{I\text{primario}} = P M_m \frac{r_o^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2}$$

$$K_{I\text{secundario}} = M_b \frac{6 \int_{r_i}^{r_o} r\sigma_{\theta}(r,t) dr}{(r_o-r_i)^2}$$

donde $\sigma_{\theta}(r,t)$ es la distribución de tensiones circunferenciales correspondientes al calentamiento o al enfriamiento según el caso de estudio.

Por tanto, para límites de servicio de Nivel A y Nivel B

$$K_{IR} = 2 K_{IP} + K_{Im}$$

$$P(T_c(t)) = \frac{K_{IR}(T_j) - K_{It}(T_c)}{2(M_m) \left[\frac{r_o^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \right]}$$

donde j quiere denotar localización 1/4T ó 3/4T.

Para condiciones de prueba hidrostática:

$$K_{IR} = 1.5 K_{IP} + K_{Im} = 1.5 K_{IP}$$

$$P(t_c(t)) = \frac{K_{IR}(T_j)}{1.5 (M_m) \left[\frac{r_o^2 + r_i^2}{r_o^2 - r_i^2} \right]}$$

En resumen, para cada temperatura del refrigerante T_c y por tanto para cada tiempo (temperatura y tiempo están relacionados biunívocamente a través de la rampa de calentamiento o de enfriamiento), podemos determinar K_{IR} , $K_{It}(T_c)$ y M_m .

Nótese que el proceso de cálculo de M_m es iterativo pues es preciso entrar en la figura 1 con el valor $\sigma/\sigma_{\text{adm}}$ que es función de la presión que pretendemos calcular $\sigma=\sigma(P)$. En la figura 3 se muestran las curvas límite de enfriamiento, para distintas velocidades, de una vasija típica. En la figura 5 aparece una curva límite de calentamiento para una velocidad usual de operación.

6 CONCLUSIONES

1. Para una vasija típica y para un transitorio de enfriamiento, solamente cuando se han alcanzado bajas temperaturas, las distintas velocidades de enfriamiento condicionan el límite, hasta entonces, dicho límite queda establecido por las restricciones del estado estacionario a cada temperatura.
2. En general, las limitaciones impuestas en el proceso de calentamiento de la vasija son más severas que las debidas al proceso de enfriamiento.
3. El método aquí expuesto ha mostrado ser simple y eficiente. Los conservadurismos asociados a la normativa de obligado cumplimiento desaconsejan el refinamiento en la resolución de la ecuación de transmisión de

calor o en el cálculo del factor de intensidad de tensiones.

7 REFERENCIAS

1. ASME Code Section III, Appendix G, "Protection against nonductile fracture".
2. Regulatory Guide 1.99 revision 2, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Mayo 1988.
3. 10CFR50, Appendix G, "Fracture toughness requirements". Code of Federal Regulations.

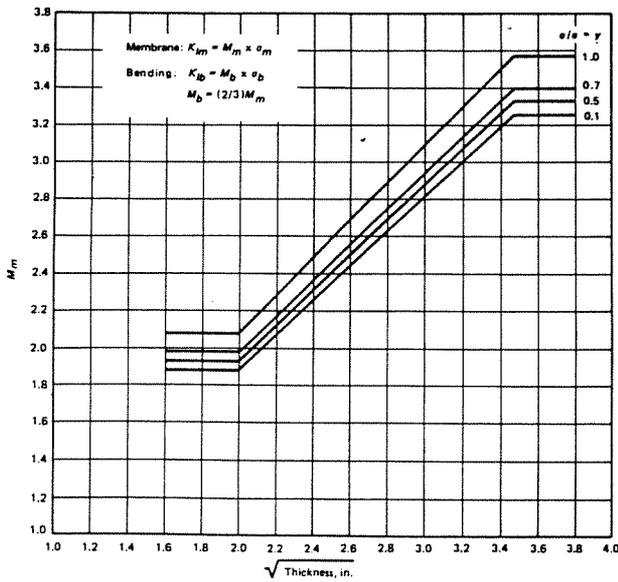


Figura 1 Factores de corrección de esfuerzos (ASME III.Ap.G)

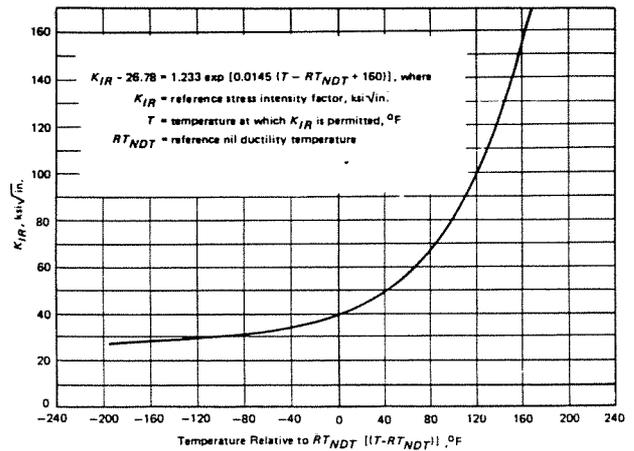


Figura 2 Curva de resistencia a la fractura (ASME III.Ap.G)

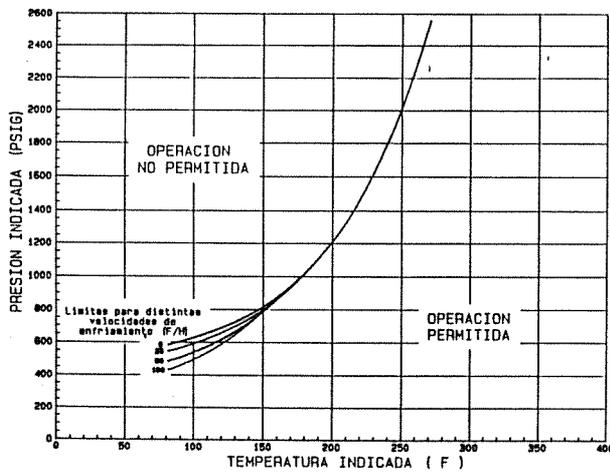


Figura 3 Curvas límite de enfriamiento

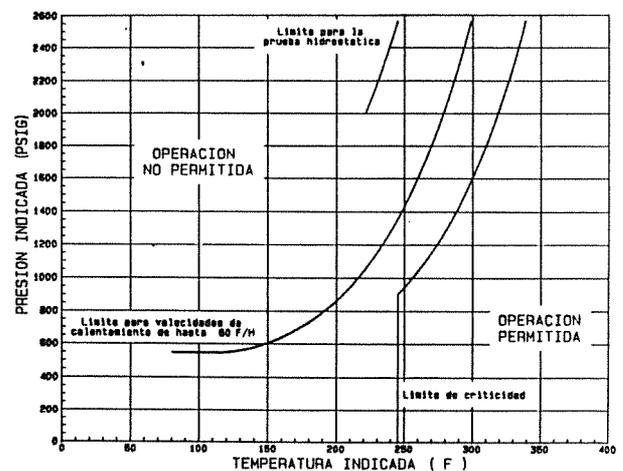


Figura 4 Curva límite de calentamiento para velocidades de hasta 60 F/H

FALLO DE UN OLEODUCTO ANTES DE SU PUESTA EN SERVICIO

FERNÁNDEZ, J.M. ^{de Manuel}EMPRESA NACIONAL INGENIERIA Y TECNOLOGIA/INITEC
ALENZA, 4 28003- MADRID.

Recientemente un oleoducto, durante las pruebas a presión hidráulicas, presentó varias fugas. Esta comunicación informa de los resultados de la investigación realizada para establecer las causas de fallo de los tubos.- Se presentan la composición química y las propiedades mecánicas de los tubos y las condiciones de operación del oleoducto. Finalmente se hace una estimación de la longitud de fisura crítica.

Recently in a pipeline, during the pressure test, several failures appeared. The present paper reports the results of the investigation to ascertain the causes of tubes failure. The chemical and mechanical properties of pipe, and the operating conditions of the pipeline are given. Finally preliminary calculations of the critical crack length are shown.

1. INTRODUCCION

Durante la construcción de los oleoductos inadvertidamente pueden introducirse defectos que puedan afectar a la integridad mecánica de los elementos que los constituyen. Para poner de manifiesto tales posibles zonas débiles y por otras consideraciones, la línea formada por los tubos soldados entre sí, una vez enterrada, se somete a - - pruebas a presión hidráulica, en condiciones controladas, que someten el conjunto a esfuerzos superiores a los que existirán durante el servicio de la línea.

Recientemente, durante las pruebas a presión de un oleoducto, en un país de América Central, se presentaron varias fugas en puntos distantes entre sí varios kilómetros.

El oleoducto, que servirá para transportar productos petrolíferos a unos 60°C, tiene una longitud de unos 50 km, el diámetro de diseño es de 12 3/4" (323,9 mm) y su espesor nominal es de 0,219" (5.6 mm.).

La especificación básica de los tubos es la API 5L [1], que fué matizada, aumentando el nivel y tipo de exigencias por la especificación de la Ingeniería, para tubería fabricada mediante soldadura helicoidal por doble arco sumergido, en grado X52, y con los extremos preparados para soldar en campo.

La presión de operación es de 63 kg/cm² (6,17 MPa).

La presión de prueba hidráulica de los tubos, en fábrica, es de 112 kg/cm² (10,96 MPa) manteniéndose durante 15 segundos, antes de revestir.

En campo, la línea enterrada se debe probar a 93 kg/cm² (9,10 MPa).

Los tubos, una vez pasados los distintos controles y ensayos, fueron revestidos exteriormente con brea-epoxy de 200 - micrometros de espesor, excepto unos 250 a 300 mm. en cada extremo.

Los tubos fueron transportados por vía marítima y llegaron al puerto de destino en el primer semestre de 1986 y fueron almacenados en zona marítima-industrial, en las proximidades de una planta de fertilizantes nitrogenados.

Después de más de tres años de almacenamiento, se realizaron las soldaduras circulares de unión de los tubos entre si, se recubrieron con coquillas de poliuretano de unos 40 mm. de espesor, el conjunto va envuelto con una banda de poliester reforzado con lana de vidrio y fueron enterrados.

Durante las pruebas a presión se detectaron unas seis (6) fugas entre los 38 y 90 kg/cm² (8,81 MPa).

Esta comunicación presenta los primeros resultados de la investigación acometida para determinar las causas de las fugas y valorar la integridad de la línea con vistas a su comportamiento futuro.

2. INSPECCION Y TRABAJOS DE LABORATORIO

En la zona en que se localizó cada fuga, después de poner la línea al descubierto, se cortaron carretes de unos 1,150 m. de largo.

a) Inspección visual de la zona defectuosa.

Se puso de manifiesto :

- No existía el revestimiento de epoxy-brea en la zona dañada
- Abundante pitting.
- Presencia de fisura longitudinal, - abierta, que interesa a todo el espesor, acompañada de fisuras menores sensiblemente paralelas, según una generatriz del tubo.
- Las fisuras están muy distantes de los cordones de la soldadura helicoidal y básicamente no afectan, excepto en un caso, a los cordones de soldadura circular.
- No hay deformación de los labios ni de la curvatura.

- En dos casos la zona de fisuras - - había sido alterada por amolado intentando determinar la profundidad de las fisuras. La zona rebajada - - tiene un milímetro menos de espesor.
- Las fisuras se inician en la superficie exterior del tubo.
- Longitud de la fisura principal: - entre 100 y 150 mm.
- Los espesores en las proximidades de la fisura principal (en la zona no rebajada) eran entre 5,6 a 5.9 mm.

b) Composición de los tubos.

La composición química de los tubos dañados se presenta en tabla 1.

TABLA 1. Composición química de los tubos (% en peso).

Datos del acerista	Datos de Laborat. Independi. (Oficial)
C --- 0,064 a 0,14	0,08 a 0,14.
Mn -- 0,95 a 1,20	0,82 a 1,08
Si -- 0,24 a 0,30	0,22 a 0,25
S -- 0,002 a 0,011	0,0002 a 0,0010
P -- 0,010 a 0,021	0,0043 a 0,010
V -- < 0,010	-----
Cr -- < 0,010 a 0,016	0,05 a 0,11
Ni -- 0,011 a 0,017	0,02 a 0,04
Mo -- < 0,020	-----
Cu -- < 0,010	0,02 - < 0,1
Ti -- < 0,010 a 0,011	-----
Al -- -----	< 0,002
C.E. 0,28 0,42	0,23 a 0,35

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{V+Ti+Cr+Mo}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$$

Estos valores cumplen con lo especificado.

c) Valores de ensayos mecánicos.

En la TABLA 2 se presentan los valores obtenidos por el Fabricante del tubo y del Laboratorio Independiente (Oficial).

TABLA 2. Resultados de ensayos mecánicos de tubos.

<u>Fabricante.</u>		Mat.Base	Sold.
σ_y 0.5 MR	404,3 a 449,4	-----	-----
σ_{uts} MPa	519,8 a 561,9	579,6 a 658,9	-----
A %	33,7 a 38	-----	-----
E %	-----	-----	-----
$\delta/6$ uts	0,77 a 0,79	-----	-----
HRB	-----	-----	-----

Laboratorio Independiente.

	Mat. Base.
σ_y 0.5 MPa	398 a 423
σ_{uts} MPa	504 a 521
A%	34 a 35
E%	51 a 55
$\sigma_{0.2}$ MPa	0.79 a 0.81
HRB	82 a 85

(doce valores).

Valores que cumplen lo especificado

b) Ensayos de resiliencia Charpy "V" sobre tubo.

Fabricante

Temp. °C	
Mínima individual	46,1 J
Mínima de las medias	48,1 J
Tubos ensayados	68
Probetas	55 x 10 x 4
Norma ASTM A370	
ASTM E23	

Lab. Independiente.

Temp. °C	-10	+27
Mínima individual	78,5	86,3 J
Mínima de las medias	79,4	87,3 J
Tubos ensayados	2	2
Probetas	55 x 10 x 5,7	
Norma	GOST	

c) Estructura y tamaño de grano del metal base de los tubos.

Tanto por el Fabricante como por el Laboratorio independiente se informa que la estructura es ferrítico-perlítica, y el tamaño de grano va de 8 a 10.

f) Inspección de tubos en campo.

Se realizó la inspección visual y por partículas magnéticas de tubos desenterrados al azar a lo largo de todo el trazado, sin encontrar indicaciones de fisuras.

g) Examen metalográfico.

Por el Laboratorio Independiente se realizó microscopía óptica, electrónica y barridos con Scanner con los siguientes resultados:

- Existencia de una fisura principal y pasante, acompañada de fisuras menores.
- Estas fisuras se ramifican y crecen siendo intercristalinas y - - transcristalinas.
- Por manipulación mecánica que ha alterado la superficie exterior original, no se ha podido ver, - -

por el momento, el campo de iniciación y crecimiento de las fisuras terminales.

- No se han encontrado depósitos de corrosión en las superficies de las fisuras.
- Algunas fisuras, al desarrollarse, atraviesan zonas con inclusiones de naturaleza desconocida hasta ahora. Son escasas y de dureza (microdurezas) baja.

3. ENSAYO DE ROTURA DE TUBOS POR SUBIDA DE PRESION.

Con objeto de confirmar las buenas - propiedades de los tubos en general, y poner de manifiesto distintos mecanismos de rotura de los tubos, procedimos a provocar la rotura de dos recipientes a presión de 1,6 m. de longitud, creados a partir de un tubo sano, que no había sido sometido aún a presión en campo.

En uno de los recipientes se mecanizó una entalla artificial, de unos 115mm de longitud, en "V" a 30 grados y profundidad de 3mm. La entalla se preparó por fresado con cuchilla viva.

Las variaciones de presión y resultados se presentan en la tabla 3.

TABLA 3. Resultados de las pruebas de rotura.

Sin entalla	
Temperatura ambiente	C-27 °C
Temperatura del agua	C-24 °C
Mantenida	
Presión kg/cm ²	-- 100 1 minuto
	140 "
	200 " (3 ciclos)
	220 rotura.
Rotura:	Dúctil a 45 grados
	En el centro del recipiente.
	Corta a la soldadura helicoidal.
	Gran deformación - Boca.
Desarrollos de la zona deformada (mm).	
inicial	1018
Maxi	1260
	1200
	1170
Longitud de boca	470 mm.
Espesores (mm)	
inicial	5.6
final, en labios	4.0

Con entalla
(lejos de soldaduras)

Temperatura ambiente - 22 °C
 Temperatura del agua - 22 °C

Mantenida

Presión kg/cm² 65 1 minuto
 60 1 minuto
 92 1 minuto
 114 1 minuto
 130 rotura

Rotura: Dúctil a 45 grados
 Rompe por la entalla
 Gran deformación-Boca

Desarrollos de la zona deformada (mm)

inicial 1018
 maxi 1060
 1032
 1035

Longitud de boca 235 mm.

Espesores (mm)

inicial 5.6
 final, en labios 4.0

4. DETERMINACION DEL TAMAÑO CRITICO

Dada la tenacidad elevada que el material sano presentará a la temperatura de operación, utilizamos la fórmula (1) propuesta por Kiefner [2] para aceros de pipelines.

$$\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma}\right)^2 \frac{1}{C} = 7 \text{ ----- (1)}$$

en unidades inglesas.

Para nuestro caso.

$$C = \frac{115}{2} \text{ mm.} = 4,53''$$

$$\sigma = 404 \text{ MPa} = 58682 \text{ psig.}$$

$$K_{Ic} = 234 \text{ Ksi} \sqrt{\text{in.}}$$

Con este valor se puede estimar, siguiendo a Hahn [3], un valor de longitud de la fisura crítica de $2C=4,5''=114,3 \text{ mm.}$

Los valores encontrados en nuestros ensayos ponen de manifiesto el carácter conservador de las fórmulas propuestas por Kiefner [2], y se confirma su afirmación que "en materiales tenaces, el límite inferior del esfuerzo de fallo en el caso de daños superficiales, corresponde al esfuerzo de fallo de un tubo sin daño que tuviese el mismo espesor que el espesor neto bajo la zona dañada.

5. CONCLUSIONES PROVISIONALES

- a) En su conjunto, lo tubos cumplen la especificación de pedido y son aptos al fin a que se destinan.
- b) Algunos de los tubos han sido objeto de un mecanismo de degradación localizada.
- c) Creemos que esta degradación apunta a una corrosión bajo tensión, sufrida por algunas zonas del material desde su salida de la fábrica de tubos.
- d) La causa próxima de las fugas se debe a las bajas propiedades mecánicas de las zonas deterioradas.
- e) Las inspecciones realizadas al azar no permiten descartar la existencia de mas tubos afectados.
- f) La importancia de la degradación varía de unos tubos a otros y su propagación durante las pruebas a presión o posteriormente en operación pueden dar lugar a nuevas fugas aún habiendo pasado la presión de prueba en campo.
- g) El material es muy homogéneo, con unos valores muy altos de tenacidad a la entalla.
- h) Los tubos sanos, en el futuro, por intervención de terceros y otros accidentes no dará lugar a fallo catastrófico y avisará (fugará) sin que el daño causado se propague.
- i) Incluso los tubos con propiedades degradadas tendrán un fallo no - catastrófico.

6. REFERENCIAS

- [1] American Petroleum Institute Specification for Line Pipe "API Specification 5L(SPEC 5L)" 34 Edition, May 31, 1984.
- [2] Kiefner, J.F. "Fracture Initiation" Battelle Memorial Institute, 1969 Columbus, Ohio.
- [3] Hahn, G.T y Rosenfield, A.R. " Fundamental Fracture Mechanisms" Battelle Memorial Institute, 1969 Columbus, Ohio.

.....

APLICACION DE LA MECÁNICA DE FRACTURA AL SEGUIMIENTO DE GRIETAS DE CORROSION-TENSION EN UNA TUBERÍA DE 10" DE AISI-304.

Lapeña, J., González, J.

Instituto de Tecnología Nuclear
CIEMAT
Avenida Complutense, 22
28040-MADRID

Resumen.- Los agrietamientos circunferenciales detectados en las tuberías de los circuitos de refrigeración de los reactores de agua en ebullición, tipo BWR, han sido atribuidos a procesos de corrosión intergranular bajo tensión y se han localizado en las zonas afectadas por el calor de soldadura. Mediante ensayos en laboratorio, en las mismas condiciones de presión y temperatura, se ha conseguido reproducir este tipo de grietas, con la misma estructura de las habidas en planta. Por ecuaciones de la mecánica de fractura se ha seguido la evolución de dichas grietas a lo largo del tiempo comparándolas con las medidas por ultrasonidos, comprobándose una buena correlación con los valores finales de las mismas, obtenidos después de abrir la tubería y medir las magnitudes reales.

Abstract.- The circumferential cracks detected in the cooling loops piping of the boiling water reactors (BWRs), have been ascribed to stress corrosion cracking mechanisms and they were observed in the heat affected zones of welds. In laboratory tests, at similar pressure and temperature conditions, this type of cracks have been reproduced with the same structure that in plant. Through fracture mechanic equations, the growing of cracks were followed and checked with ultrasonic inspection methods. A good correlation was found with the final cracks measured after opening the pipe.

1. INTRODUCCION

La producción de grietas intergranulares de corrosión-tensión en las tuberías de acero inoxidable AISI-304 de los reactores nucleares de agua en ebullición se debe a la conjunción de tres factores: la sensibilización del material por el calor de la soldadura con precipitación de carburos de cromo en los bordes de grano, las tensiones que actúan sobre la tubería y el carácter agresivo del agua con 200 ppb de oxígeno utilizada en este tipo de reactores.

Para conseguir en laboratorio este mismo tipo de grietas es necesario actuar sobre las tres variables señaladas, aplicadas a tuberías del mismo material.

2. PREPARACION DE LA TUBERÍA

La tubería de acero inoxidable austenítico AISI 304 utilizada tenía un diámetro de 10" ($\phi=297\text{mm}$) y un espesor de 15 mm. Se partió de una longitud de 1,60 m, con cuatro segmentos de 400 mm unidos entre sí por tres soldaduras. La ensayada fue la superior. El proceso de soldadura fue GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) en las pasadas de raíz y SMAW (Shielded Metal Arc Welding) en el resto, con un aporte térmico elevado de 61 KJ/pulgada. Además, con el objetivo de simular las condiciones del material al final de su vida en operación, se sometió a la tubería a un tratamiento de sensibilización a baja temperatura (LTS), 500 °C durante 24 h, al aire, enfriamiento en horno, antes de las dos últimas pasadas.

La tubería se ha utilizado como autoclave, cerrándola mediante bridas adecuadas, con la instrumentación necesaria para la realización de los ensayos. En el interior de la misma y en las zonas afectadas por el calor de soldadura, se situaron unos dispositivos con el objeto de crear zonas de mala circulación de la disolución, que al favorecer la corrosión por "crevice" facilitasen el inicio de los agrietamientos. Este sistema presionaba unas almohadillas de la na de grafito sobre las zonas afectadas por el calor de soldadura, en ocho puntos.

3. GENERACION DE GRIETAS

La tubería-autoclave se alimentó con agua desionizada de un circuito [1] a una temperatura de 288 °C y una presión de 80 kg/cm². Para conseguir en el menor tiempo posible las grietas deseadas se utilizó un agua con un contenido de oxígeno alto, de 25 ppm.

El dimensionamiento de las grietas se realizó por medio de inspecciones por ultrasonidos, cada 400 horas aproximadamente.

Después de 1700 h de operación, al cabo de las cuales sólo había dos indicaciones de grietas sin confirmar, se cortó el tramo de tubería con la soldadura superior y se ensayó independientemente otras 2300 h. El resultado de las medidas por ultrasonidos se recogen en la tabla 1, donde puede apreciarse la existencia de varias grietas, la mayor con una profundidad de 5-6 mm y una longitud de 105 mm.

Tabla 1. Resultados de la inspección U.T. después de 4000 horas de operación. El lado (-) es el superior de la soldadura.

SOLDADURA SUPERIOR	SITUACIÓN	PROFUNDIDAD
LADO (-)	205-310	5-6 mm
LADO (-)	370-395	≈2 mm
LADO (-)	540-605	≈2 mm
LADO (+)	100-135	≤2 mm
LADO (+)	695-735	2-3 mm
LADO (+)	170 (*)	≈2 mm

(*) Indicación longitudinal

4. PROPAGACIÓN DE GRIETAS

El ensayo de propagación de las grietas generadas anteriormente se realizó a una concentración de oxígeno en el agua de alimentación de 20 ppb. Estas son condiciones de "química alterativa", empleada en los reactores BWR durante los últimos años para frenar o ralentizar las grietas existentes [2].

Este ensayo se realizó en una máquina servohidráulica de 100 Tm de capacidad de carga, mediante la aplicación de una tensión constante de 350 kg/cm² simultáneamente con una tensión cíclica de 350 kg/cm² de valor máximo con un tiempo de subida de 1,5 horas, 5 horas de mantenimiento en el valor máximo y un tiempo de bajada

de 0,5 horas. La contribución axial de la presión interna, 80 kg/cm², fue de 356 kg/cm² con lo que el valor máximo de la tensión axial que soportaba la tubería era de 1056 kg/cm².

Al igual que en el caso anterior, se realizaron inspecciones por ultrasonidos cada 400 horas. El tiempo total de propagación fue de 2300 horas, durante las que no se detectó ningún aumento de las grietas, a excepción de las últimas 40 horas en las que ocurrió una contaminación de oxígeno del orden de 8 ppm, y el consiguiente aumento de las grietas, cuyos valores finales medidos por ultrasonidos se dan en la tabla 2.

Tabla 2. Localización y dimensión de las indicaciones después de 2318 horas de operación en agua con 200 ppb de O₂.

Indicación	Lado	Situación (mm)	Profundidad (mm)
1	-	186-310	7
2	-	370-395	4
3	-	540-605	2,5
1	+	100-135	5
2	+	683-735	3,5
3	+	175-191	-
4	+	175*	-

(*) Indicación axial

Después de acabado el ensayo se abrieron algunas grietas, cortando la parte donde se encontraban y acabándolas de romper por fatiga al aire. La grieta mayor tenía un frente coherente con una profundidad máxima de 9 mm en su centro. Los ultrasonidos la habían dimensionado correctamente en longitud y con un ligero error por defecto en profundidad. Las demás grietas más pequeñas, aunque localizadas correctamente en longitud, fueron claramente subdimensionadas en profundidad con errores de hasta un 100 %, debido a que eran irregulares y muy ramificadas, lo que traía consigo la ausencia de picos de difracción claros en la medida por ultrasonidos.

5. TENSIONES RESIDUALES

Dada la gran influencia que tienen las tensiones residuales de soldadura en el crecimiento de las grietas de corrosión bajo tensión, se ha realizado una medida de las mismas en las superficies interior y exterior, por medio de bandas extensométricas.

La técnica de medida ha sido la del "hole-drilling" (orificio ciego) basada en la perforación de un pequeño agujero, que libera las tensiones existentes en la superficie. Estas tensiones se miden en unas rosetas compuestas de tres bandas extensométricas que confluyen en el orificio [3]

Por los valores obtenidos, reflejados en la tabla 3, se deduce que las tensiones perpendiculares a la soldadura son de tracción en el interior de la tubería y de compresión en el exterior, lo que permite pensar en un perfil de tensiones residuales lineal a lo largo del espesor de la tubería.

Tabla 3. Tensiones perpendiculares a la soldadura (axiales).

Nº de roseta	posición	(Ksi)
2	exterior	-58
10	exterior	-37
11	exterior	-38
4	interior	61
5	interior	-4
6	interior	40
7	interior	-4
9	interior	51

Los valores máximos de la tensión perpendicular al cordón serían del orden de 40 a 60 ksi con tracción en la superficie interior y compresión en la exterior.

6. APLICACION DE LA MECÁNICA DE FRACTURA

La aplicación de los conceptos de la mecánica de fractura a las grietas reales en la zona termicamente afectada por el calor de soldadura, plantea dificultades dado que en el ensayo realizado se han obtenido varias grietas de diferentes longitudes y profundidades, la mayoría de ellas con ramificaciones y frente muy irregular, por lo que no es posible el cálculo teórico en estos casos [4].

Se puede calcular el efecto aislado de la grieta mayor, que tiene forma semi-elíptica [5], pero es más conservativo el suponer que existe una grieta de la misma profundidad, de tipo circunferencial (360°), a lo largo de todo el perímetro de la tubería.

Los factores de intensidad de tensiones que contribuyen al progreso de la grieta son los debidos a las tensiones residuales, la presión del agua y la tracción de la máquina de ensayo en el caso de emplearse esta. Se ha comprobado que el gradiente de temperatura a través de la pared era muy pequeño por lo que no se consideran las tensiones térmicas.

El factor de intensidad de tensiones causado por las tensiones residuales de soldadura se ha calculado haciendo uso de las funciones de influencia [6], [7] que para grieta circunferencial de 360° con una relación de radio medio/espesor = 10 (en este caso vale 9,4), viene dado por:

$$K_{IR} = \sigma_1 \sqrt{t} \sqrt{\pi a} (i_0 - 2\alpha i_1) \quad (1)$$

donde:

$$i_0 = 1,122 + 0,3989\alpha + 1,5778\alpha^2 + 0,6049\alpha^3$$

$$i_1 = 0,683 + 0,115\alpha - 0,7556\alpha^2 + 0,1667\alpha^3$$

σ_1 = tensión residual en la superficie interior

$$\alpha = a/t$$

a = profundidad de grieta

t = espesor de la pared

Se ha supuesto una distribución de tensiones residuales lineal a través de la pared, lo que está de acuerdo con la experiencia [8] y con los valores obtenidos en el apartado 5. Si la distribución fuera parabólica, lo que es habitual

en tuberías de paredes gruesas, intervendrían los demás coeficientes (i_2, i_3, i_4). La presión del agua produce una tensión de membrana constante a través del espesor de la pared. El factor de intensidad de tensiones para la grieta considerada es:

$$K_{IP} = (PR/2t) \sqrt{t} \sqrt{\pi a} (1,122 + 0,3989\alpha + 1,5778\alpha^2 + 0,6049\alpha^3) \quad (2)$$

donde: p = presión

R = radio medio

La contribución de la máquina de ensayos, empleada solamente en el periodo de propagación de las grietas, produce también una tensión constante, contribuyendo con un factor de intensidad de tensiones:

$$K_{IT} = T \sqrt{t} \sqrt{\pi a} (1,122 + 0,3989\alpha + 1,5778\alpha^2 + 0,6049\alpha^3) \quad (3)$$

donde: T = tensión producida por la máquina.

La contribución de todos los factores al crecimiento de la grieta será la suma de las ecuaciones (1), (2) y (3), con lo que el coeficiente de intensidad de tensiones total K_I será:

$$K_I = K_{IR} + K_{IP} + K_{IT} \quad (4)$$

6.1. Periodo de generación de grietas

En este caso, al no existir la tracción de la máquina en la ecuación (3), $K_{IT} = 0$, y los factores de intensidad de tensiones, según la profundidad de la grieta, serán los indicados en la figura 1.

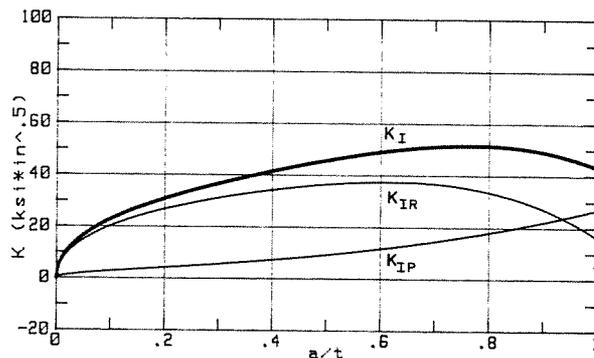


Fig. 1. Factores de intensidad de tensiones en el periodo de generación de grietas.

Los valores de crecimiento de grietas para altos contenidos de oxígeno como los que hubo en este periodo, se puede expresar por la ecuación [8]:

$$\frac{da}{dt} = 2,241 \times 10^{-12} K^{5,4} \quad (5)$$

En la figura 2 se expresa esta relación. Como puede verse, partiendo de una grieta de 0,5 mm y suponiendo una tensión residual de soldadura en la superficie interior algo mayor de 45 ksi, puede justificarse el aumento de la grieta hasta 5-6 mm al cabo de 4000 h y que no fuera detectada claramente en las primeras 1700 horas pues el crecimiento al principio es muy lento y la detección por ultrasonidos tiene un umbral de casi 2 mm.

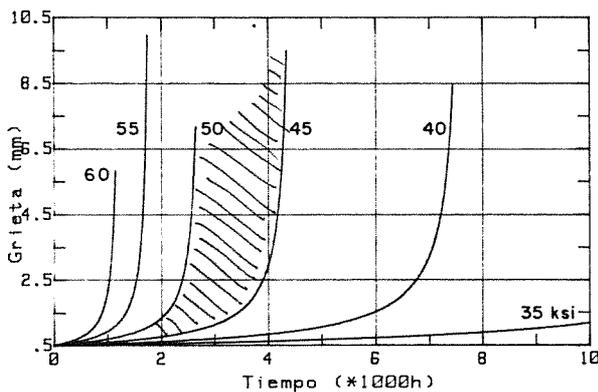


Fig. 2. Crecimiento de grieta durante la generación.

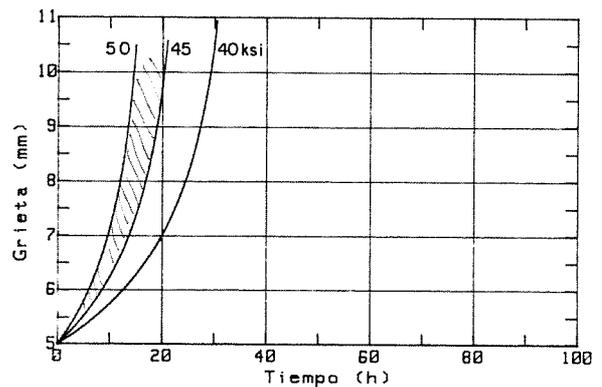


Fig. 4. Propagación de grieta durante la contaminación de oxígeno.

6.2. Período de propagación de grietas

Tal como se explica en el apartado 4, el período de propagación se realizó a tracción en una máquina de ensayos mecánicos, con lo que hay que incluir el factor de intensidad de tensiones K_{IT} dentro de la ecuación (4). El resultado se da en la figura 3.

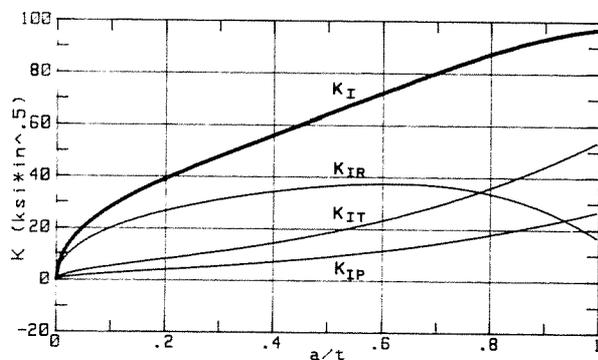


Fig. 3. Factores de intensidad de tensiones en el período de propagación de grietas

Durante esta fase, en casi 2300 horas, no se detectó un aumento de las grietas debido al bajo nivel de oxígeno empleado (20 ppb). Si se notó sin embargo en las últimas horas por la contaminación del agua de alimentación. Puede considerarse como representativo de este incidente la existencia de 8 ppm de oxígeno como media durante 20 horas, puesto que en las 40 horas de esta fase se fue purificando el agua desde 8 ppm hasta casi 20 ppb.

En esta última parte puede aplicarse también la ecuación (5). Como puede verse en la figura 4 y con la misma suposición de la tensión residual de soldadura en la superficie interior, bastan 20 horas para que la grieta crezca hasta el valor medido, del orden de 9 mm.

7. CONCLUSIONES

Se ha comprobado la buena concordancia de las ecuaciones de la mecánica de fractura, aplicadas al caso real de una grieta circunferencial interior en tubería de 10" producida por corrosión-tensión. No obstante es necesario hacer constar la gran influencia que tiene la tensión residual de soldadura en la superficie interior y la distribución de aquella a través del espesor de la pared. Aunque parece razonable en estos espesores una distribución lineal, avalada por la experiencia, se han comprobado también valores que disminuyen muy rápidamente en las proximidades de la superficie interior [9]. Sin embargo, aplicando a esta tubería una distribución de tensiones residuales de forma parabólica, que es lo normal en espesores mayores de 1", hemos obtenido teóricamente valores de crecimiento de grieta mucho más pequeños, del orden de 2 mm, comparados con el real de 9 mm.

Por lo dicho, pensamos que la aplicación teórica a los casos reales debe pasar necesariamente por una comprobación experimental de las tensiones residuales axiales en todo el espesor de la tubería en la zona térmicamente afectada por el calor de soldadura.

8. REFERENCIAS

[1] Esteban, F., Lapeña, J. y Hernández, F. (1987) "Instalación para la Investigación sobre Corrosión Intergranular bajo Tensión en Reactores tipo BWR" XIII Reunión anual de la S.N.E. La Toja.

[2] Fox, M.J. (1989) "A Review of Boiling Water Reactor Water Chemistry" NUREG/CR-5115.

[3] Ajovalasit (1979) "Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Method: Influence of Hole Excentricity" Journal of Strain Analysis. Vol. 14, No 4.

- [4] Gómez, M^a D., Lapeña, J., Hernández, F., Cas-
taño, M^a L. y Esteban, F. (1989) "Proyecto
de Investigación sobre Corrosión bajo Ten-
sión. Informe Final CIEMAT, Junio.
- [5] Dedhia, D.D. y Harris, D.O. "Stress-Intensi-
ty Factors for Surface Cracks in Pipes: A -
Computer Code for Evaluation by Use of In-
fluence Functions"(1982) EPRI-NP-2425.
- [6] Shack, W.J. et al (1983) "Environmentaly a-
ssisted Cracking in Light Water Reactors:
Annual Report, Octubre 1981-September 1982"
NUREG/CR-3292.
- [7] Hazelton, W.S. "Technical Report on Material
Selection and Processing Guidelines for BWR
Coolant Pressure Boundary Piping"(1986).
NUREG-0313, Rev. 2.
- [8] Kassir, M., Sharma, S., Reich, M. y Chang,
M.T. (1985) "An Evaluation of Stress Corro-
sion Crack Growth in BWR Piping Systems"
NUREG/CR-4221.
- [9] (1980) "Measurement of residual Stresses in
Type 304 304 Stainless Steel Piping Butt -
weldments" EPRI-NP-1413.