

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE ACEROS RÁPIDOS PULVIMETALÚRGICOS

Y. Torres, S. Rodríguez, M. Anglada y L. Llanes

Universitat Politècnica de Catalunya, Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica; Avda. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

RESUMEN

Está claramente establecido que la vida a fatiga de los aceros rápidos pulvimetalúrgicos (PM-HSS) viene dada por el crecimiento subcrítico de grietas a partir de defectos intrínsecos a su ruta de procesado (poros, inclusiones y carburos). Bajo esta consideración, en este trabajo se utiliza un enfoque basado en la mecánica de la fractura elástico-lineal para analizar la correlación entre el límite de fatiga y el umbral de propagación de grietas bajo cargas cíclicas para condiciones de vida a fatiga infinita. Para ello, el tamaño del defecto crítico bajo sollicitaciones cíclicas es definido en términos del umbral de propagación de grietas grandes por fatiga. Así, el valor del límite de fatiga para el PM-HSS estudiado se estima a partir de la evaluación de la tenacidad de fractura y la cinética de propagación de grietas grandes por fatiga, asumiendo que: (1) existe similitud en el comportamiento a fatiga de fisuras grandes y pequeñas en este material, y (2) los defectos críticos son los mismos, en cuanto a naturaleza, geometría y tamaño, bajo cargas monotónicas y cíclicas. La fiabilidad del enfoque empleado para evaluar condiciones límites bajo sollicitaciones cíclicas se sustenta en la excelente concordancia observada entre el valor del límite de fatiga estimado y el experimentalmente determinado para la razón de carga investigada.

Palabras claves

Límite de fatiga, propagación de fisuras por fatiga, acero rápido pulvimetalúrgico

1. INTRODUCCIÓN

La disminución de la heterogeneidad y del tamaño de grano relativamente elevado en la microestructura resultante en aceros rápidos elaborados mediante técnicas convencionales (fundición o forja) es un aspecto muy significativo a considerar si las prestaciones mecánicas de estos materiales quieren ser optimizadas. Desde este punto de vista, la pulvimetalurgia abre las puertas a nuevas oportunidades ya que las condiciones de elaboración permiten controlar la forma, tamaño y distribución de los carburos. Mediante rutas pulvimetalúrgicas se pueden obtener aceros con estructuras completamente homogéneas de carburos finos en la matriz y calidades con un alto contenido en carbono y elementos de aleación. El equilibrio de propiedades mecánicas (resistencia al desgaste, resistencia a la rotura transversal y tenacidad de fractura) que se logra en los materiales obtenidos con esta técnica, posibilita su uso en aplicaciones donde los aceros rápidos obtenidos por vías metalúrgicas tradicionales no son competitivos.

Los aceros rápidos son materiales habitualmente utilizados en el diseño de herramientas para el conformado y mecanizado en frío de metales. Éstas durante su servicio se encuentran sometidas a sollicitaciones estáticas y cíclicas que son en muchos casos las responsables de las roturas prematuras o de la alta frecuencia de recambio de las herramientas. Aunque en la literatura se pueden encontrar datos de dureza, resistencia y tenacidad de aceros rápidos pulvimetalúrgicos (ver por ejemplo Ref. [1]), la información que existe acerca del comportamiento a fatiga de estos materiales es relativamente escasa [2-4]; concentrándose

además en la evaluación del límite de fatiga ($\Delta\sigma_f$) y la correspondiente caracterización fractográfica. En este trabajo el comportamiento a fractura y fatiga de un acero rápido pulvimetalúrgico es documentado y analizado en el marco de la mecánica de fractura elástico-lineal (MFEL). Se parte de la premisa que el $\Delta\sigma_f$ pueda ser estimado a partir del umbral de propagación de fisuras grandes por fatiga (ΔK_{th}). Esta aproximación se considera bajo la hipótesis que existe similitud en el comportamiento a fatiga de grietas grandes y de defectos naturales pequeños, así como que los defectos críticos que originan la rotura bajo cargas monotónicas y cíclicas son los mismos.

2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero rápido pulvimetalúrgico (PM-HSS) estudiado en este trabajo es el grado referido comercialmente como S390 ISOMATRIX, según la tecnología empleada por el fabricante, ACEROS PHOENIX BÖHLER S.A. El mismo puede clasificarse dentro del tipo AISI-T15 con la siguiente composición química 1,6C-4,75Cr-2Mo-5V-10,5W-8Co. Las muestras de acero rápido estudiadas fueron suministradas bajo condiciones de temple y revenido (múltiple) correspondientes a una dureza de 64 HRC. Su microestructura se reveló atacando químicamente con Nital al 2% la superficie pulida de una probeta que más tarde se caracterizó mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

La caracterización mecánica incluye la evaluación de la resistencia a la flexión, σ_R , y de la propagación de fisuras grandes por fatiga (PGGF), así como de la tenacidad de fractura (K_{Ic}), y del límite de fatiga. La σ_R y el $\Delta\sigma_f$ se determinaron utilizando probetas prismáticas con dimensiones de 40x4x3 mm, a las cuales además del desbaste y pulido de la cara que se sometió a tracción, se les eliminó sus bordes para evitar de esta forma un posible concentrador de tensión. En todos los estudios realizados las muestras se sometieron a flexión en cuatro puntos con separaciones entre puntos de apoyo externos e internos de 38 y 20 mm respectivamente. Para evaluar la σ_R se utilizaron seis probetas y se aplicó una velocidad de carga de 100 N/s, mientras que el $\Delta\sigma_f$ (definido para una vida a fatiga mayor que 10^7 ciclos) se determinó siguiendo el método de ensayo de la escalera (*staircase*) para una relación de carga, R, de 0,1. Para ello, se ensayaron 16 muestras en una máquina de resonancia a 146 Hz. Las superficies de fractura, para todas las muestras estudiadas, se analizaron a través de un examen minucioso mediante MEB. Para cada probeta, se encontraron a una magnificación baja los posibles sitios de inicio de la fractura. Posteriormente, se examinaron estas áreas a una amplificación mayor siendo así posible observar, medir y discernir el tamaño, la geometría y el tipo de defecto que originó la fractura bajo las distintas sollicitaciones impuestas.

El estudio de la K_{Ic} y la PGGF requiere de la prefisuración del material. En este trabajo se realizó mediante la aplicación de cargas cíclicas de compresión a probetas prismáticas entalladas (SENB), cuyas dimensiones fueron de 40x10x5 mm. La entalla se mecanizó con un disco de diamante de 0,3 mm hasta que la relación entre la longitud de la misma y la altura de la probeta (a/W) fue aproximadamente de 0,3. Los resultados de la literatura indican que la aplicación de cargas cíclicas es un procedimiento altamente efectivo para generar fisuras agudas en materiales frágiles, aunque induce tensiones residuales de tracción [5,6]. En esta investigación, con el objetivo de eliminar el efecto de estas tensiones, todas las prefisuras se propagaron 1 mm aproximadamente (bajo fatiga a tracción) hasta alcanzar zonas no afectadas. Para evaluar la K_{Ic} se utilizaron cuatro muestras. Las mismas se ensayaron a flexión por cuatro puntos con una velocidad de carga tal que para cada probeta correspondía a una velocidad de incremento de K_I de 2,75 MPa $m^{1/2}/s$. Por su parte, el estudio de la PGGF se realizó mediante la aplicación de cargas cíclicas de tracción. Se aplicó una relación de carga de 0,1, y frecuencias entre 0,5 y 10 Hz. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y bajo condiciones de humedad relativa del 40 %. El crecimiento de las fisuras se evaluó

mediante dos métodos complementarios. Uno de seguimiento continuo donde se utilizó un microscopio óptico de larga distancia focal a una magnificación de 1000X y otro de seguimiento discontinuo donde se empleó otro microscopio óptico, y para lo cual las muestras tuvieron que ser desmontadas del sistema de ensayo.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización microestructural

En la figura 1 se muestra la microestructura del acero rápido pulvimetalúrgico estudiado. En ésta se distinguen carburos de elementos de aleación, situados preferentemente en los bordes de grano, con tamaños pequeños que oscilan entre 2,0 y 2,6 μm . Los carburos observados presentan dos tipos de morfología aparente, una redondeada y otra con bordes puntiagudos. Éstos además, se encuentran distribuidos homogéneamente y de forma aislada en la matriz martensítica resultante del tratamiento térmico al que fue sometido el material investigado. Los granos, por su parte, tienen un tamaño medio de 3,4 μm aproximadamente.

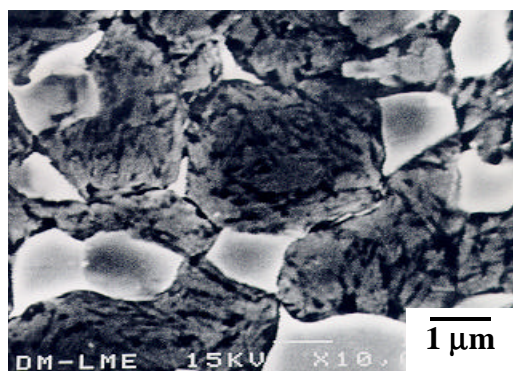


Figura 1. Microestructura del acero rápido pulvimetalúrgico estudiado en este trabajo.

El análisis del patrón de difracción correspondiente a los carburos con morfología puntiaguda reveló una estructura cristalográfica cúbica centrada en las caras (fcc), mientras que el análisis del espectro de energía dispersada de Rayos-X (EDX) permitió indicar que son carburos ricos en vanadio. Estos resultados permiten discernir que los mismos son de tipo M_6C . Por otra parte, el análisis del patrón de difracción obtenido para los carburos redondeados descartó que la estructura cristalográfica de estos carburos perteneciese al sistema cúbico. Sin embargo, la carencia de valores teóricos dificultó en este caso la obtención de conclusiones precisas referidas al tipo de carburo.

3.2. Dureza, resistencia mecánica y tenacidad de fractura

En la tabla 1 se muestran los resultados de la dureza Vickers, resistencia a la rotura transversal, y K_{Ic} para el grado de acero rápido pulvimetalúrgico estudiado. Estos resultados se encuentran dentro los rangos que usualmente se reportan en la literatura para estos materiales [1,7,8]. Un análisis fractográfico detallado indicó que los sitios que originan generalmente la fractura son poros, carburos e inclusiones que se encuentran próximos a la superficie de la probeta sometida a tracción (figura 2).

Tabla 1. Dureza Vickers, resistencia a la rotura transversal y tenacidad de fractura para el PM-HSS estudiado.

HV30 (GPa)	σ_R (MPa)	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})
8,97 \pm 0,14	2530 \pm 93	12,4 \pm 0,9

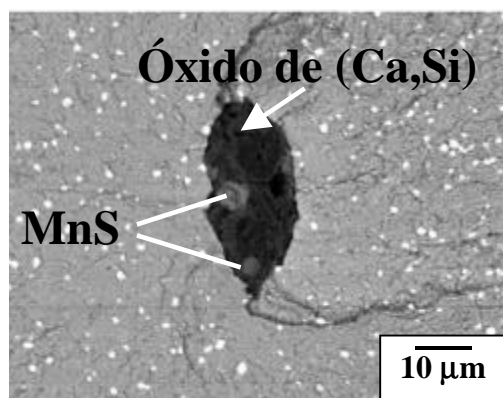


Figura 2. Ejemplo de defectos naturales típicos de los PM-HSSs: inclusión formada por óxidos de (Si, Ca) + MnS.

3.3. Propagación de fisuras grandes por fatiga (PGF)

En la figura 3 se muestra la dependencia entre la velocidad de PGGF y el rango del factor de intensidad de tensiones, ΔK . Por su parte, en la tabla 2 se ofrece el valor del umbral de PGGF, así como el de las constantes C y m que figuran en la relación potencial que describe el régimen de propagación estable de fisuras (ecuación de Paris-Erdogan). El valor de m encontrado es relativamente alto y concuerda con los obtenidos en trabajos previos [2,7,9]. Por su parte, el ΔK_{th} se definió a partir del valor de ΔK para el cual la cinética de propagación de fisuras es del orden de 10^{-9} m/ciclo. Por debajo de estos valores, aunque basado en un número relativamente escaso de datos debido a las limitaciones experimentales implícitas a su evaluación, se pudo discernir un cambio en la cinética de crecimiento de fisuras con ΔK a valores aún más extremos que los ya determinados en la etapa de Erdogan-Paris. Indicando de esta forma la transición al régimen umbral.

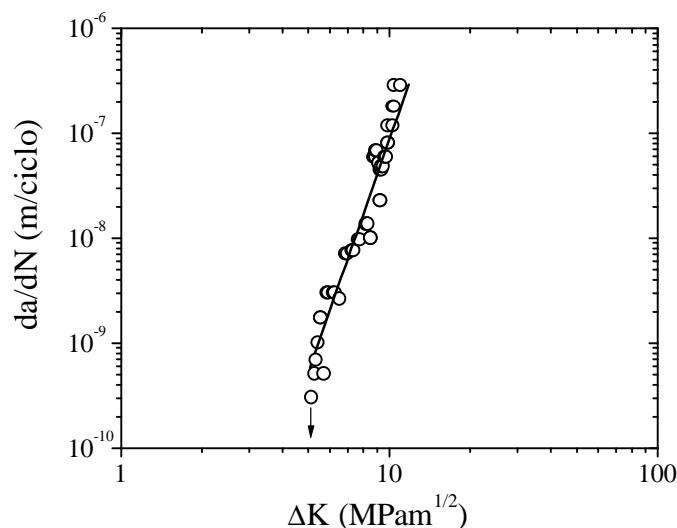


Figura 3. Velocidad de PGGF en función de ΔK para el material estudiado.

Tabla 2. Umbral de PGGF y constantes de la ecuación de Paris-Erdogan que describe el comportamiento a fatiga del PM-HSS estudiado.

ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})	C	m
5,4	2×10^{-14}	7

Un análisis fractográfico de las muestras rotas permitió discernir rasgos convencionales de fatiga dúctil (estrías de fatiga), ver figura 4a. Éstos permiten distinguir la apariencia resultante de la superficie de fractura correspondiente a la zona de propagación estable ($R=0,1$) de la obtenida bajo cargas monotónicas $R=1$ (figura 4b). Por su parte, en la figura 5 se muestra la trayectoria seguida por la fisura durante el ensayo de fatiga. Como se puede apreciar claramente, a partir de esta micrografía, la grieta sigue un camino generalmente recto atravesando los carburos que actúan en estos casos como puentes entre los labios de la misma.

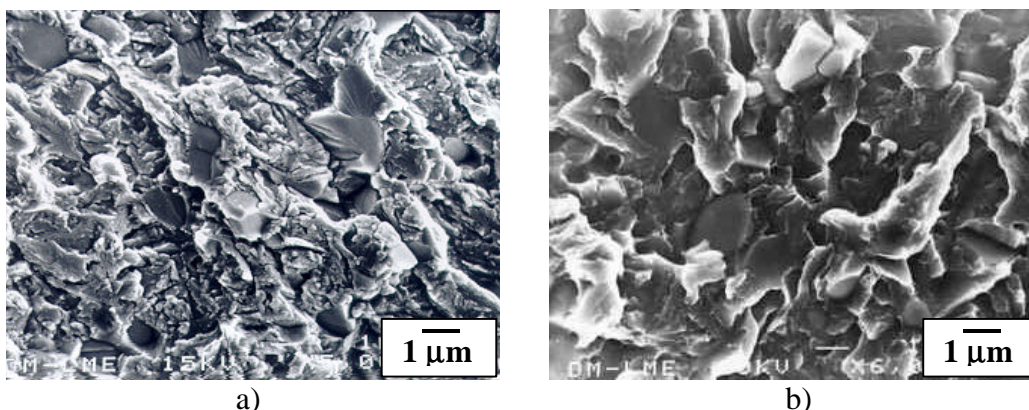


Figura 4. Superficie de fractura del PM-HSS estudiado para relaciones de carga diferentes: a) PGGF estable, $da/dN \sim 2 \times 10^{-8}$ m/ciclo a $R=0,1$; y b) crecimiento inestable de la fisura, $R=1$.

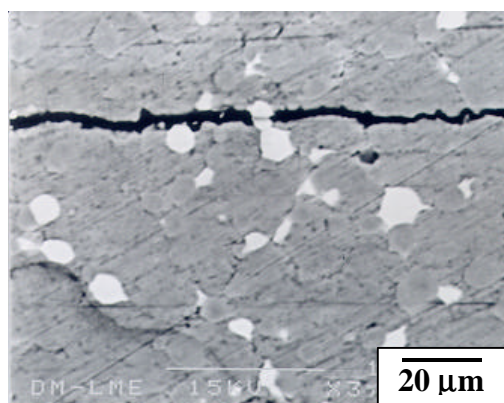


Figura 5. Trayectoria de la fisura durante su propagación estable ($R=0,1$).

3.4. Limite de fatiga

En la figura 6 se muestra la secuencia completa del ensayo utilizado en este trabajo para evaluar el limite de fatiga, conocido como método de la escalera. Luego de procesar estadísticamente los resultados obtenidos con esta técnica, se determinó con un 95% de confianza el $\Delta\sigma_f$ del PM-HSS investigado. El examen fractográfico de las probetas que no sobrevivieron al esfuerzo cíclico aplicado reveló que los orígenes de fallos son del mismo tipo, forma, y tamaño que los defectos que controlan la rotura bajo sollicitaciones estáticas (ver figuras 2 y 7). En la figura 8 se presenta una micrografía ampliada de la zona alrededor del defecto natural de fatiga mostrado en la figura 7. En ella se pueden observar rasgos característicos de fatiga (estrías) semejantes a las obtenidas en la PGGF, indicando que hubo propagación subcrítica (aunque mínima) en las inmediaciones del defecto antes de ocurrir la rotura catastrófica de la probeta.

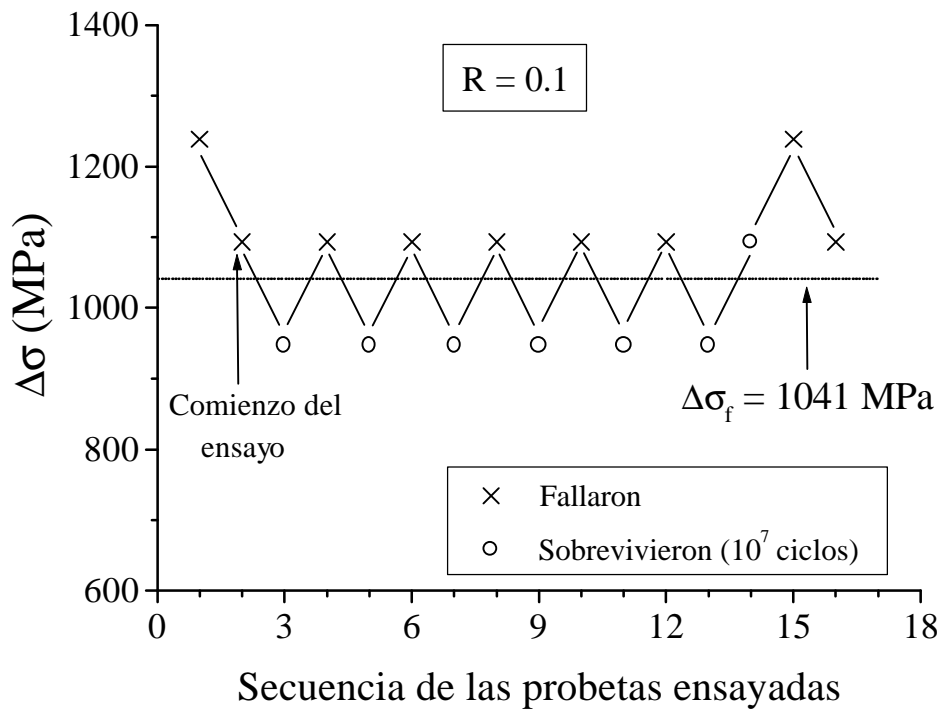


Figura 6. Secuencia completa del ensayo de la escalera.

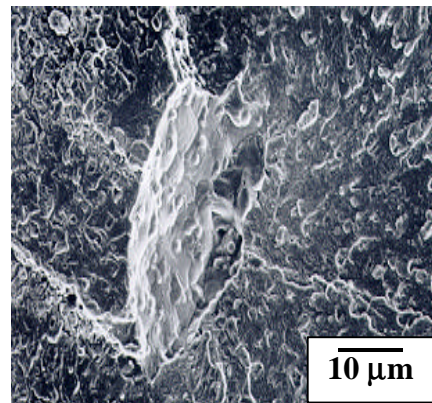


Figura 7. Ejemplo de defectos de fatiga típicos de los PM-HSSs: poros.

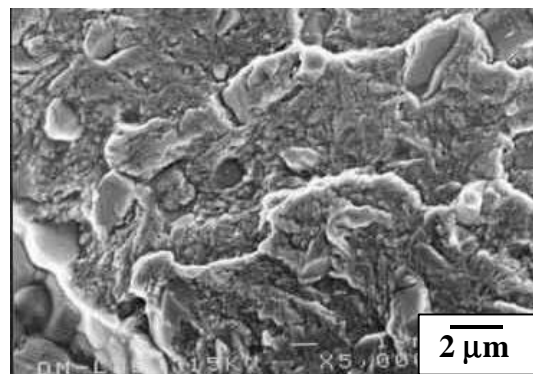


Figura 8. Micrografía de la zona próxima al defecto que originó la rotura bajo condiciones cíclicas de carga: presencia de estrías de fatiga.

3.5. Correlación entre el límite de fatiga y el umbral de PGGF

El objetivo principal de esta investigación es evaluar la relación entre la PGGF y el $\Delta\sigma_f$, lo cual permitiría optimizar el diseño apropiado y la selección del material de herramienta utilizado en aplicaciones que involucran fatiga. Aunque esta relación podría intentarse siguiendo una metodología de tolerancia de daño, ésta no parece ser una ruta conveniente ni fácil. El comentario anterior se sustenta en las enormes incertidumbres que existen en una predicción asociada con la dependencia marcada de la velocidad de PGGF con ΔK , como se ha mostrado en la figura 3. En cambio, una aproximación más clásica y conservadora sobre las bases del límite de fatiga y el ΔK_{th} , parece ser más apropiada para estos materiales. En este trabajo, esta aproximación se implementa definiendo el tamaño del defecto crítico bajo cargas cíclicas en términos del umbral de PGGF. Bajo esta consideración, el $\Delta\sigma_f$ estaría dado por el $\Delta\sigma$ resultante en el ΔK_{th} de una fisura pequeña que emana a partir de un defecto de tamaño crítico, $2a_{cr}$, según relaciones del tipo:

$$\Delta s_f \propto \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{a_{cr}}} \quad (1)$$

Entonces, el valor del $\Delta\sigma_f$ podría estimarse a partir de los resultados experimentales reportados en las secciones anteriores mediante la correlación fundamental de la MFEL entre el tamaño del defecto, la resistencia y las condiciones umbrales evaluadas para grietas grandes, asumiendo que estas últimas son válidas también para defectos naturales. Aunque es bien conocido que en muchos materiales metálicos y cerámicos avanzados la cinética de propagación de fisuras pequeñas por fatiga difiere considerablemente de la mostrada por fisuras grandes, tal comportamiento anómalo no debe esperarse en nuestro caso debido a su microestructura relativamente fina en comparación con las dimensiones de los defectos naturales intrínsecos encontrados en este material. Así, el $\Delta\sigma_f$ vendría dado en términos del ΔK_{th} y puede ser estimado directamente a partir de la siguiente expresión:

$$\Delta s_f = \left(\frac{\Delta K_{th}}{K_{Ic}} \right) s_R \quad (2)$$

partiendo de la hipótesis que los defectos que controlan la fractura bajo cargas tanto monotónicas como cíclicas son los mismos en cuanto al tipo, geometría, tamaño, y distribución. Esta hipótesis ha sido empleada en el análisis del comportamiento a fatiga de otros PM-HSSs [4] y en nuestro caso encuentra soporte experimental en el examen fractográfico minucioso llevado a cabo en esta investigación (por ejemplo figuras 2 y 7). Además, la correlación entre el $\Delta\sigma_f$ estimado a partir de la ecuación 2 y el obtenido experimentalmente mediante el método de la escalera es excelente (error relativo del 5%). Estos dos aspectos experimentales sustentan y corroboran la fiabilidad del enfoque planteado en esta investigación. En otras palabras, se puede predecir directamente el límite de fatiga a partir de la sensibilidad a fatiga de grietas grandes (dada por $\Delta K_{th}/K_{Ic}$).

4. SUMARIO

Un estudio sistemático que comprende la caracterización experimental y un análisis en el marco de la MFEL se ha utilizado para investigar el comportamiento a fractura y fatiga de un PM-HSS. Los resultados y conclusiones se resumen como sigue:

El comportamiento a fatiga del material estudiado puede racionalizarse sobre las bases de la MFEL, bajo condiciones de vida infinita, considerando el inicio de crecimiento subcrítico de la fisura como el estado que controla el fenómeno de fallo por fatiga, es decir el ΔK_{th} como la tenacidad efectiva bajo cargas cíclicas. Siguiendo este enfoque, la correlación fundamental entre el tamaño del defecto, la resistencia y el umbral de PGGF permite estimar el valor del $\Delta\sigma_f$, con un error relativo inferior al 5% del determinado experimentalmente mediante el método de la escalera. La predicción del $\Delta\sigma_f$ se basa en la aproximación de considerar que el comportamiento de grietas grandes y pequeñas es similar. Esta hipótesis se sustenta en el tamaño relativamente pequeño de la microestructura comparado con el de los defectos naturales que controlan la fractura.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el soporte financiero proporcionado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) en el marco del proyecto N° MAT2000-1014-C02-01. Los autores agradecen especialmente la colaboración de M. Marsal en el análisis por MEB. Uno de los autores (Y.T.) agradece a la Agencia Española de Cooperación Internacional (AECI) por la financiación de sus estudios de doctorado.

5. REFERENCIAS

1. Powder metallurgy high-speed tool steels. Tool Materials, ASM Specialty Handbook, ed. J. R. Davis, ASM International, Materials Park, OH, USA, p. 21-31, 1995.
2. H. Berns, J. Lueg, W. Trojahn, R. Wähling, H. Wisell. The fatigue behaviour of conventionally and powder metallurgical high speed steels, Powder Metal. Int., 19, 22-26, 1987.
3. H. Brandrup-Wognsen, J. Engström, O. Grinder. Fatigue properties of P/M high speed steel, Powder Metal. Int., 20, 18-20, 1988.
4. F. Meaurling, A. Melander, M. Tidesten, L. Westin. Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steel and tool steels, Int. J. Fatigue, 23, 215-224, 2001.
5. M.N. James, A.M. Human, S. Luyckx. Fracture toughness testing of hardmetals using compression-compression precracking, J. Mater. Sci., 25, 4810-4814, 1990.
6. Y. Torres, D. Casellas, M. Anglada, L. Llanes. Fracture toughness evaluation of hardmetals: influence of testing procedure, Int. J. Refract. Met. Hard Mater., 19, 27-34, 2001.
7. S.A. Horton, H.C. Child, Relationship between structure and fracture behaviour in 6W-5Mo-2V type high-speed steel, Met. Technol., 10, 245-256, 1983.
8. N. Lippmann, H.-J. Spies. Component specific influences on the fracture behaviour of high speed steel under static loading, Steel Res., 66, 272-277, 1995.
9. J. Amador, S. Talacchia, A. Linaza, S. Jauregi, J.M. Rodríguez, J.J. Urcola. Influence of the microstructure on the fatigue and fracture toughness of high speed steel powders sintered in a nitrogen atmosphere, Powder Metall., 2, 1003-1006, 1994.