

EFFECTO DE LA MICROSTRUCTURA EN LA NUCLEACIÓN DE FISURAS EN ACEROS DE HERRAMIENTA DE TRABAJO EN FRÍO

I. Picas¹, N. Cuadrado¹, D. Casellas^{1,2}, A. Goetz³, L. Llanes³

¹Departamento de Tecnología de Materiales, CTM Centre Tecnològic, Avda. Bases de Manresa 1, 08242, Manresa, España.

E-mail: ingrid.picas@ctm.com.es, nuria.cuadrado@ctm.com.es, daniel.casellas@ctm.com.es

²Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, EPSEM, Avda. Bases de Manresa 61, 08242, Manresa, España.

³Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, ETSEIB, Avda. Diagonal 647, 08028, Barcelona, España.

E-mail: alexey.goez@upc.edu, luis.miguel.llanes@upc.edu

RESUMEN

En este trabajo se han evaluado los mecanismos de nucleación de fisuras en dos tipos de aceros de herramienta de trabajo en frío bajo cargas monotónicas y cíclicas. El efecto de los constituyentes microestructurales, es decir carburos primarios y matriz de martensita revenida, así como su interacción, se identificaron mediante análisis fractográfico y a partir de la determinación de su resistencia a rotura, límite de fatiga y resistencia a rotura de los carburos primarios bajo cargas estáticas de tracción. La respuesta bajo carga monotónica está gobernada por la fractura de los carburos primarios, mientras que bajo carga cíclica el fenómeno de nucleación de fisuras no puede explicarse por el mismo mecanismo, puesto que las tensiones aplicadas en fatiga son inferiores que los valores determinados de resistencia a rotura de los carburos. La fractura de los carburos se explica pues, por el daño generado a fatiga en la matriz metálica, y como consecuencia de la localización de la deformación alrededor de los carburos.

ABSTRACT

Crack nucleation mechanisms in two types of cold work tool steels were evaluated under monotonic and cyclic loading conditions. The effect of the microstructural constituents: the primary alloy carbides and the tempered martensite matrix, and their interaction, was identified through fractographic analysis and determination of mechanical properties such as the bending strength, σ^R , the fatigue limit, $\Delta\sigma^{fat}$, and the fracture strength of the primary carbides under static tensile stressing, σ^{RC} . The response under monotonic loading was found to be governed by the fracture of primary carbides. However, under cyclic loading crack nucleation phenomena could not be explained in the same way. Carbides fracture was then probably caused by damage observed in the metallic matrix, induced by strain localization processes around carbides, which produced their breakage and gave rise to fatigue propagating cracks.

PALABRAS CLAVE: Acero de herramienta, Microestructura, Tenacidad.

1. INTRODUCCIÓN

En el transcurso de estos últimos años la industria automovilística ha destinado esfuerzos intensivos en la reducción de las emisiones de CO₂ y la mejora de la eficacia energética de los vehículos. La disminución del consumo de carburante y por consiguiente, de las emisiones de CO₂, requiere un diseño innovador y sostenible de los componentes que integran los automóviles. El uso de aceros de ultra alta resistencia mecánica (UHSS) en piezas de carrocería ha permitido satisfacer los requerimientos cada vez más exigentes de

reducción de peso y mejora del comportamiento a impacto, todo ello de acuerdo con criterios económicos y de funcionalidad.

A pesar de poseer una excelente relación resistencia mecánica - peso, las tensiones extremadamente elevadas que se generan en los útiles de corte y conformado en frío hacen que la aplicación de los UHSS sea un verdadero reto para las empresas del sector, ya que reducen considerablemente el rendimiento de los aceros de herramienta. Tradicionalmente, los procesos de desgaste o hundimiento por deformación plástica en el

filo de corte de las herramientas se resolvían con un aumento de dureza. Sin embargo, esta estrategia ya no es válida en caso de aceros UHSS ya que también se requieren altos niveles de tenacidad para evitar la fractura prematura de los útiles. Así pues, se precisa conseguir la mayor relación entre dureza y tenacidad del útil a través de la optimización de la microestructura del acero de herramienta. Para ello, no sólo deben estudiarse las propiedades mecánicas de la matriz metálica y los carburos primarios, sino que su interacción bajo la acción de cargas cíclicas también necesita ser interpretada.

El comportamiento a fatiga de los aceros de herramienta de trabajo en frío ha sido fruto de numerosas investigaciones durante los últimos años [1 – 9]. Estos trabajos postulan, de forma general, que la fractura de los carburos primarios, o la descohesión en la intercara carburo – matriz, son responsables de la fractura de este tipo de aceros bajo cargas cíclicas. Berns y col. [1,2] estudiaron la fractura a fatiga de un acero de herramienta de trabajo en frío convencional, de tipo DIN 1.2379 (AISI D2). Estos autores mostraron que los carburos primarios representan la discontinuidad microestructural de mayor relevancia en el acero, razón por la que se consideraron responsables de la formación de fisuras de fatiga. Fukaura y col. [3] ejecutaron ensayos de fatiga a 10^7 ciclos en el acero JIS-SKD 11 (equivalente al tipo 1.2379). Estos autores también constataron que el inicio de fractura coincide con la presencia de carburos primarios, o aglomerados de éstos. Gracias a la aplicación de técnicas de Emisión Acústica (EA), Fukaura et al. determinaron además, que el nivel de tensiones aplicado de forma monotónica y necesario para provocar la rotura de los carburos primarios en la matriz, está comprendido entre los 1100 y 1800 MPa en el acero JIS-SKD 11. Con todo, estos resultados no permiten explicar el fenómeno de fractura de carburos primarios a fatiga, puesto que el nivel de las tensiones aplicadas cíclicamente en este acero es del orden de los 700 MPa, es decir, significativamente inferior al umbral de fractura determinado para los carburos.

Con la finalidad de incrementar el conocimiento sobre la interacción de los carburos primarios y la matriz metálica en el comportamiento a fatiga de los aceros de herramienta de trabajo en frío, los estudios realizados por Shiozawa y col. [4–6] mostraron que en los regímenes de $10^7 - 10^9$ ciclos, los aceros de alta resistencia como aceros rápidos o aceros para cojinetes, presentan una tendencia al inicio de microfisuras en los alrededores de partículas, defectos, inclusiones no metálicas, etc. Los autores asociaron la formación de estas fisuras con la descohesión de los carburos de precipitación secundaria presentes en la matriz metálica. Este mecanismo explica el origen de fisuras de fatiga de corta longitud, responsables de la “Granular Bright Facet” (GBF). Posteriormente, el trabajo de Sohar y col. [7–9] permitió constatar la presencia de GBFs en los alrededores de aglomerados de carburos primarios en probetas de 1.2379 ensayadas a fatiga hasta los 10^{10}

ciclos. Estos resultados señalan la necesidad de mejorar la comprensión de la interacción entre la matriz metálica y los carburos primarios y secundarios en los aceros de herramienta, con el fin de explicar los mecanismos de nucleación de fisuras a fatiga.

El objetivo de esta investigación es profundizar en la influencia de los constituyentes microestructurales de los aceros de herramientas de trabajo en frío, es decir los carburos primarios y la matriz de martensita revenida, en la nucleación de fisuras de fatiga. El trabajo aprehende de forma complementaria la influencia del tamaño, la forma y la distribución de los carburos primarios en la respuesta a fatiga de los aceros. Para ello, se seleccionaron dos tipos de aceros de herramienta con características microestructurales distintas y se evaluó su comportamiento bajo carga cíclica. Los resultados obtenidos se compararon con los obtenidos bajo carga monotónica, desde el punto de vista fractográfico y de propiedades mecánicas como la resistencia a rotura, σ^R , el límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, y la resistencia a rotura de carburos primarios determinada bajo cargas estáticas de tracción, σ^{RC} .

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se han estudiado dos aceros de herramienta de trabajo en frío: el primero es un acero convencional DIN 1.2379 (AISI D2) mientras que el segundo es un grado especial de acero de herramienta desarrollado por la empresa ROVALMA S.A., llamado UNIVERSAL. Estos dos aceros poseen características microestructurales distintas en lo que concierne el tamaño, la forma y la distribución de los carburos primarios en la matriz. La composición química de ambos puede consultarse en la tabla 1 y los tratamientos térmicos aplicados se recogen en la tabla 2.

Tabla 1. Composición química de los aceros estudiados

% en peso	1.2379	UNIVERSAL
C	1,5-1,6	0,9-1,2
Cr	11,0-12,0	6,5-8,5
V	0,9-1,0	2,5-3,0
Mo	0,6-0,8	-
W	-	1,1-1,4

Tabla 2. Tratamiento térmico aplicado a los aceros y durezas obtenidas

Acero	1.2379	UNIVERSAL
Austenización (temple en aceite)	1050 °C, 30 min	1060 °C, 35 min
Revenido	550 °C, 2h (x2)	540 °C, 2h (x3)
HRC	60-62	60-62

En el acero 1.2379 los carburos primarios, de tipo M_7C_3 , se encuentran embebidos en la matriz metálica formando aglomerados y distribuidos en bandas orientadas según la dirección de forja, como muestra la figura 1 a). En el

acero UNIVERSAL coexisten dos tipos de carburos primarios, de tipo M_7C_3 y MC, que se reparten de manera más homogénea en la matriz comparado con el acero 1.2379, como puede observarse en la figura 1 b). Los carburos presentes en el acero UNIVERSAL poseen además, tamaños inferiores y formas más redondeadas que los del 1.2379. La microestructura de ambos aceros fue analizada con más detalle en el trabajo precedente de Picas y col. [10].

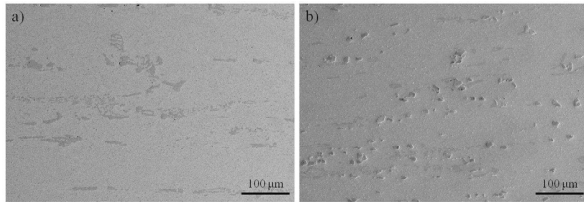


Figura 1. Microestructura de los aceros estudiados: a) 1.2379 y b) UNIVERSAL.

El comportamiento a rotura y fatiga se evaluó en términos de la resistencia a flexión en 3 puntos con una distancia entre puntos de apoyo de 40 mm. Para ello se cortaron probetas prismáticas de 5x4x50 mm, con su eje más largo orientado según la dirección de forja de barras cilíndricas. La cara de las probetas sometida a tensión fue desbastada y pulida hasta brillo especular empleando sílica coloidal con tamaño de partícula de 40 nm aproximadamente. Las aristas de la cara flexionada se redondearon para evitar efectos de concentración de tensiones.

Para evaluar la resistencia a rotura, σ^R , se empleó una máquina de ensayos universal equipada con un sistema articulado para minimizar los efectos de torsión. Los ensayos de fatiga se ejecutaron en una máquina de ensayos por resonancia con una relación de carga de 0,1. Los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente y el límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, se determinó a $2 \cdot 10^6$ de ciclos aplicando el método de la escalera “staircase method”. Se empleó la microscopía electrónica de barrido para examinar las superficies de las probetas previamente fracturadas.

La resistencia a rotura de los carburos primarios bajo cargas estáticas de tracción, σ^{RC} , se determinó en los dos aceros mediante series de carga-descarga, aplicando valores incrementales de tensión estática en el ensayo de flexión a 3 puntos, hasta alcanzar σ^R . Después de cada serie, la cara de la probeta sometida a tracción se examinó detalladamente mediante técnicas de microscopía óptica, confocal y electrónica, con el fin de identificar el inicio de la fractura de los carburos primarios en la matriz. El nivel local de tensión actuando en cada uno de los carburos rotos se calculó a partir de la posición de éstos respecto al centro de la probeta, donde la tensión es máxima en un ensayo de flexión por 3 puntos. El valor así obtenido se asignó a la resistencia a rotura asociada a cada carburo, σ^{RC} .

3. RESULTADOS

En la tabla 3 se resumen los valores de σ^R y $\Delta\sigma^{fat}$ determinados para cada uno de los aceros estudiados. Como puede apreciarse, el acero UNIVERSAL presenta una resistencia a rotura superior que la del acero 1.2379. Sin embargo, los valores de límite de fatiga son similares en ambos aceros.

Tabla 3. Resistencia a rotura, σ^{RC} , y límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL

Acero	Resistencia a rotura, σ^R , MPa	Límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, MPa
1.2379	2874 ± 96	856 ± 116
UNIVERSAL	3974 ± 119	887 ± 48

El análisis fractográfico de las probetas rotas de forma monotónica y cíclica permitió identificar la presencia de carburos primarios, o aglomerados de éstos, en el origen de fractura de las probetas observadas. Las figuras 2 y 3 muestran ejemplos en caso de rotura monotónica y cíclica respectivamente.

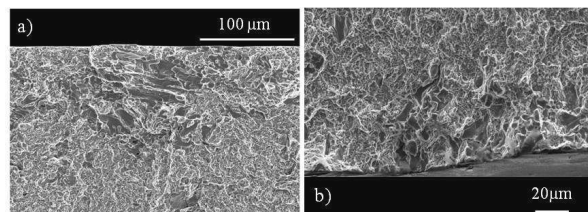


Figura 2. Fractografía de las probetas sometidas a cargas monotónicas: a) 1.2379 a $\sigma = 2760$ MPa; b) UNIVERSAL a $\sigma = 4017$ MPa.

La resistencia a rotura de los carburos primarios bajo carga estática de tracción, σ^{RC} , se recoge en la tabla 4. La estructura, composición química y propiedades mecánicas asociadas de cada tipo de carburo fueron determinadas en el trabajo de Casellas y col. [11], y se incluyen igualmente en la tabla 4. Los carburos M_7C_3 et MC presentes en el acero UNIVERSAL muestran valores de σ^{RC} superiores que los M_7C_3 del acero 1.2379, lo que concuerda con sus propiedades mecánicas más elevadas y sus características morfológicas más cercanas a las esféricas. Aunque la tenacidad, K_C , más elevada de los carburos del acero UNVIVERSAL puede explicar en parte, los valores superiores de σ^{RC} , el efecto la distribución de los carburos en la matriz de forma menos aglomerada también debe ser considerado. Rammerstorfer y col. [12] describieron una estrategia de modelización que permite simular numéricamente el comportamiento termomecánico de los aceros rápidos. Mediante este modelo, los autores mostraron que efectivamente, las tensiones pueden magnificarse localmente al vecindario de los carburos primarios, y particularmente si éstos se distribuyen formando aglomerados. Así pues, los valores más elevados de σ^{RC} de los carburos del acero UNIVERSAL no sólo se deben a su tenacidad intrínseca

más alta, sino que también a su tamaño, forma y distribución en la matriz.

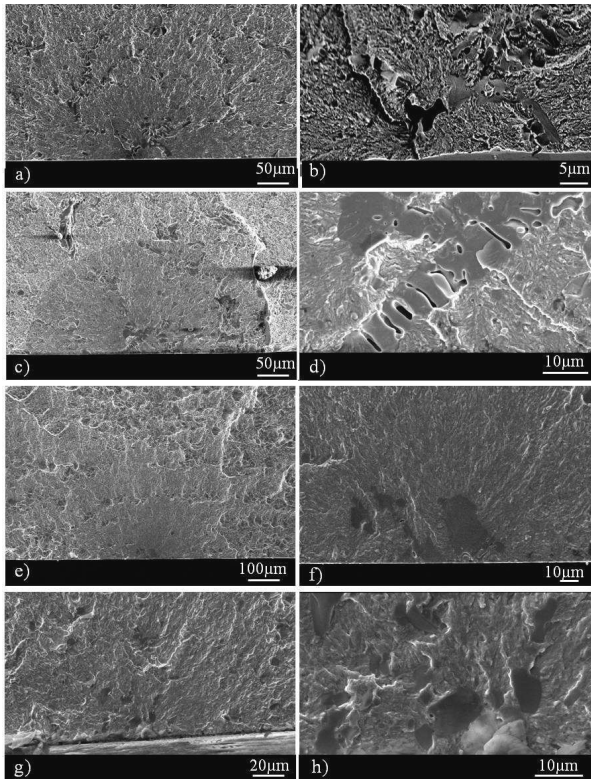


Figura 3. Fractografía de las probetas sometidas a cargas cíclicas: a) y b) 1.2379 a $\Delta\sigma = 714$ MPa, $N_f = 1,08 \cdot 10^6$ ciclos; c) y d) 1.2379 a $\Delta\sigma = 930$ MPa, $N_f = 1,01 \cdot 10^4$ ciclos; e) y f) UNIVERSAL a $\Delta\sigma = 884$ MPa, $N_f = 2,70 \cdot 10^4$ ciclos; g) y h) UNIVERSAL a $\Delta\sigma = 893$ MPa, $N_f = 4,38 \cdot 10^4$ ciclos.

Tabla 4. Estructura, composición química, propiedades mecánicas [11] y resistencia a fractura de los carburos primarios de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL

Acero	1.2379	UNIVERSAL	
Estructura	M ₇ C ₃	M ₇ C ₃	MC
Composición química (% en peso)	40-45 Fe, 46-51 Cr, 6,0-6,5 V, 2-3 Mo	35-45 Fe, 35-45 Cr, 10-20 V, 2-4 W	2-6 Fe, 8-10 Cr, 50-70 V, 7-12 W
H, GPa	18,2 ± 2,4	14,5 ± 2,5	25,7 ± 3,6
E, GPa	294 ± 17	270 ± 18	315 ± 23
K _C , MPa·m ^{1/2}	2,3 ± 0,8	2,6 ± 0,9	3,7 ± 0,6
σ^{RC} , MPa	800-1200	2000-2800	2300-2800

4. DISCUSIÓN

El mecanismo de fractura bajo carga monotónica puede explicarse a través de la nucleación de fisuras en carburos primarios, seguido de la propagación y crecimiento de éstas en la matriz. La matriz metálica presenta un comportamiento más dúctil en comparación con los carburos, fases más duras y frágiles que actúan como discontinuidades e impiden la repartición

homogénea de la deformación en el seno de la microestructura del acero. Las tensiones generadas en la intercara carburo-matriz, así como la deformación que se deriva, pueden provocar la fractura de estas fases más duras, teniendo en cuenta que en ningún caso se ha podido observar descohesión a nivel de la intercara carburo-matriz, ya sea en el marco de este trabajo o incluso en el de otros [3,8].

La tensión se concentra de forma local en la matriz alrededor de los carburos y en función de su tamaño, forma y distribución en la matriz, como fue mostrado en el trabajo de Rammerstorfer y col. [12]. Cuando esta tensión alcanza el valor de σ^{RC} , rompe el carburo (figura 4 a) y d)). El aumento progresivo de la carga conlleva un incremento de la deformación en la matriz metálica hasta alcanzar el valor del límite elástico, dando lugar a una zona deformada plásticamente alrededor de la fisura iniciada en el carburo (figura 4 b) y e)). A medida que la carga va aumentando, la matriz sigue deformando cerca del carburo fracturado hasta originar en ella, pequeñas fisuras (figura 4 c) y f)). En estados de carga más avanzados, las fisuras iniciadas en la matriz crecen, coalescen y propagan hasta romper finalmente el acero.

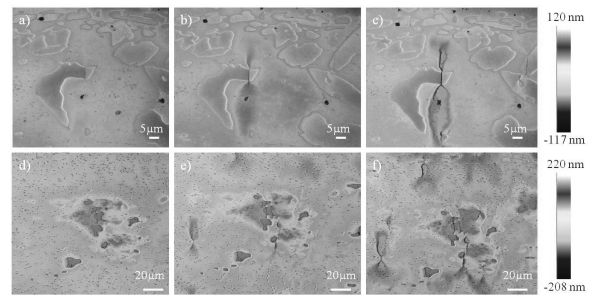


Figura 4. Acero 1.2379: a) 700 MPa; b) 1700 MPa; c) 2400 MPa. Acero UNIVERSAL: d) 2600 MPa; e) 3400 MPa; f) 3800 MPa.

El origen de fractura de las probetas sometidas a fatiga también se encuentra en carburos primarios, o en aglomerados de éstos, como se observa en las fractografías presentadas anteriormente en la figura 3 y en otros trabajos [3]. Sin embargo, el límite de fatiga determinado es significativamente inferior al umbral de fractura de los carburos del acero UNIVERSAL, y aproximadamente del mismo orden en el acero 1.2379 (figura 5). El mecanismo de nucleación de fisuras bajo cargas cíclicas no puede entonces, ser explicado únicamente por la fractura de los carburos primarios, ya que las tensiones aplicadas son inferiores a σ^{RC} , sino que difiere con respecto al constatado en caso de carga monotónica.

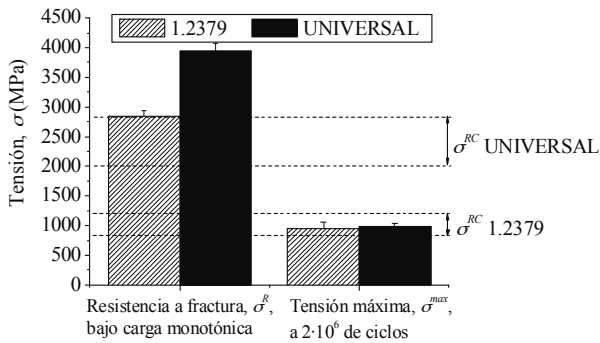


Figura 5. Resistencia a rotura, σ^R , límite de fatiga (en términos de la tensión máxima aplicada a fatiga, σ^{max} , considerando que la relación de carga $R = \sigma^{min}/\sigma^{max} = 0,1$ y $\Delta\sigma^{fat} = \sigma^{max} - \sigma^{min}$; $\sigma^{max} = \Delta\sigma^{fat}/(1-R) = \Delta\sigma^{fat}/(0,9)$) y resistencia a rotura de los carburos primarios bajo carga estática de tracción, σ^{RC} , en los aceros 1.2379 y UNIVERSAL.

La comprensión de los mecanismos de nucleación de fisuras en carburos primarios, en lo que concierne los ensayos de fatiga, requiere pues, el análisis de la interacción de los carburos y la matriz metálica bajo acción de cargas cíclicas. Una primera explicación que permite explicar la aparición de fisuras de fatiga reside en la descohesión de los carburos de la matriz; no obstante, este fenómeno no ha sido corroborado experimentalmente. Al contrario, se han observado fisuras que, iniciadas en carburos rotos, propagan a través de la matriz metálica, como muestran las imágenes de la cara sometida a tracción de las probetas ensayadas (figura 6). Por lo tanto, es plausible considerar que las fisuras de fatiga empiezan como consecuencia de la fractura de los carburos primarios.

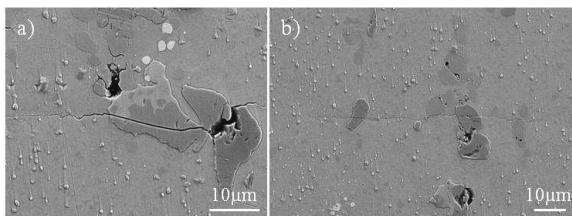


Figura 6. Fisuras propagadas a fatiga, iniciadas en carburos primarios rotos, en la superficie de probetas del acero UNIVERSAL.

Asumiendo que los carburos primarios no se ven afectados por fenómenos de daño cíclico, ya que se trata de fases monocristalinas frágiles, la matriz metálica constituida de martensita revenida y precipitados secundarios es, a su turno, susceptible a ser dañada por fatiga. Un examen detallado de la superficie de las probetas ensayadas a fatiga permitió identificar la presencia de daño, que de forma local aparece en la martensita revenida (figura 7). Este tipo de daño puede atribuirse a la destabilización de la estructura martensítica como consecuencia de la formación de bandas de deformación localizada. Fukaura y col. [3] ya

observaron fenómenos de reblandecimiento cíclico en ensayos bajo control de carga del acero JIS-SKD 11. Estos autores asociaron este fenómeno a la formación de bandas de deslizamiento persistentes (PSBs) en la matriz.

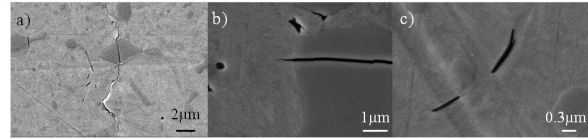


Figura 7. Daño localizado en la matriz de las probetas del acero 1.2379, en los alrededores de los carburos primarios.

Dougherty y col. [13] estudiaron el fenómeno de cierre de fisuras de fatiga en un acero de tipo 1070M, con una microestructura de martensita revenida. Estos autores asociaron el fenómeno de relajación de tensiones que tiene lugar a bajas amplitudes de deformación con la formación de bandas de deslizamiento. Así mismo, constataron que en ausencia de tensiones localizadas y elementos concentradores de deformación, las bandas de deslizamiento son zonas preferenciales de inicio de fisuras. Esta observación de Dougherty y col. [13] es particularmente pertinente en el caso de los aceros de herramienta de trabajo en frío. La fractura de los carburos primarios bajo tensiones cíclicas inferiores a σ^{RC} podría entonces, ser debida a la localización de la deformación en la matriz martensítica alrededor de los carburos, puesto que la tensión puede magnificarse localmente alrededor de ellos.

Mughrabi [14] postuló que en condiciones de carga cíclica, el proceso de daño predominante es el de la formación de bandas de deslizamiento persistentes que son, a su vez, las responsables del inicio de las fisuras de fatiga. Esta observación podría explicar los valores similares de $\Delta\sigma^{fat}$ en los aceros 1.2379 y UNIVERSAL, ya que sus matrices metálicas contienen martensita revenida de dureza equivalente. Por consiguiente, la poca diferencia entre el comportamiento a fatiga de estos dos aceros se debería al hecho que sus matrices son similares. Por el contrario, los valores distintos de σ^R de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL pueden explicarse porque la respuesta mecánica bajo carga monotónica está gobernada por las propiedades de los carburos primarios.

5. CONCLUSIÓN

En base a los resultados de rotura y fatiga, así como las observaciones fractográficas y micrográficas de las probetas ensayadas, este estudio ha permitido mostrar que los mecanismos de nucleación de fisuras bajo carga cíclica y monotónica son distintos. El papel de cada uno de los constituyentes del acero de herramienta, es decir los carburos primarios y la matriz de martensita revenida, así como su interacción durante el proceso de nucleación de fisuras, han sido identificados de la forma siguiente:

- Bajo carga monotónica, la nucleación de fisuras se ha asociado a los carburos primarios rotos cuando las tensiones aplicadas superan su resistencia a fractura. Los aceros de herramienta que poseen carburos más tenaces, pequeños y distribuidos de manera más homogénea en la matriz, presentan resistencias a rotura más elevadas
- Bajo carga cíclica, el origen de fractura también se ha identificado en los carburos primarios. Sin embargo, las tensiones aplicadas a fatiga son inferiores que el umbral de fractura de los carburos y, por lo tanto, su rotura debe asociarse con la presencia de zonas afectadas por daño cíclico en la matriz de su alrededor. El daño en la matriz metálica ha sido corroborado experimentalmente y atribuido a fenómenos de deformación localizada en la martensita revenida. Los carburos primarios pueden magnificar localmente las tensiones de la matriz de su alrededor, dando lugar a zonas de deformación localizada donde las fisuras se pueden iniciar de forma preferencial, y propagar a través de la microestructura con la evolución del ensayo de fatiga.
- Por último, el comportamiento similar, a fatiga, de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL se ha atribuido al hecho que sus matrices metálicas son parecidas, mientras que las diferentes propiedades mecánicas y morfológicas de sus carburos primarios determinan los distintos comportamientos observados bajo carga monotónica.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Industria, Turismo y Comercio de España la financiación del proyecto CENIT-Forma0 al cual se circunscribe este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] Berns, H., Trojahn, W., *Einfluss der Wärmebehandlung auf das Ermüdungsverhalten ledeburitischer Kaltarbeitsthäle*, VDI-Z, 1985, 127 (22), pp. 889-892.
- [2] Berns, H., Lueg, J., Trojahn, W., Wähling, R., Wisell, H., *The fatigue behavior of conventional and powder metallurgical high speed steels*, Powder Metall Int, 1987, 19, pp. 22-26.
- [3] Fukaura, K., Yokoyama, Y., Yokoi, D., Tsuji, N., Ono, K., *Fatigue of cold work tool steels: effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life and fracture surface observations*, Met Mat Trans A, 2004, 35A, pp. 1289-1300.
- [4] Shiozawa, K., Lu, L., Ishihara, S., *S-N curve characteristics and subsurface crack initiation in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel*, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2002, 24, pp. 781-790.
- [5] Shiozawa, K., Lu, L., *Very high-cycle fatigue behavior of shot peened high carbon-chromium bearing steel*. Fracture Fract Engng Mater Struct, 2022, 25, pp. 813-822.
- [6] Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S., Lu, L., *Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime*, JSME Int Journal A, 2006, 49(1), pp. 1-10.
- [7] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel*, Int Journal Fat, 2008, 30, pp. 1137-1149.
- [8] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Fractographic evaluation of gigacycle fatigue crack nucleation and propagation of a high Cr alloyed cold work tool steel*, Int Journal Fat, 2008, 30, pp. 2191-2199.
- [9] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Influence of residual stresses on gigacycle fatigue response of high chromium cold work tool steels*, Mat.-wiss. U. Werkstofftech., 2008, 39(3), pp. 248-256.
- [10] Picas, I., Hernández, R., Casellas, D., Casas, B., Valls, I., "Mechanical performance of cold forming tools", *8th International Tooling Conference*, Aachen, pag. 1037-1048, 2009.
- [11] Casellas, D., Caro, J., Molas, S., Prado, J.M., Valls, I., *Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation*, Acta Mater, 2007, 55, pp. 4277-4286.
- [12] Rammerstorfer, F.G., Plankensteiner, A.F., Fischer, F.D., Antretter, T., *Hierarchical models for simulating the mechanical behavior of heterogeneous materials: an approach to high speed tool steel*, Mat Sci Engng, 1999, A259, pp. 73-84.
- [13] Dougherty, J.D., Srivatsan, T.S., Padovan, J., *Cyclic stress response, strain resistance and fracture behavior of modified 1070 steel*, Engng Fract Mech, 1996, 53, pp. 589-547.
- [14] Mughrabi, H., *On "multi-stage" fatigue life diagrams and relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue*, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2002, 25, pp. 755-764.