

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 - ≈ 2000 -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 |

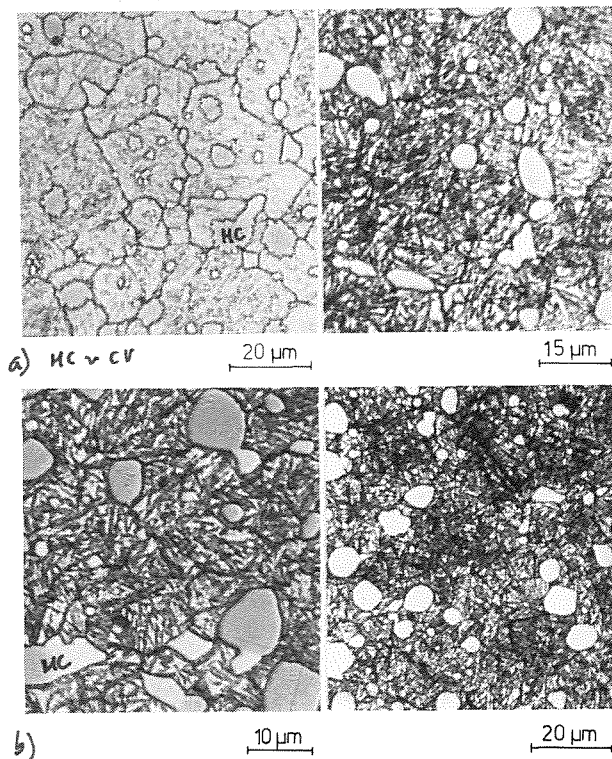


Fig.1.- Microestructuras de trat. térmicos. (a) Aust.1210°C, (b) Rev.500, (c)525 y (d)550°C.

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.

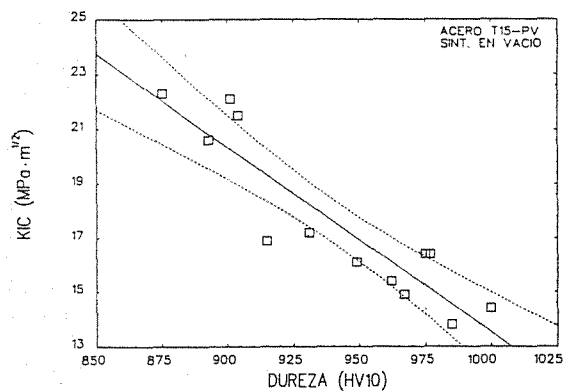
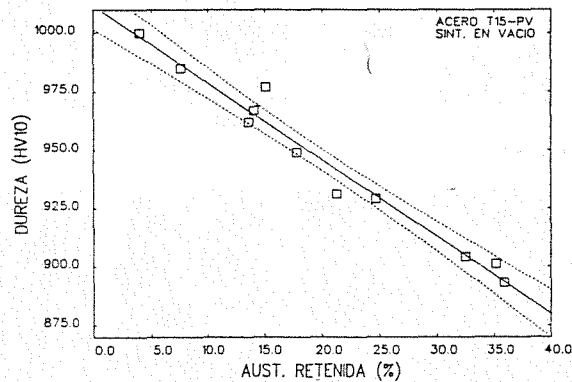


Fig. 2.- (a) Relación entre dureza y cantidad de aust.ret..(b)Relación entre K_{IC} y dureza de rev.

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 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ a 14.0 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$. 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 $\approx 0.6\%$ 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 $\approx 70\%$ 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.

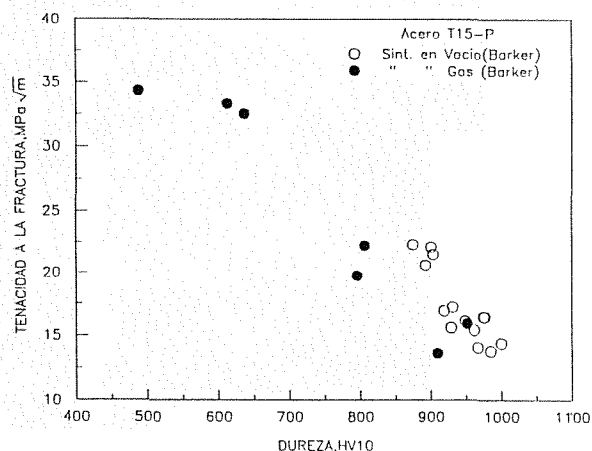


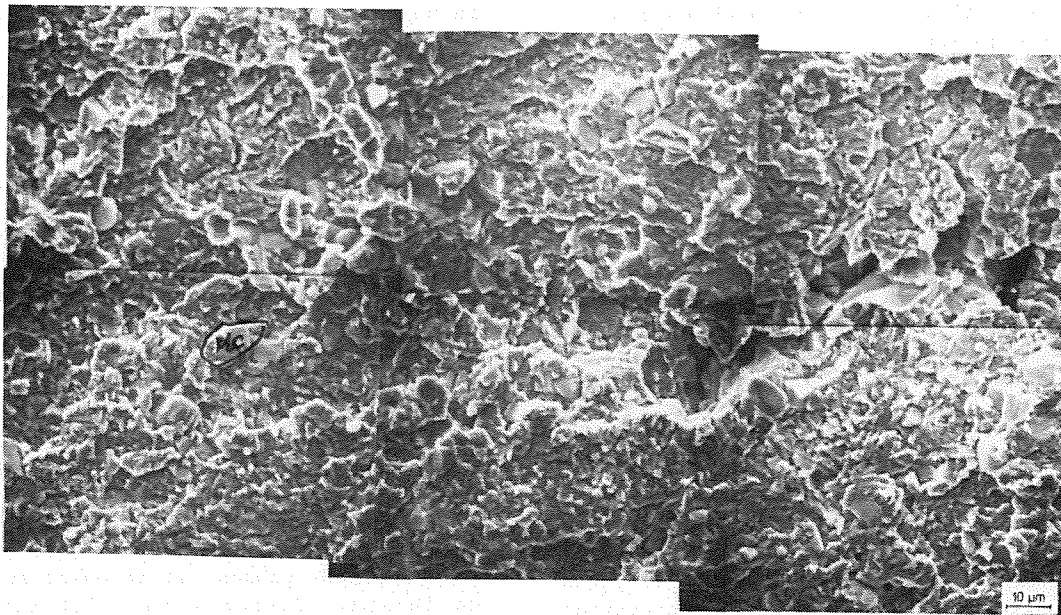
Fig.4.- K_{IC} medidos en probetas Barker y preagrietadas en un acero T15 sinterizado.

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

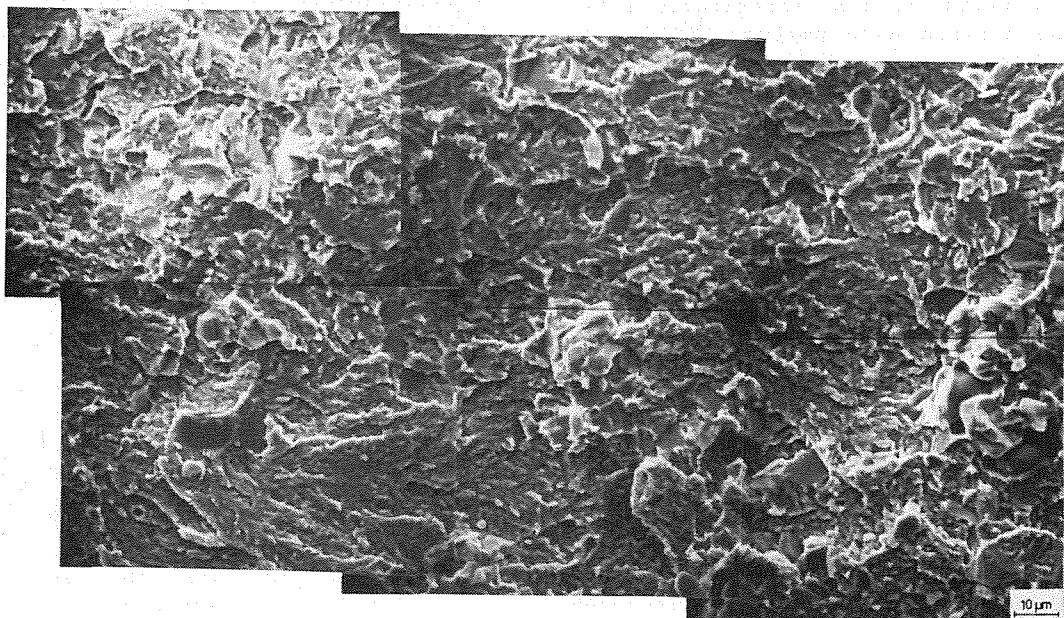
bio en relación a la cantidad de facetas en la matriz. Se observa que prácticamente no existe evidencias de microplasticidad. Lee y col.[8] señalan que en estas condiciones de microestructura existe una escasa definición de los planos de exfoliación, presentándose por tanto un modo complejo de fractura.

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 σ_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.