

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LA FATIGA Y TENACIDAD A LA FRACTURA DE ACEROS RÁPIDOS SINTERIZADOS EN UNA ATMÓSFERA DE NITRÓGENO

J. Amador, S. Talacchia, A. Linaza, S. Jauregi,
J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola

Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián y
Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Pº de Manuel Lardizabal 15, 20009 SAN SEBASTIÁN

Resumen. Se analiza la influencia de la temperatura de revenido en la propagación de grietas por fatiga y en la tenacidad a la fractura de varios aceros rápidos sinterizados en una atmósfera $N_2-H_2-CH_4$. La fatiga se llevó a cabo utilizando probetas CT y la tenacidad utilizando la flexión en tres puntos sobre probetas preagrietadas. Se han encontrado valores de la pendiente de Paris de alrededor de 4. La fractura parece estar relacionada principalmente con las propiedades de la matriz (fundamentalmente la dureza). La fractografía ha mostrado, que aunque el modo de fractura sea complejo (cuasi-clivaje), se puede observar alguna microplasticidad en materiales con alto contenido en austenita residual. En materiales más duros, sin austenita residual, las fracturas son más planas y sin asomo de plasticidad.

Abstract. The influence of the tempering temperature on crack propagation by fatigue and on the fracture toughness of several high speed steel sintered in a $N_2-H_2-CH_4$ atmosphere is analyzed. Fatigue was carried out using CT specimens and fracture toughness using three point bending on pre-cracked specimens. From crack growth data Paris exponent m-values around 4 were obtained for these materials. Fracture toughness was related to the properties of the matrix (hardness). Fractographic examination revealed that, although failure proceeded by complex modes, that could be described mainly as quasi-cleavage, microplasticity was observed in the high austenite materials, as opposed to the flatter fracture surfaces, with much less plasticity apparent, for the lower retained austenite case.

1. INTRODUCCION

La resistencia a la fractura en flexión y la tenacidad a la fractura de aceros rápidos de herramienta sinterizados (M2 [1], T6 [2], T42 [3], T15 [4]) han sido 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 - algunos de hasta $50 \mu m$ - es una de las características que se puede distinguir entre los aceros sinterizados de los 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 en cambio, 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 gran interés en aplicaciones como rodamientos, en las que propiedades como la tenacidad y la resistencia a la fractura son del todo limitantes. 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. 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. Se pensó que la tenacidad a la fractura podía ser la propiedad que discriminaría cual de las rutas producía aceros de mejor calidad.

Johnson [6] comparó la tenacidad a la fractura de dos aceros rápidos, M2 y M7, usando probetas compactas y preagrietadas por fatiga. Sus resultados variaron desde 12 a $32 MPa\sqrt{m}$ cuando la dureza lo hacía desde 66 a 42 HRC.

Olsson y Fischmeister [7] compararon la tenacidad a la fractura de 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 [8]. Los resultados para el acero M2 convencional concuerdan con los de Johnson, y los valores de K_{Ic} variaron desde 13 a 32 $MPa\sqrt{m}$ cuando la dureza lo hacía desde 65 a 50 HRC. Los aceros sinterizados -extruídos y sinterizados- forjados dieron valores de tenacidad similares, aunque encontraron que el elevado contenido de oxígeno en los polvos $\approx 2000 - 2500$ ppm - afectaba negativamente a la tenacidad a la fractura.

Wronski et al. [9] 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 alcanzaron los 30 $MPa\sqrt{m}$), pero de acuerdo con el rango de variación se puede decir que el acero sinterizado fue el más tenaz con un valor medio aproximado de 25 $MPa\sqrt{m}$.

Rescalvo y Averbach [10] en su trabajo con el mismo acero 18-4-1 convencional, determinaron en muestras compactas preagrietadas 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 herramienta está generalmente asociado a inclusiones, porosidad y aglomerados de carburos [2,11]. El primero de ellos se puede evitar trabajando con aceros muy limpios (es el caso de los aceros fabricados convencionalmente). Estos mismos aceros 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 sobre todo 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 austenita y martensita- y de la intercara matriz-carburo. [12-13].

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 un costo de fabricación menor. La mejora en 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.

En el presente trabajo, que es continuación de otros realizados sobre el T15 y Px30 [14,15], se evalúa la

tenacidad a la fractura de tres aceros rápidos de herramienta (T15, M2 y M3/2) y el comportamiento a fatiga del acero M2. En ambos casos se considera la influencia de la microestructura.

2.- TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La composición química de los polvos de los diferentes aceros rápidos utilizados se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1.- Composición química de los polvos utilizados.

Acero	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co
T15	1.64	0.25	0.24	4.37	12.4	0.56	4.7	4.99
M2	0.91	0.27	0.2	4.05	6.28	5.07	1.86	0.44
M3/2	0.98	0.18	0.18	4.02	6.00	6.80	2.94	0.37

Las muestras se compactaron en frío, en una matriz rectangular a una presión de 500 MPa en una prensa de doble efecto para disminuir las posibles diferencias de densidad en altura que se pudieran producir en las mismas. La sinterización se realizó en un horno durante 1 hora en una atmósfera gaseosa rica en nitrógeno (90% N_2 , 9% H_2 1% CH_4) a las temperaturas: 1205°C, 1250°C y 1240°C para los aceros T15, M2 y M3/2 respectivamente. Tras el sinterizado las muestras se austenizaron a 1190, 1240 y 1230 °C durante tres minutos, se templaron en dos etapas consecutivas en aceite y nitrógeno líquido, y posteriormente se revinieron tres veces, con una hora de duración cada una y con un enfriamiento subcero en nitrógeno líquido entre cada una de ellas. Las temperaturas de revenido fueron 460, 500, 540, 580 y 620 °C para en T15 y el M2, y 525, 550, 575 y 600 °C para el M3/2.

Para la medición de la cantidad de austenita retenida el análisis se realizó utilizando técnicas de difracción de Rayos X, para posteriormente cuantificar la misma a partir de las áreas medidas de los diferentes picos de difracción mediante un proceso iterativo propuesto por Maeder [16].

Las probetas de flexión en tres puntos para la medida de la tenacidad se mecanizaron a partir de compactos sinterizados y tratados térmicamente. En la Fig. 1 se indica la geometría de la probeta utilizada. Los ensayos de tenacidad se realizaron de acuerdo con el procedimiento indicado en la norma ASTM E399.

Para la determinación de la ecuación de Paris se procedió a la compactación, sinterizado y posterior tratamiento térmico de probetas CT de $B = 4$ mm y $W = 25$ mm. Los ensayos se llevaron a cabo, según la norma ASTM E647-88, en una máquina de resonancia

Rumul con una relación de cargas $R = 0.1$. La longitud de la grieta se determinó mediante un sistema óptico de $\times 40$, recurriendo al método de la secante para calcular da/dN . Las superficies de fractura y fatiga de las probetas ensayadas se analizaron en un microscopio electrónico de barrido.

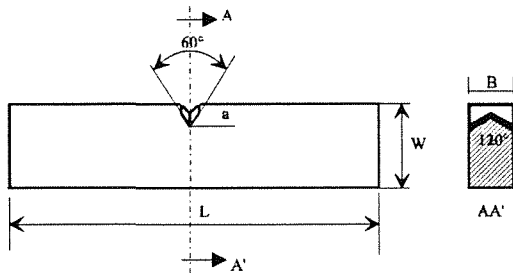


Fig. 1.- Geometría de las probetas ensayadas.

3. RESULTADOS

En la figura 2 se presentan las micrografías correspondientes a las muestras tratadas térmicamente del acero T15. La Fig. 2a corresponde al acero austenizado a $1190\text{ }^{\circ}\text{C}$ y posteriormente templado en aceite y nitrógeno líquido en dos pasos consecutivos, y las micrografías (b), (c) y (d) muestran el mismo material tras un triple revenido a 500 , 540 y $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ respectivamente.

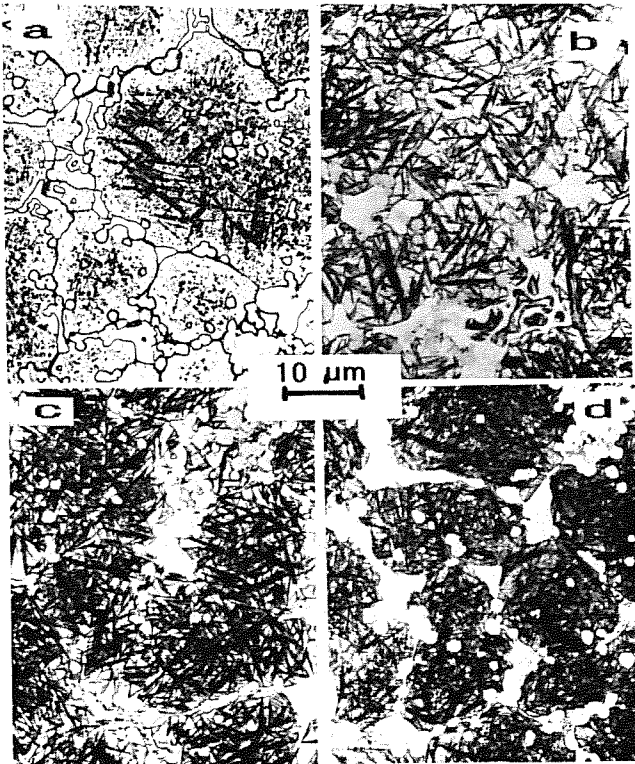


Fig. 2.- Microestructuras de tratamientos térmicos para el acero T15(a) Sinterizado en gas a $1205\text{ }^{\circ}\text{C}$ y austenizado a $1190\text{ }^{\circ}\text{C}$, y revenido a (b) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ y (d) $580\text{ }^{\circ}\text{C}$.

En la muestra sin revenir la microestructura está formada básicamente por martensita y austenita retenida, además de los carburos M_6C y carbonitruros MX de menor tamaño. En las muestras revenidas la cantidad de austenita retenida va disminuyendo con el incremento de la temperatura transformándose la misma en martensita y/o bainita inferior difícilmente diferenciable ópticamente. En la Tablas 2 y 3 se presentan las fracciones volumétricas de austenita retenida en función de los diferentes tratamientos térmicos así como sus correspondientes durezas.

Tabla 2. Dureza (HV2) y % de austenita retenida para las diferentes temperaturas de revenido en los aceros T15 y M2.

T Rev	T15			M2		
	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
460	671 ± 15	50 ± 5	16.4	852 ± 23	34 ± 4	17.1
500	857 ± 12	34 ± 3	15.6	892 ± 7	22 ± 3	16.8
540	998 ± 18	13 ± 2	12.5	940 ± 12	18 ± 2	16.4
580	1015 ± 19	6 ± 1	11.2	964 ± 3	4 ± 1	15.8
620	894 ± 12	6 ± 1	13	878 ± 11	12 ± 2	16.8

Tabla 3. Dureza (HV2) y % de austenita retenida para las diferentes temperaturas de revenido en el acero M3/2.

Tª REV	M3/2		
	Dureza (HV2)	Aus (%)	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
525	900 ± 12	20 ± 3	14.8
550	961 ± 9	17 ± 2	13.9
575	975 ± 10	4 ± 1	13.3
600	873 ± 9	10 ± 2	14.4

Cada una de las medidas de tenacidad, K_{Ic} representa el valor medio de los tres ensayos realizados para cada condición. Se observa que conforme el valor de dureza va aumentando, el de tenacidad disminuye. Este descenso de tenacidad va igualmente acompañado de un descenso en la cantidad de la austenita retenida hasta el punto de máxima dureza, a partir del cual, y prácticamente sin que exista una variación en la cantidad de austenita retenida la tenacidad aumenta por el mismo motivo por el que la dureza disminuye.

En la Fig. 3 se han representado los valores de tenacidad frente a dureza. Se observa claramente como disminuye la tenacidad conforme lo hace la dureza para todos los casos.

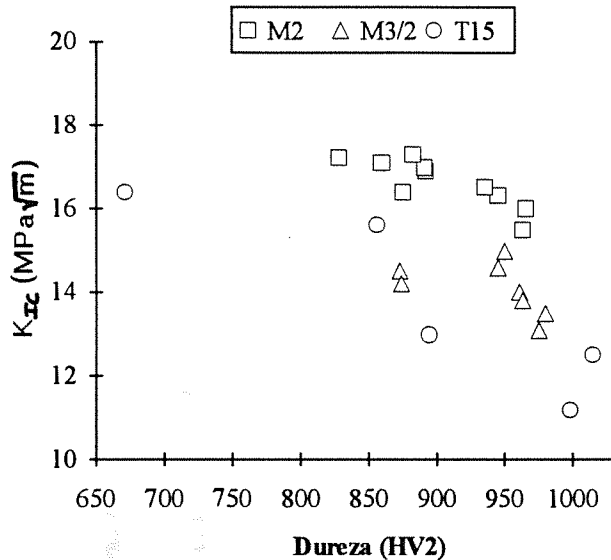


Fig. 3.- Tenacidad a la fractura frente dureza

La observación de las superficies de fractura ha mostrado que aunque en todas ellas se da un modo mixto de fractura -quasi cleavage-, las diferencias en función de las características del tratamiento térmico son evidentes. En las Figs. 4 (a) y (b) se muestran las superficies de fractura para muestras del acero T15 revenidas a 460 °C (Dureza 671 HV2 y 50% de austenita retenida) y 580 °C (Dureza 1015 HV2 y 6 % de austenita retenida) respectivamente. En la primera de ellas se observa una fractura en la que sin duda existe una parte de plasticidad debido a la presencia de gran cantidad de austenita y además una gran cantidad de carburos que no han sido fracturados, sino que o bien permanecen enteros o han sido arrastrados junto con la matriz. En la fractografía (b) sin embargo se observa una fractura mucho más plana en la que en la fase matriz aparece una mayor cantidad de agujas o lajas de martensita y no se aprecian las pequeñas cavidades ocasionadas por el arranque de los carbonitruros principalmente.

Los resultados de los ensayos de fatiga obtenidos con el acero M2 se indican en la Fig. 5. Tal como se observa, los datos pueden ajustarse mediante una ecuación de tipo Paris hasta valores de $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, apareciendo posteriormente la zona III de la curva sigmoidal $\Delta K - \text{da}/\text{dN}$. Los valores de las constantes de la ecuación de Paris se agrupan en la Tabla 4 en función de la temperatura de revenido

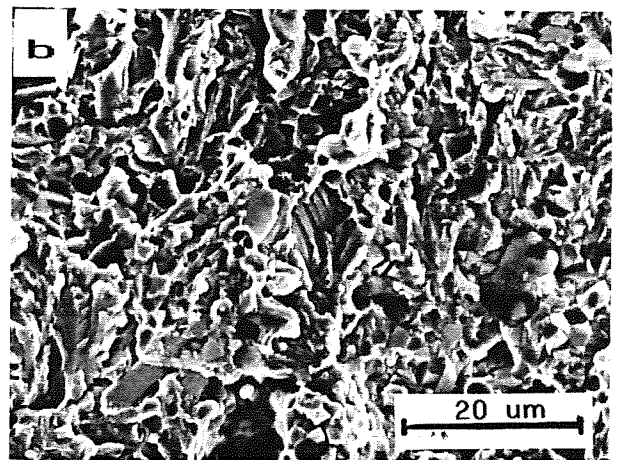
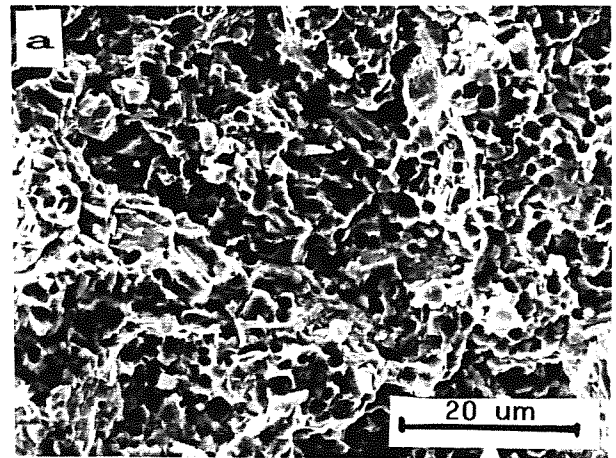


Fig 4.- Fractura de la probeta de acero T15 sinterizado en gas (1205 °C), austenizado (1190 °C) y revenido :(a) a 460 °C y (b) a 580 °C

Tabla 4. Ecuaciones de Paris del acero M2 para diferentes condiciones de revenido (R = 0.1)

T (°C)	500	540	580	620
C	$3,88 \cdot 10^{-12}$	$1,86 \cdot 10^{-12}$	$7,17 \cdot 10^{-12}$	$1,59 \cdot 10^{-12}$
m	3,85	4,06	3,57	4,28

El análisis fractográfico pone de manifiesto que la propagación de la grieta ha tenido lugar sin originar grandes cambios de relieve y presentando siempre un aspecto transgranular (Fig. 6). Un estudio fractográfico más detallado permite constatar la existencia de carburos primarios fracturados (Fig. 7) y de cavidades nucleadas a partir de carburos esféricos (Fig. 8). Dichas características se mantienen en todo el rango de ΔK estudiado, no apreciándose variaciones en los micromecanismos de fractura actuantes. Por otra parte,

las superficies de fractura muestran también la existencia de cierta porosidad en el material.

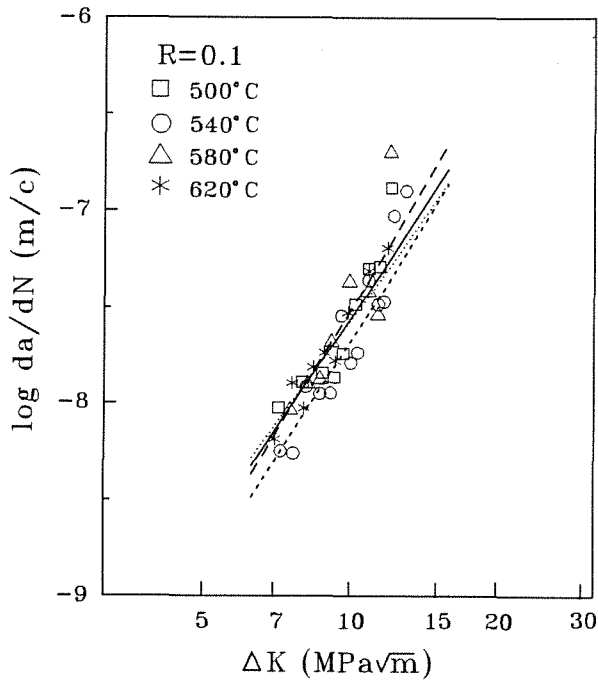


Fig. 5. Curvas $\Delta K - da/dN$ del acero M2 en función de la temperatura de revenido ($R = 0.1$).

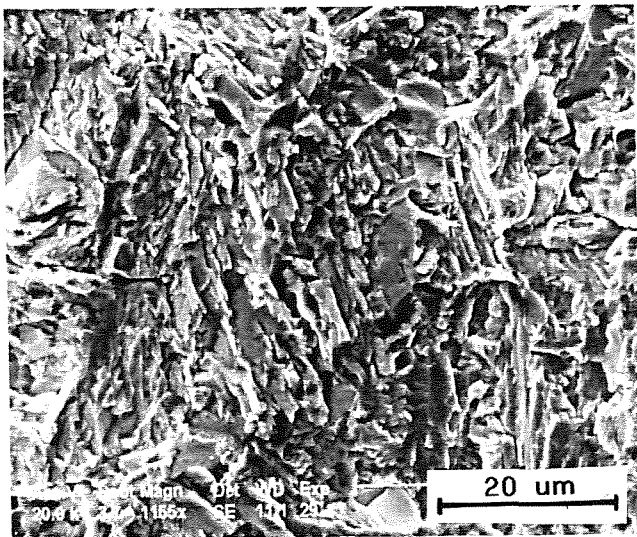


Fig. 6. Superficie de fractura de una probeta de fatiga ($R = 0.1$)

4. DISCUSION

En la Fig. 9 se comparan en un gráfico, de tenacidad a la fractura versus dureza, los valores experimentales medidos en probetas preagrietadas mediante flexión en

tres puntos con los valores medidos por otros autores utilizando ensayos Barker (probeta short rod). Se observa que para valores elevados de dureza, los datos de este trabajo se encuentran dentro de la banda de dispersión de resultados experimentales reportados en la bibliografía [19]. Se debe destacar que el valor experimental encontrado para una baja dureza y un alto contenido en austenita residual presenta una tenacidad muy inferior a la que se podría deducir de la prevista a partir de los datos obtenido en ensayos Barker. Este hecho que también fue observado por otro autor [20] en aceros rápidos, ha sido encontrado en fundiciones ADI para altos contenidos en austenita residual [21]. Este comportamiento puede ser atribuible a la inestabilidad de la austenita y a su transformación mediante deformación plástica, en un caso durante el proceso de preagrietamiento previo mediante fatiga del material y en otro caso durante el propio proceso de fractura.

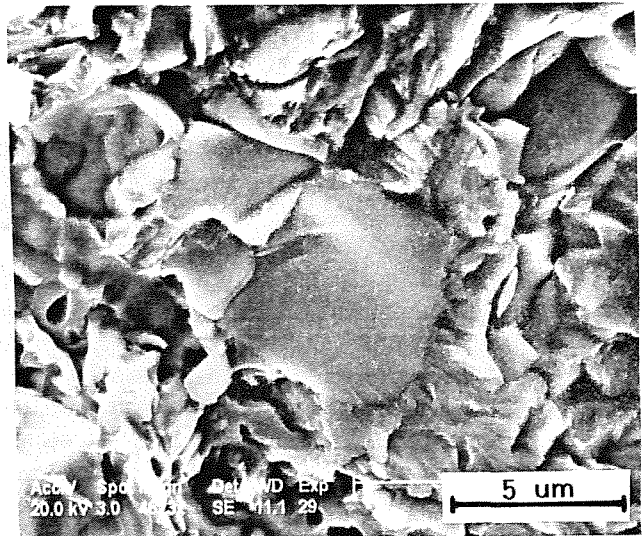


Fig. 7. Detalle fractográfico mostrando la existencia de un carburo primario fracturado en un ensayo de fatiga.

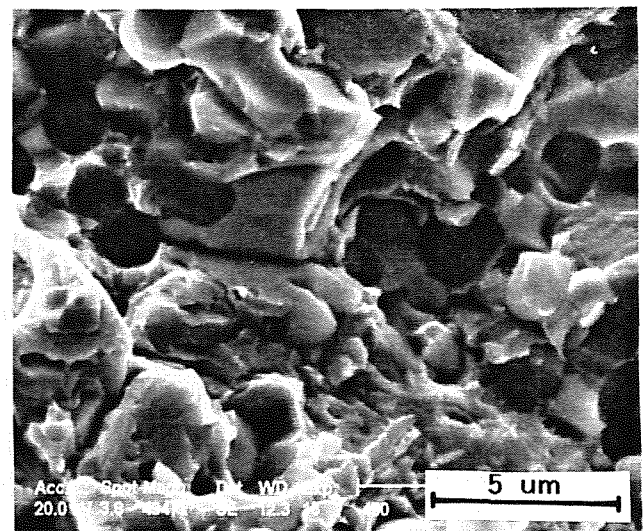


Fig. 8. Cavidades dúctiles nucleadas a partir de carbonitruros esferoidales. Ensayo de fatiga, $R = 0.1$

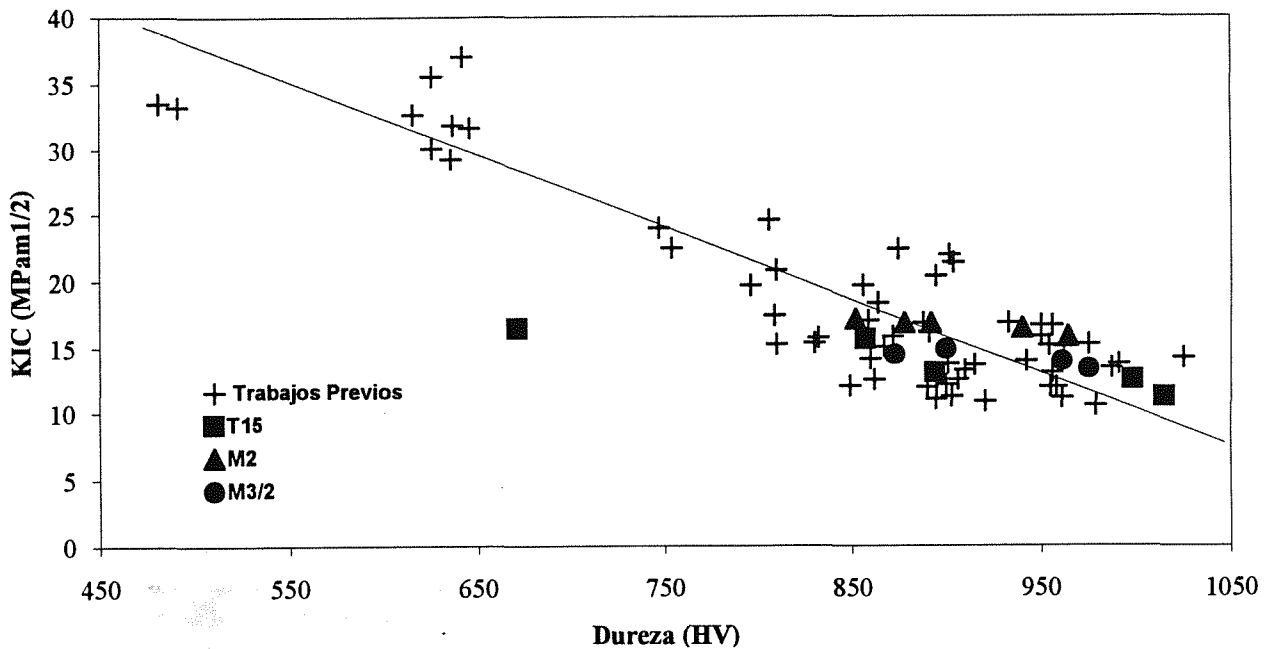


Fig. 9. Comparación entre los datos obtenidos en el presente estudio con diferentes datos de la bibliografía determinados mediante ensayos Barker [19].

En el primero de los casos (agrietamiento previo) la energía que consume el material durante la transformación no se absorbería durante la propia fractura sino previamente. En el segundo caso (ensayo Barker) se consumiría durante el propio ensayo de fractura, dando lugar a una energía absorbida durante la misma mucho más alta y por tanto un valor de K_{Ic} más elevado.

Se debe destacar, sin embargo, que quitando este punto singular, los valores propuestos por el ensayo con un preagrietamiento previo y por el ensayo Barker coinciden.

Los resultados de fatiga se comparan en la Fig. 10 con datos obtenidos con un acero rápido M50 procesado mediante procedimiento convencional [10]. Como puede comprobarse, los mismos prácticamente coinciden con obtenidos en el presente trabajo, por lo cual se pone de manifiesto que desde el punto de vista de propagación de grietas por fatiga la metalurgia de polvos proporciona unos comportamientos similares a los procesos convencionales. Si se analizan los resultados con los de otros tipos de aceros rápidos convencionales con tratamientos térmicos similares [22], para un mismo nivel de ΔK las velocidades de propagación son comparables.

Los valores del exponente m oscilan en un rango comprendido entre 3.5 y 4.3. Dichos valores son comparables con los obtenidos con aceros convencionales al C o aleados con tenacidades más elevadas. Sin embargo, el coeficiente C de la ecuación

de Paris es notablemente más elevado. Ello implica que para un mismo valor de ΔK la velocidad de propagación en los aceros rápidos (independientemente del proceso de obtención utilizado) es aproximadamente un orden de magnitud superior que en el caso de los aceros convencionales.

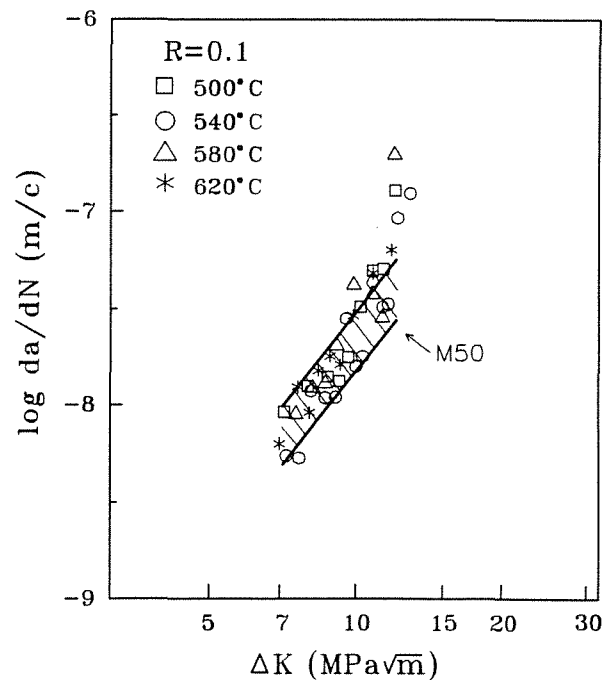


Fig. 10. Comparación de los datos de fatiga obtenidos en el presente trabajo con la banda de dispersión determinada para un acero M50 desarrollado mediante procedimientos convencionales [10].

El análisis fractográfico junto con el valor que toma la constante C ponen de manifiesto que los mecanismos estáticos tienen una gran importancia en la propagación de la grieta en los aceros rápidos. En efecto, la presencia de cavidades dúctiles nucleadas a partir de carbonitruros y la existencia de carburos M_6C fracturados (presumiblemente antes de que la grieta llegase al mismo) conduce a que el área efectiva que debe ser fracturada por la grieta de fatiga es notablemente inferior al área real. Si se realiza un análisis similar al señalado en la referencia [23], para que el coeficiente C presentase un valor un orden de magnitud superior al de otros aceros sería necesario que aproximadamente un tercio de la superficie se encontrase fracturada mediante modos estáticos. Teniendo en cuenta que en el acero M2 analizado la fracción volumétrica de carburos es del orden de un ~ 18% y de que la grieta puede mostrar una preferencia para desviarse localmente hacia zonas previamente fracturadas (zonas más densas de carburos y carbonitruros), resulta totalmente válido considerar que el aumento en la velocidad da/dN (es decir, en el coeficiente C) está relacionado con la presencia de dichos elementos microestructurales.

5. CONCLUSIONES

1. Los resultados de tenacidad a la fractura obtenidos mediante probetas preagrietadas coinciden con los previamente determinados mediante ensayos "short rod" Barker.
2. Los valores de tenacidad son función de la dureza, lo que indica que dependen más de la microestructura de la matriz que de la distribución y del tamaño de las partículas primarias.
3. Las velocidades de propagación de grietas por fatiga (zona de Paris) apenas dependen del tratamiento térmico y son muy similares a las encontradas en otros aceros rápidos.
4. Los valores de la velocidad de propagación se pueden hacer coincidir con los de otros aceros si se corrige el efecto de la fracción volumétrica de las partículas que producen mecanismos estáticos de fractura.

6. AGRADECIMIENTOS

M. A. Linaza y S. Jauregi agradecen al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la beca de investigación concedida.

7. REFERENCIAS

- [1].- Shelton, P.W. y Wronski, A.S. ; " Cracking in M2 High Speed Steel", J. Mater .Sci., 17, 533 (1983)
- [2].- P.W. Shelton y A.S. Wronski; " Strength, toughness, and stiffness of wrought and directly sintered T6 High Speed Steel", Mater Sci Technol., 3, 260 (1987).
- [3].- C.S: Wright, A.s. Wronski y M.M. Rebbeck;"Strength and toughness of T42 High Speed Steel", Metals Tech., 11, 181 (1984).
- [4]. V. Martinez, R.H. Palma, J.M. Rodriguez y J.J.Urcola; "Resistencia a la fractura en flexión en un acero de herramientas T15- sinterizado en vacío", Anales de Mecánica de la Fractura, 7, 3-8 (1990).
- [5]. V. Martinez, R.H. Palma y J.J.Urcola; Anales de Mecánica de la Fractura, 6, 20-25 (1989).
- [6]. Johnson A.R. "Fracture Toughness of AISI M2 and M7 High Speed Steels", Metall. Trans., 8A, 891-897 (1977).
- [7]. L.R. Olsson y H.F. Fischmeister "Fracture toughness of powder metallurgy and conventionally produced high speed steels". Powder Metall. nº 1, 127-140 (1978).
- [8]. Eriksson K., "Fracture toughness of High Speed Steels and white Cast Irons", Scand. J. Metall., 2, 197-203
- [9]. A.S. Wronski, M.M. Rebbeck y S.A. Amen "Fracture mechanisms and mechanics of an 18-4-1- high speed steel." J. Mater. Sci., 23, 2213-2219 (1988).
- [10]. Rescalvo J.A. y Averbach B.L., "Fracture and Fatigue in M-50 and 18-4-1 high speed steel"; Metall. Trans., 10A, 1265-1271 (1979).
- [11]. A.S. Wronski, L.B. Hussain Al-Yasiri and F.L.Jagger, "Camparison of strength and toughness of wrought and directly sintered T6 high speed steel"; Powder Metall., 22, 109-118 (1977).
- [12]. Lee S.C. y WOrzala F.J.; Metall. Trans., 12A, 1477-1484 (1981).

- [13]. Martínez V.P., Palma R.H. y Urcola J.J.; "Influence of HIP after Sintering on Fracture Toughness of high speed steels", *J. Metal. Powder Rep.*, V44, 11, 751-757 (1989).
- [14]. Martínez V.P., Palma R.H. y Urcola J.J. "Tenacidad a la fractura de un acero rápido de herramientas T15 sinterizado en vacío", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 7, 9-16 (1990).
- [15]. Urrutibeaskoa I., Martínez V.P., y Urcola J.J., "Tenacidad a la fractura de un acero rápido de herramientas PX30S sinterizado en gas y vacío", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 9, 133-144 (1992).
- [16]. Maeder G., Ramon Y., Tharel G., y Barralis J., "Dosage par Radiocristallographie X de l'austenite résiduelle dans des aciers 16 NCD 13 cémentés", *Mem. Scientifiques Revue Metallurgie*, 397-405 (1975).
- [17]. Beiss P. y Pododb M.T. (1982) "Production of Heat Treatment of Full Dense Pressed and Sintered P.M. Tool Steel", *Powder Metallurgy*, 25 69-74
- [18]. Karlsson S., Lehtinen B. y Aronsson B. (1974), *Swedish Inst. Metals Res. Report*, N°IM, 996-1002
- [19] Urrutibeaskoa I. et al., "Improved Sintering Response of V-rich High Speed Steels", *Int. J. Powder Met.*, 29, 367-378 (1993).
- [20] Martínez, V., Tesis Doctoral, ESII San Sebastián, (1990).
- [21] Irizar, X., Karrera Bukaerako Proiektua, ESII San Sebastián (1993).
- [22] Iqbal, A. y King, E., "The Role of Primary Carbide in Fatigue Crack Propagation in Aeroengine Bearing Steels", *Int. J. Fatigue*, 12, 234-244 (1990).
- [23]. Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., "Contribución de Mecanismos Estáticos de Fractura en la Velocidad de Propagación de Grietas por Fatiga en Aceros de Bajo y Medio Contenido de C", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 11 (1994).