

## INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE LIGANTE EN LA RESISTENCIA A LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA DE CARBUROS CEMENTADOS

Y. Torres, M. Anglada y L. Llanes

Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica,  
ETSEIB, Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona, ESPAÑA

**Resumen.** En este trabajo se caracterizan mecánicamente tres grados distintos de carburos cementados, todos con un tamaño de carburo medio de 2,5  $\mu\text{m}$  pero contenidos de fase ligante diferentes (6, 10 y 18% de Co en peso). Se evalúa la resistencia a la rotura transversal, la tenacidad de fractura y la resistencia a la propagación de fisuras grandes por fatiga para relaciones de esfuerzo 0.1, 0.4 y 0.7. Los resultados permiten apreciar, en todos los casos, una fuerte dependencia con R. Sin embargo, una descripción de la cinética de propagación mediante una forma alternativa de la ecuación de Paris-Erdogan, utilizando un modelo que tenga en cuenta ambos parámetros,  $K_{\text{max}}$  y  $\Delta K$ , por medio de ecuaciones del tipo  $da/dN = CK_{\text{max}}^m \Delta K^n$ , resulta en una excelente correlación de los datos experimentales. La diferente prominencia de  $\Delta K$  ó  $K_{\text{max}}$  como parámetro adecuado para describir la propagación de fisuras por fatiga en carburos cementados se discute con respecto a la relevancia relativa de modos estáticos y cíclicos, directamente relacionada con el grado de constreñimiento experimentado por la fase ligante, variable según el contenido de cobalto existente, debido a la rigidez y dureza del esqueleto de fase carburo que la rodea.

**Abstract.** In this study, three cemented carbides consisting of similar carbide grain size (2,5 $\mu\text{m}$ ) but different binder content (6, 10 and 18 %<sub>wt</sub> of Co) are mechanically characterized. Rupture modulus, fracture toughness and fatigue crack propagation (FCP) for load ratios (R) of 0.1, 0.4 and 0.7 are evaluated. The results indicate a pronounced dependence of FCP rates on R for all the materials. However, a FCP description which combines both fracture an alternative form of the Paris-Erdogan equation, i.e.  $da/dN = CK_{\text{max}}^m \Delta K^n$ , yields an excellent correlation of all the experimental data corresponding to a given material. The different prominence of  $K_{\text{max}}$  or  $\Delta K$  as the suitable parameter for characterizing FCP of cemented carbides is discussed with respect to the relative relevance of static and cyclic failure modes, directly associated with the constraining degree imposed on the metallic binder, variable as a function of binder content, by the hard and rigid carbide skeleton surrounding it.

### 1. INTRODUCCIÓN

Los carburos cementados son una familia de materiales compuestos constituidos por partículas de carburos inmersas en un aglutinante metálico (fase blanda). El sistema WC-Co, convencionalmente referido como metal duro, es el material más antiguo y representativo de esta familia. Comercialmente existen diversos grados de metal duro, los cuales abarcan rangos para la fase metálica entre 3-27% en peso y de tamaño medio de los granos de carburo entre 0,4-10  $\mu\text{m}$ .

La particular microestructura que presenta el metal duro, formada por dos fases interconectadas, le confiere una excepcional combinación de propiedades. La fase cerámica aporta dureza, rigidez y resistencia al desgaste mientras que su contraparte metálica proporciona principalmente tenacidad. Las propiedades mecánicas que exhibe este material sustentan su amplia aplicación en la fabricación de herramientas para el conformado y maquinado de metales, especialmente aceros y fundiciones.

Bajo condiciones de servicio, las herramientas se ven sometidas a sollicitaciones complejas de desgaste, mecánicas y térmicas que limitan el tiempo de vida útil de las mismas. Específicamente las mecánicas, y

particularmente las cargas cíclicas son las responsables en muchas ocasiones del fallo de las herramientas durante su operación, aunque su presencia y estudio ha recibido poca atención en el pasado. La mayor parte de los estudios en este campo se han llevado a cabo solo recientemente por el grupo de Sockel. Sin embargo, ellos se restringen a la confección de curvas S-N (esfuerzo-número de ciclos) aunque indican que existe un fenómeno real de fatiga mecánica asociado a la propagación subcrítica de fisuras en estos materiales [1,2].

En la literatura existen, además, algunos trabajos donde se estudia la fatiga del metal duro bajo la óptica de la propagación de grietas. Sin embargo, la mayor parte de éstos lo han hecho siguiendo la metodología convencional de caracterización de dicho fenómeno en metales, es decir, en términos de  $da/dN$  en función de  $\Delta K$  siguiendo una relación del tipo Paris-Erdogan [3,4]. En los mismos se ha reconocido, además, la dependencia muy significativa de la cinética de propagación de grietas con la razón de carga, R, de manera similar a lo observado comúnmente para cerámicas estructurales. Esta dependencia marcada, unida a la relativa fragilidad intrínseca que presentan estos materiales, sugiere que la descripción de la cinética de propagación de grietas por fatiga (PGF) se asemeje más a la utilizada para materiales cerámicos, es decir, en términos de  $da/dN$  en función de

$\Delta K$  y  $K_{max}$  siguiendo una forma alternativa a la relación referida anteriormente [por ej. Ref. 5]. Por otra parte, la PGF en estos materiales depende de varios parámetros microestructurales, destacando en particular el contenido de fase ligante y el tamaño medio de los granos de carburos

El objetivo de este trabajo es describir la cinética de PGF en tres grados de metal duro con tamaño de grano medio igual pero contenidos de cobalto distintos. Para ello, se realiza una investigación detallada para R diferentes, empleando la metodología utilizada normalmente en cerámicas estructurales. Además, se estudia la influencia que tiene el contenido de fase ligante sobre este comportamiento.

## 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Tres grados distintos de metal duro, denominados comercialmente como GD10, GD20 y GD40, se caracterizaron mecánicamente. Todos ellos presentan un tamaño de carburo medio de 2,5  $\mu\text{m}$ , pero contenidos de fase ligante de 6, 10 y 18% en peso respectivamente.

Los valores de la resistencia a la rotura transversal,  $\sigma_{rot}$ , se obtuvieron utilizando probetas prismáticas con dimensiones de 45x4x3 mm, a las que además del desbaste y pulido de la cara que se sometió a tracción, se les eliminaron sus bordes para eliminar de esta forma un posible concentrador de tensión. Las mismas fueron ensayadas a flexión en cuatro puntos con una velocidad de aplicación de la carga de 100 N/s. En este estudio se han empleado para cada material un mínimo de seis probetas.

Para realizar los ensayos de tenacidad de fractura y de PGF, las caras de las probetas se prepararon primero mediante procesos convencionales de desbaste y pulido mecánico con discos adiamantados. La rejilla que se utilizó tenía partículas de diamante con tamaño de grano de 68  $\mu\text{m}$ . Para el pulido se utilizó pasta de diamante aplicada sobre un plato de madera, adaptado a una máquina de pulido. Los distintos tamaños de partícula de las pastas de diamante utilizadas fueron 30, 6 y 3  $\mu\text{m}$ .

A continuación se mecanizó una entalla, en probetas prismáticas de dimensiones de 45x10x5 mm (probetas tipo SENB), con un disco de diamante de 0.3 mm de espesor; de forma que la relación entre la longitud de la fisura y su altura ( $a/W$ ) fuese aproximadamente igual a 0.4. Más tarde, se realizó la prefisuración de las muestras mediante la aplicación de cargas cíclicas de compresión. Para ello, se utilizó una máquina de ensayos servohidráulica con célula de carga de 100 kN y con control digital. El esfuerzo máximo de

compresión aplicado para nuclear las prefisuras, evaluado con respecto a la sección transversal en el plano de la entalla fue de 790, 830 y 750 MPa para los grados GD10, GD20 y GD40 respectivamente. Los ensayos se realizaron bajo control de carga, con una onda sinusoidal y una razón de carga  $R=10$ . Las cargas se aplicaron a una frecuencia de 18 Hz. El número de ciclos aplicados fue de 400000 partiendo que se conocía a priori, de resultados previos, que la nucleación de las fisuras en estos tres grados de metal duro se genera aproximadamente en torno a los 15000 ciclos, y que la prefisura propaga establemente en los siguientes 385000 ciclos.

Una consecuencia negativa importante de este método de prefisuración en materiales frágiles es el hecho que delante de la punta de la fisura se genera una zona provista de tensiones residuales de tracción que persisten incluso cuando el campo nominal de compresión ya no se aplica [6]. La presencia de estas tensiones residuales en probetas de metal duro prefisuradas por compresión cíclica es también conocida [7], por lo que su evaluación es muy importante ya que su presencia afecta la evaluación de la tenacidad de fractura y la cinética de PGF.

La tenacidad de fractura,  $K_{IC}$ , se determinó tanto en muestras que presentaban las prefisuras iniciales solamente,  $K_{ICcon\ res}$ , como en muestras a las que se eliminaron las tensiones residuales provenientes de la prefisuración por compresión cíclica,  $K_{ICsin\ res}$ . El procedimiento experimental seguido para la eliminación de estas tensiones se describe en detalle mas adelante. La velocidad de carga a la que se realizó el ensayo para determinar la tenacidad de fractura fue un valor tal que para cada muestra correspondía una velocidad mínima de incremento de  $K_I$  de 2.75 MPa  $\text{m}^{1/2}/\text{s}$ . Para evaluar la tenacidad de fractura se utilizaron cuatro muestras, como mínimo, en cada uno de los materiales y casos estudiados.

El estudio de las tensiones residuales y la PGF se realizó mediante la aplicación de cargas cíclicas de tracción (flexión por cuatro puntos, con una separación entre puntos de apoyo exteriores e interiores de 40 y 20 mm respectivamente), según la normativa ASTM E-647. Para estos ensayos se utilizó una máquina servohidráulica con célula de carga de 20 kN y control digital. Se aplicaron cocientes de carga de 0.1, 0.4, 0.7 y se realizaron a frecuencias entre 0.5 y 10 Hz, a temperatura de 20 °C y 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 a una magnificación de 1000X y otro de seguimiento discontinuo donde se empleó otro microscopio óptico, y para el cual las muestras tuvieron que ser desmontadas del sistema de ensayo.

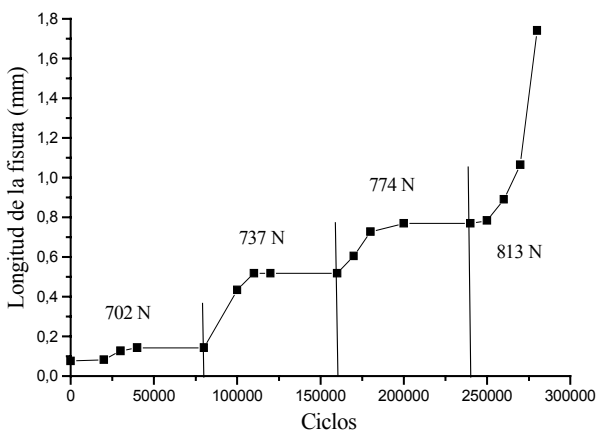
Para estudiar las tensiones residuales se aplicaron cargas cíclicas correspondientes a un factor de intensidad de tensiones,  $K_I$ , tal que la fisura propagase establemente, y

se graficó el crecimiento de la fisura en función del número de ciclos. Con estas condiciones si se observaba que la fisura propagaba establemente hasta alcanzar un estado de saturación, el valor del  $K_I$  máximo aplicado se aumentó hasta obtener nuevamente un crecimiento subcrítico estable de la fisura. Este proceso se repitió hasta observar un crecimiento estable continuo, lo que señalaba que el  $K_I$  máximo al que estaba sometida la punta de la fisura extendida era en este caso el real aplicado, y por lo tanto ya se había salido de la zona afectada por las tensiones residuales generadas durante el proceso de prefisuración por compresión cíclica. Finalmente, se determinó la sensibilidad a fatiga en presencia de fisuras grandes, definida como  $[1 - (K_0)/(K_{IC})]$ , para cada material y valor de R. En la ecuación anterior,  $K_0$  corresponde al valor umbral del factor de intensidad de tensiones para la PGF a velocidades de propagación de  $10^{-9}$  m/ciclo. Adicionalmente, se realizó el análisis fractográfico, con microscopia electrónica de barrido (MEB), el cual reveló los mecanismos de daño asociados a la propagación de fisuras en el régimen estable.

**3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

**3.1. Proceso de prefisuración: tensiones residuales inducidas**

La prefisuración mediante compresión cíclica de los grados de metal duro estudiados, generó tensiones residuales de tracción en la zona próxima a la punta de la fisura, como se puede discernir a partir de los datos mostrados en la **figura 1**.



**Fig. 1.** Estudio de las tensiones residuales para el grado GD20.

Con el fin de eliminar los esfuerzos residuales de tracción asociados al proceso de prefisuración previo, las prefisuras se propagaron establemente, bajo condiciones de fatiga tensil ( $R=0.1$ ), una longitud promedio de 0,22, 0,71 y 0,81 mm para los grados GD10, GD20 y GD40 respectivamente.

Las tensiones residuales generadas durante la prefisuración en los materiales estudiados deben de estar asociadas a fenómenos de deformación inelástica en la fase metálica, tales como la microfisuración o la transformación martensítica del cobalto de la fase metaestable fcc a la estable hcp. Por lo tanto, si se mantienen constantes el tamaño de grano, el número de ciclos compresivos aplicados y la relación entre la carga nominal aplicada y la resistencia a compresión de cada material, se obtiene una relación directamente proporcional entre el contenido de la fase ligante, la energía absorbida por deformación, y las tensiones residuales inducidas.

**3.2. Comportamiento a fractura**

En la **tabla 1** se muestran los resultados obtenidos para la resistencia a la rotura transversal,  $\sigma_{rot}$ , y la tenacidad de fractura evaluada en probetas con y sin esfuerzos residuales inducidos durante el proceso de prefisuración, para los tres grados de metal duro estudiados. Los resultados corroboran la existencia de tensiones residuales de tracción, indicando que su presencia ocasiona que se subestimen los resultados reales en un rango entre el 10 y el 30%.

	$\sigma_{rot}$ (MPa)	$K_{ICcon\ res}$ (MPa√m)	$K_{ICsin\ res}$ (MPa√m)
<b>GD10</b>	2094 ± 222	8,23 ± 0,60	10,36 ± 0,75
<b>GD20</b>	1813 ± 134	9,24 ± 0,86	10,54 ± 0,89
<b>GD40</b>	2629 ± 241	10,79 ± 1,36	14,72 ± 1,36

**Tabla 1.** Resistencia a la rotura transversal y tenacidad de fractura para los tres grados de WC-Co estudiados.

Además, independientemente a que las muestras presenten tensiones residuales o no, en la **tabla 1** se puede observar que existe una tendencia creciente de la tenacidad de fractura al aumentar el contenido de la fase ligante. En cambio, no se encontró una dependencia clara entre la resistencia a la rotura transversal y el contenido de cobalto, por lo que resulta interesante evaluar en trabajos futuros la influencia de otros parámetros microestructurales más representativos, como podrían ser la contigüidad de la fase carburo y el camino libre medio de la fase metálica.

**3.3. Comportamiento a fatiga**

En la **figura 2** se observa el efecto de R en la PGF para todos los materiales estudiados. Los resultados se presentan en términos tanto de  $\Delta K$  como de  $K_{max}$ . Es evidente que en ninguno de los dos casos los resultados experimentales pueden ser normalizados de

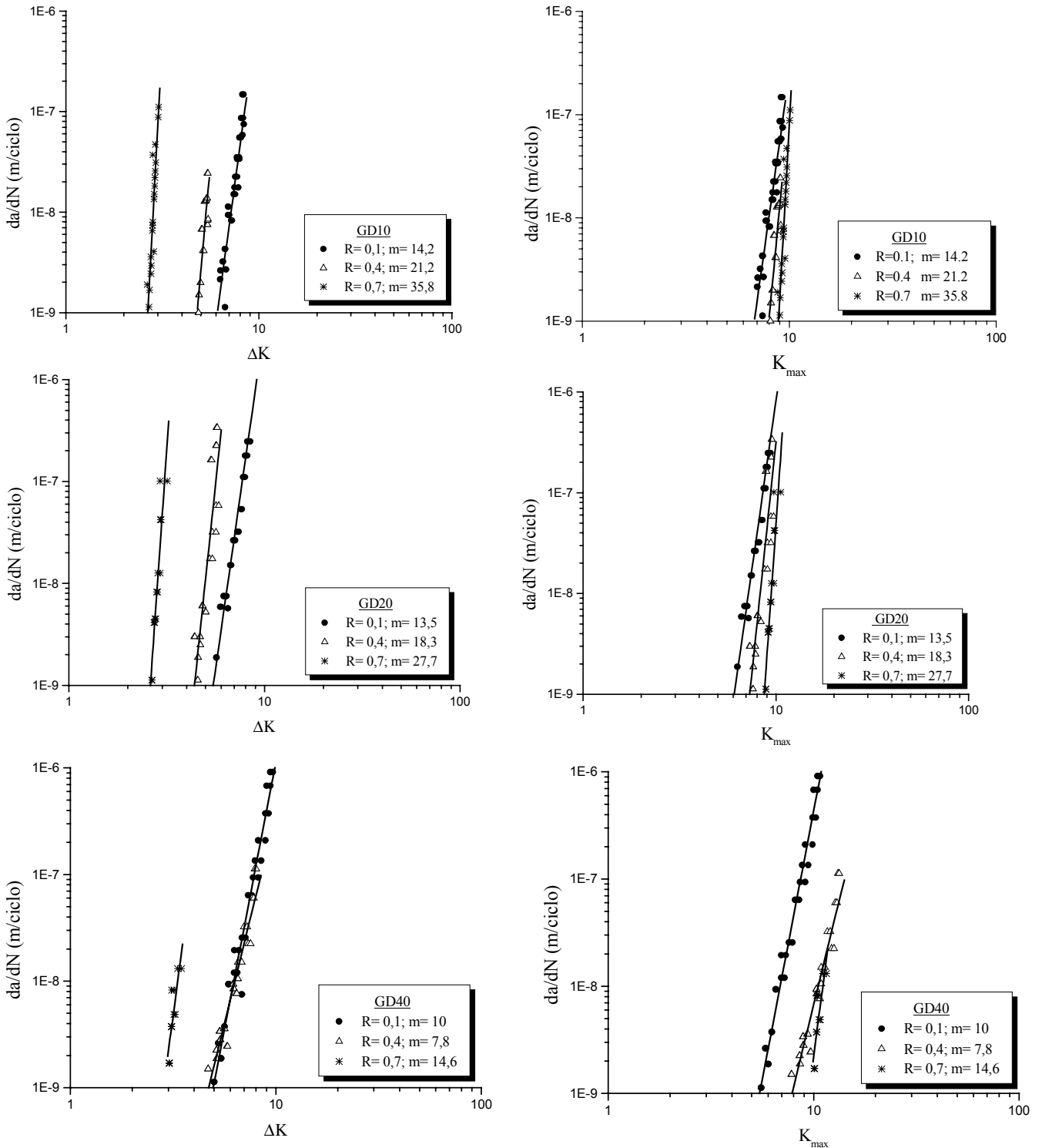


Fig. 2. Velocidad de propagación de fisuras grandes en función de  $\Delta K$  y  $K_{max}$ , para los tres grados estudiados.

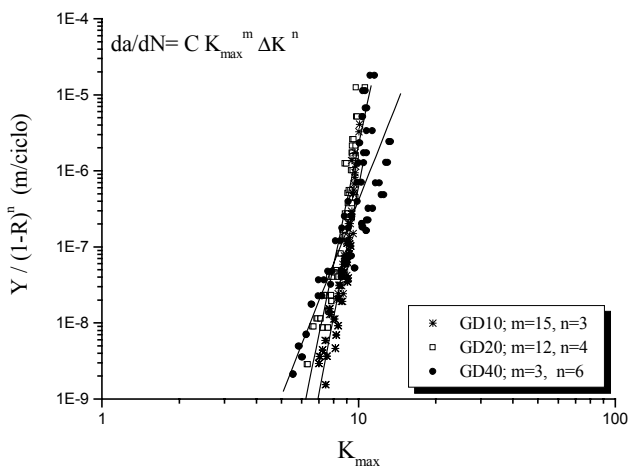
una manera simple y única. Para un valor de  $K_{max}$  dado, la resistencia a la PGF es inversamente proporcional al R aplicado. De manera análoga para un valor de  $\Delta K$  dado, existe una relación directa entre la cinética de propagación y R aplicado. Sin embargo, para los grados más frágiles, GD10 y GD20, la dependencia con

R parece ser menos relevante cuando los resultados se expresan con respecto a  $K_{max}$ .

En todos los casos se trazó la recta de regresión que ajusta mejor cada serie de datos para R constante. Para la construcción de estas curvas, se consideró que los puntos asociados a velocidades de propagación

inferiores a  $10^{-9}$  m/ciclo corresponden a la etapa umbral de la propagación, y, por tanto, no fueron incluidos en el cálculo.

A continuación para normalizar el efecto de R, se graficó para cada material y distintos valores de n, la velocidad de propagación de la grieta normalizada por el factor  $(1-R)^n$  con respecto a  $K_{max}$ . A la velocidad de propagación normalizada por el factor  $(1-R)^n$  se le simboliza en este trabajo con la letra Y. Se obtuvieron distintos gráficos según el valor de n escogido. El análisis de la correlación del conjunto de puntos de cada gráfico permitió encontrar el valor numérico óptimo de n, en términos del mejor ajuste de los datos experimentales para cada uno de los materiales estudiados. Posteriormente, se representaron conjuntamente todos los datos para los correspondientes valores de n, ver **figura 3**. El valor de m asociado se obtuvo entonces a partir de la pendiente de la nueva recta de regresión, pues de esta forma se obtuvo en cada caso una ecuación de la forma  $da/dN = C K_{max}^m \Delta K^n$ , que describe mejor la cinética de PGF en estos materiales.

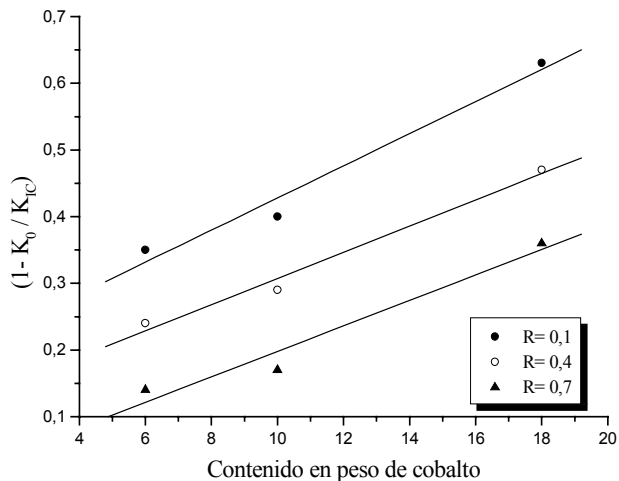


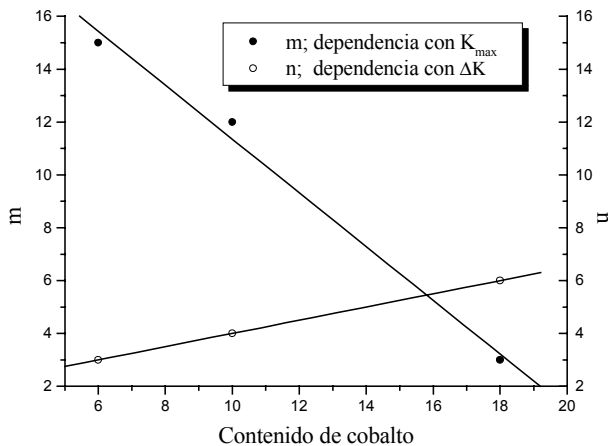
**Fig. 3.** Cinética de PGF en los tres grados estudiados: experimental y mejor ajuste a  $Y = f(K_{max})$ .

En la **figura 3** se observa que para los tres materiales la dispersión de los datos en torno a la recta de regresión es muy pequeña, lo cual demuestra que la descripción de los datos en función de  $K_{max}$  y  $\Delta K$  para los exponentes n y m hallados en el análisis es satisfactoria.

Según un modelo planteado recientemente por Ishihara y col. [8], el esfuerzo nominal,  $\sigma$ , promueve la fractura del material por mecanismos de rotura asociados a cargas estáticas, y por lo tanto responde a la dependencia de la cinética de propagación con respecto a  $K_{max}$ . Por otra parte, el esfuerzo de cizalladura,  $\tau$ , está asociado a mecanismos de deformación plástica y por lo tanto refiere al papel desarrollado por  $\Delta K$ . Siguiendo esta misma línea de consideraciones sobre el estado

tensional del material, si se parte de la idea que el cobalto se encuentra constreñido por los carburos circundantes [9], entonces los metales duros con menor contenido de cobalto, estarán sometidos a un estado triaxial de tensiones mayor, y por lo tanto será más fácil alcanzar localmente los valores de  $\sigma$  que inducen mecanismos de rotura estáticos. Todo lo anterior ayudaría a explicar porque la dependencia de la cinética de PGF con  $K_{max}$  disminuye al aumentar el contenido de cobalto mientras que con  $\Delta K$  aumenta, ver **figura 4**. La componente estática de la sollicitación, dependencia con  $K_{max}$ , representa un papel más determinante en la PGF a medida que el material presenta un “comportamiento más cerámico”, mientras que la componente cíclica, dependencia con  $\Delta K$ , se hace más prominente cuando el “comportamiento es más metálico”.

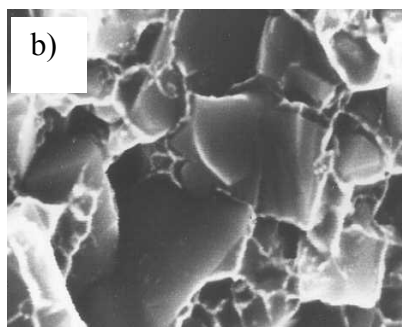




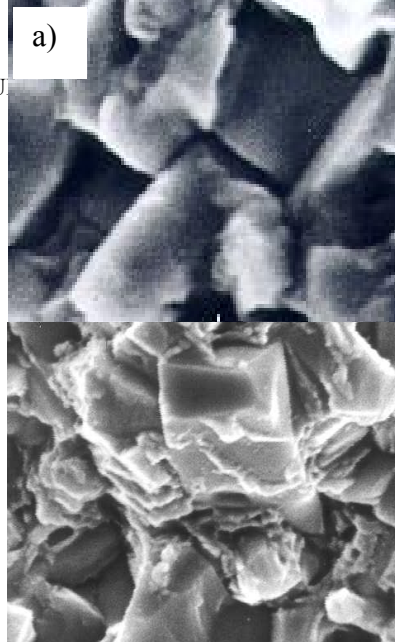
**Fig. 4.** Dependencia de la cinética de PGF con  $K_{max}$  y  $\Delta K$  en función del contenido de la fase ligante.

**Fig. 5.** Dependencia de la sensibilidad a fatiga con el contenido de la fase ligante.

En la **figura 5** se presentan los resultados de la sensibilidad de fatiga para los materiales y los valores de R estudiados. En todos los casos se observa, que la sensibilidad a fatiga disminuye cuando R aumenta. Igualmente, ella aumenta con el contenido de cobalto independientemente de la relación de carga que se utilice. En las **figuras 6a)** y **6b)** se muestran micrografías correspondientes a típicas superficies de fractura del grado GD20 en la zona de propagación estable para R=0.1 y R=0.7 respectivamente.



**Fig. 6.** Micrografías correspondientes a las superficies de fractura del grado GD20 en la zona de propagación estable para: **a)** R=0.1 y **b)** R=0.7.



**Fig. 7.** Micrografías correspondientes a las superficies de fractura, del grado GD40, en la zona de propagación estable a R=0.1.

Como se puede observar a medida que aumenta la relación de esfuerzos aplicados, aparecen y predominan en todos los materiales mecanismos de fractura propios de la rotura inestable, como son las microcavidades (dimples) y el clivaje. Por otra parte, no se aprecia la existencia de estrías en ninguno de los materiales y relaciones de esfuerzos estudiados, excepto en el grado GD40 para una relación de esfuerzo R=0.1, ver la **figura 7**. Todo lo anterior concuerda y corrobora la dependencia relevante que presenta  $da/dN$  con  $K_{max}$  (componente estática de la sollicitación) en los grados GD10 y GD20, en comparación a la dependencia más significativa con  $\Delta K$  exhibida por la cinética de PGF en el grado GD40.

#### 4. CONCLUSIONES

El estudio presentado anteriormente, sobre la influencia del contenido de la fase ligante en la resistencia a la PGF de carburos cementados WC-Co, permite concluir que: 1) si se describe la PGF en estos materiales utilizando un modelo que tenga en cuenta ambos parámetros,  $K_{max}$  y  $\Delta K$ , por medio de ecuaciones del tipo  $da/dN = C K_{max}^m \cdot \Delta K^n$ , se obtiene una correlación excelente de los resultados, y 2) en todos los casos existe una dependencia representativa con  $K_{max}$ , la cual aumenta al disminuir el contenido de la fase ligante. Por otra parte la dependencia con  $\Delta K$  y la sensibilidad a fatiga aumentan con el contenido de la misma.

#### 5. REFERENCIAS

[1] U. Schleinkofer, H.G. Sockel, K. Görting, W. Heinrich, *Mat. Sci. Eng.*, **209** 103-110 (1996).  
 [2] U. Schleinkofer, H.G. Sockel, K. Görting, W. Heinrich, *Int. J. Ref. Hard Mater.*, **15** 103-112 (1997).

- [3] N. Knee, W.J. Plumbridge, *Proc. Conf. Advances in Fracture Research*, **4** 2685-92 (1984).
- [4] P.R. Fry, G.G. Garrett, *Proc. Int. Conf. Specialty Steels and Hard Materials*, Eds. N.P. Comins, J.B. Clark 375-81 (1983).
- [5] R.O Ritchie, C.J. Gilbert, J. M. McNaney, *Int. J. Sol. Struct.*, **37** 311-329 (2000).
- [6] S. Suresh, Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press (1996).
- [7] M.N. James, A.M.Human, S. Luyckx, *J. Mat. Sci.* **25** 4810-14 (1990).
- [8] S. Ishihara, T. Goshima, T. Yoshimoto, T. Sabu, *Fatigue '99*, 3 Eds. X.R. Wu, Z.G. Wang 1811-16 (1999).
- [9] L.S. Sigl, H.E. Exner, *Metall. Trans.* **18A** 1299-308 (1987).

## 6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el soporte financiero proporcionado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) en el marco del proyecto N<sup>o</sup> MAT97-0923. Este trabajo de investigación ha sido desarrollado con la colaboración de DURIT Ibérica. 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.