

Tenacidad de Aleaciones Pesadas obtenidas mediante Sinterizado en Fase Líquida

K.M. Ostolaza Zamora, J. Gil Sevillano y M. Fuentes Pérez
 CEIT, Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipuzcoa
 Apdo. 1555, 20080, San Sebastián, (España)

RESUMEN

Las Aleaciones Pesadas constituyen una familia de materiales caracterizados por sus altos contenidos en W (90%+97%) así como por desarrollar una microestructura típica de los composites de matriz metálica. Los elevados niveles de ductilidad alcanzados por esta familia de aleaciones difiere notablemente del comportamiento inherentemente frágil del Wolframio. Parámetros tales como la densidad, la resistencia y la tenacidad cobran una gran importancia en aquellas aplicaciones a las que se destinan este tipo de materiales. Existe, sin embargo, una carencia sorprendente de datos en la bibliografía que den cuenta del valor de la tenacidad. La aparente "simplicidad" microestructural de dichas aleaciones, por otra parte, las hace especialmente aptas para que se encare con mayores perspectivas de éxito un esfuerzo de racionalización de los mecanismos de deformación operantes a nivel microscópico en base a modelos ya existentes o al eventual diseño de algunos otros. El presente artículo centra su objetivo en la medida de tenacidades (K_{IC} y J_{IC}) de una aleación tratando de evaluar el efecto asociado a la variación de parámetros microestructurales, tamaño de los granos de Wolframio y contigüidad de los mismos, entre otros, así como el efecto asociado a la previa deformación en frío. Los resultados se han discutido en base a observaciones fractográficas y han sido racionalizadas en términos de la nucleación preferente de grietas en las intercaras W-W y su enromamiento por la existencia de una fase matriz, tenaz, que rodea los granos globulares de Wolframio, lo que da lugar a la aparición de ligamentos dúctiles situados entre enclaves frágiles procedentes de la citada descohesión intergranular.

ABSTRACT

"Heavy Metal" tungsten alloys, containing from 90 to 97 wt.% W constitute a particularly interesting family of brittle-ductile coarse two-phase composites which combine high density, high strength and relatively high ductility in spite of their high contents of tungsten. Valid toughness values are almost non-existent in the literature for this technologically important family of alloys. The scarcity of such data is surprising because in those applications where "Heavy Metal" alloys are used toughness requirements are of essential importance. This paper presents measurements of K_{IC} and J_{IC} values for a "Heavy Alloy" showing the effect of structural size and prior plastic strain. The results are discussed on the basis of fractographic observations and rationalized in terms of the bridging of the advancing crack tip by ductile ligaments of FCC phase surrounding the globular tungsten grains of the alloys. Such toughening mechanism is akin to that found in "Hard Metals" and Ceramic-Metal composites.

INTRODUCCIÓN

Las Aleaciones Pesadas combinan un alto valor de densidad ($\rho=17+18\text{gcm}^{-3}$) un alto valor de resistencia ($\sigma_{\text{uts}}=900+1000\text{MPa}$) y una considerable ductilidad ($\epsilon_f=20+30\%$) que les confiere la posibilidad de ser sometidas a deformaciones plásticas moderadas. Las propiedades indicadas hacen que dichas aleaciones sean especialmente atractivas en aplicaciones que requieran simultáneamente de una gran inercia y resistencia estructural.

La no utilización de la Mecánica de la Fractura, como lo demuestra la carencia de datos existentes en la bibliografía, ha dificultado la comprensión de los fenómenos involucrados en la deformación y rotura de los materiales estudiados. Esta dificultad se ha visto ahondada por el hecho de la existencia de un complejo efecto de los distintos subprocesos conducentes a la obtención de las Aleaciones Pesadas sobre el comportamiento mecánico desarrollado de las mismas. El presente trabajo ha requerido, por tanto, de un previo establecimiento de las condiciones de obtención de los Metales Pesados, aspecto este que se ha omitido.

Este trabajo, presenta valores de tenacidad correspondientes a una aleación W-Ni-Fe que una vez sinterizada y tratada térmicamente ha conducido al logro de diferentes microestructuras y niveles de ductilidad. Se ha medido además la disminución experimentada por la tenacidad por efecto de la aplicación de una deformación plástica en frío mediante un proceso industrial de martillado.

Los valores que se muestran a lo largo de este trabajo son interesantes en sí mismos, dada la carencia de datos existentes en la bibliografía. Esta importancia se ve subrayada por el hecho de que los mismos pudieran ser utilizados como valores de referencia en el desarrollo de nuevas Aleaciones Pesadas. El estudio de tenacidades se ha completado mediante un análisis fractográfico que ha permitido la estimación de los procesos locales de fractura que son, en último término, los responsables de las variaciones experimentadas por los valores de tenacidad alcanzados. Finalmente, el comportamiento a fractura de las Aleaciones Pesadas se ha justificado a la luz de investigaciones recientes de la tenacidad frágil-dúctil de materiales compuestos tales como los Metales Duros(WC-Co) o los Cermets

2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

2.1. MATERIALES

A lo largo del presente trabajo se ha utilizado una aleación cuya composición nominal en los distintos elementos que la componen es la que se indica a continuación : 95% W-3.5% Ni-1.5% Fe

Dicha aleación se obtuvo en el laboratorio del CEIT a partir de polvos elementales de W, Ni y Fe siguiéndose la ruta tradicional para la obtención de productos consolidados mediante Metalurgia de Polvos.

El sinterizado de los compactos se llevó a cabo en una atmósfera reductora de Hidrógeno seco sometiendo dichos productos, con posterioridad, a los convencionales tratamientos térmicos post-sinterizado, que constan de un mantenimiento en Argón a alta temperatura y un posterior temple en agua. La consecución de las diversas microestructuras se abordó mediante la variación del tiempo de sinterizado.

Las propiedades mecánicas se estimaron a través de la realización de ensayos de tracción a temperatura ambiente y velocidad de deformación $\approx 0.0001\text{s}^{-1}$. La Tabla I da cuenta de la relación existente entre las propiedades mecánicas y la microestructura. Así, mientras parámetros microestructurales afectan de modo limitado a la tensión de fluencia y la resistencia, su relevancia es determinante cuando se trata de evaluar la ductilidad. En efecto, mientras el material B-30 puede considerarse de bajo nivel de ductilidad, el B-120, con una microestructura más grosera, menor contigüidad y ángulo dihedral, es óptimo considerando los niveles de ductilidad alcanzados. El material B-75, inicialmente dúctil (Tabla I), fue sometido a una previa deformación en frío $\epsilon \approx 0.14$ dando lugar al material que a lo largo del presente trabajo se denominará B-75*. Si bien el límite elástico de éste sufrió un incremento considerable como consecuencia del endurecimiento por deformación, la ductilidad residual desarrollada por el material deformado fue sorprendentemente elevada ($\epsilon_f \approx 0.20$). El nivel de deformación infligido garantiza un nivel de dureza y de tenacidad residual adecuados, dada la densidad de la aleación estudiada, para el desarrollo de penetradores de energía cinética.

2.2 TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La medición de la tenacidad a la fractura de las Aleaciones Pesadas se encaró mediante la adopción de la técnica de la integral J. Para ello se utilizaron probetas de flexión en tres puntos de $B=6.45\text{mm}$ y $B=4.54\text{mm}$ de espesor para el material en estado bruto de sinterizado y tratamiento térmico (B-120 y B-30) y para el material deformado mediante martillado (B-75*) respectivamente. La geometría de las probetas fue establecida en conformidad con la norma ASTM E813-88^{1/} incluyéndose en el diseño una entalla lateral para el guiado de la grieta siendo la extensión ocupada por la misma de aproximadamente el 20% de la sección nominal.

El preagrietamiento por fatiga se realizó utilizando valores progresivamente decrecientes de la amplitud de los ciclos de carga a medida que acontecía la propagación de la grieta. La longitud de la grieta se calculó a partir del registro Carga-Apertura al frente de la grieta, previa interrupción del proceso de fatiga, en base a la función de flexibilidad propuesta por la norma E813-88.

Las observaciones realizadas a lo largo de esta investigación evidenciaron la existencia de un elevado valor umbral del factor de intensidad de tensiones que pudiera situarse aproximadamente en el intervalo $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{IC} \leq 25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. La determinación exacta de dicho valor ha escapado de los objetivos marcados por este trabajo pero coincide cualitativamente con observaciones reportadas por otros autores^{2/}.

El comportamiento desarrollado por estos materiales compuestos base Wolframio es inusual como lo demuestra lo elevado del valor del exponente m de la ecuación de Paris para el estadio II de propagación de la grieta.

En efecto, algunos autores han propuesto para el mismo exponente un valor extraordinariamente elevado $m=12^{2/}$. A lo largo del presente trabajo, se han medido $m=13$ en el seno del material más dúctil (B-120) e incluso valores superiores para los materiales más frágiles, B-75* y B-30. Lo elevado de dicho exponente se justifica por la importancia de la contribución de modos estáticos de fractura durante la propagación por fatiga: descohesión W-Matriz, fractura intergranular de los granos de Wolframio contiguos y eventual aparición de exfoliación transgranular de los mismos.

Lo elevado del exponente m y del factor de intensidad de tensiones umbral son las causas que indujeron a que la propagación se realizara en condiciones de ΔP (amplitud de los ciclos de carga) constante conducente a un valor de $\Delta K=25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ en el inicio de cada uno de los escalones de propagación $\delta(a/w)=0.025$ (fig.1). Esta secuencialización de la propagación se juzgó de vital importancia para que el valor de ΔK no experimentara variaciones excesivas en las inmediaciones del valor considerado como óptimo para el seguimiento y control de la longitud de la grieta. En efecto, un aumento considerable de ΔK como consecuencia de que la propagación se realizara en condiciones de ΔP constante en cada uno de los intervalos de propagación pudiera tener consecuencias catastróficas por lo elevado del exponente m y harían prácticamente imposible el control de la longitud de la grieta.

La fatiga se llevó a cabo en condiciones tales que $R=P_{\text{min}}/P_{\text{max}} \approx 0.1$ de acuerdo con las recomendaciones realizadas por la norma.

El valor máximo del factor de intensidad de tensiones cíclico viene limitado por la norma en orden a eliminar cualquier efecto que se pudiera derivar de la formación de una bola plástica de origen cíclico y de su eventual efecto sobre la propagación en condiciones estáticas. Estas condiciones se cumplieron en todos los casos.

El método utilizado para la medición de la tenacidad de inicio de propagación de la grieta fue el método de probeta única que requiere de la propagación, en condiciones estáticas de la grieta en sucesivos escalones de propagación. Para ello se procedió a la periódica descarga parcial lo que permitió la estimación, en base a las funciones de flexibilidad y del registro carga-apertura en el frente de la grieta, de la longitud de la misma en cada uno de los ciclos.

Todos los requerimientos para la determinación de las curvas $R(J-\Delta a)$ se cumplieron satisfactoriamente para el material B-120. No ocurrió lo mismo con los materiales B-75* y B-30 que desarrollaron un comportamiento macroscópicamente frágil. En efecto, dificultades asociadas a lo elevado del valor umbral del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} de B-30, así como lo limitado de la ductilidad desarrollada por B-75* impidieron la determinación de los valores de J_{IC} de estos dos materiales. No obstante se pudieron obtener datos válidos de K_{IC} para este último.

La proximidad del valor umbral del factor de intensidad de tensiones con respecto al máximo permitido para ΔK se manifestó en la súbita transición desde la inmovilidad total de la grieta a la propagación catastrófica, haciendo imposible el control de la longitud de la grieta en la aleación B-30. Esto condujo a la realización de ensayos conducentes a la obtención de tenacidades según los métodos propuestos para materiales frágiles, que no requieren de la previa generación de la grieta. Se optó por la medida de K_{IC} a partir de probetas cilíndricas cortas de diámetro $B=\phi=12\text{mm}$ con entallas en V tipo Chevron^{3/}. La realización de ensayos tuvo lugar a temperatura ambiente y velocidad de

desplazamiento de la herramienta constante e igual a 0.05mm s⁻¹. Se realizaron periódicos ciclos de descarga parcial obteniéndose un registro apertura de los labios en la línea de carga frente a carga.

3.- RESULTADOS

3.1.- TENACIDAD

3.1.1.- MATERIAL DE ALTA DUCTILIDAD: B-120

El material B-120 desarrolló un comportamiento macroscópicamente elastoplástico con un estadio en el que tuvo lugar el crecimiento estable de la grieta. Este comportamiento se manifestó en las curvas (J-Δa) obtenidas para estas aleaciones (fig. 2). La variabilidad observada se debe a dispersiones en el comportamiento mecánico de las Aleaciones Pesadas obtenidas en idénticas condiciones nominales.

Los valores de tenacidad de inicio de propagación estable, J_q, obtenidos se muestran en la Tabla II. La tenacidad de inicio real (o físico) de propagación se encuentra sobreestimada por los resultados obtenidos en base a la norma. Para el cálculo de los valores de K_q a partir de los de J_q se utilizó la expresión válida para el caso de un estado plano de deformaciones :

$$K_q = \sqrt{\frac{2 E J_q}{(1-\nu^2)}} \quad (1)$$

3.1.3. MATERIAL DE BAJA DUCTILIDAD, B-30.

El crecimiento controlado de la grieta por fatiga en el seno de esta aleación fue imposible, al menos bajo las condiciones experimentales elegidas. En efecto, todos los intentos realizados condujeron a la propagación catastrófica de la grieta una vez nucleada o bien ésta no llegó a nuclearse como consecuencia de la cercanía de la amplitud del factor de intensidad de tensiones cíclico con respecto al valor umbral. Esta observación apunta hacia el hecho de que el factor de intensidad de tensiones crítico se encuentre cercano al del factor umbral o bien el exponente m sea incluso mayor al propuesto (m=13). También es posible el que ambas cosas ocurran simultáneamente. En todo caso, este valor podría considerarse como un límite inferior del valor real de tenacidad de inicio de propagación.

$$K_{IC} > K_{IC}^* = \Delta K_{th} = 25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Los ensayos realizados sobre probetas cilíndricas cortas tipo Barker con entalla en $\sqrt{3}$ pusieron de manifiesto considerables niveles de plasticidad superando los límites para el cálculo de las correcciones propuestas para esta eventualidad. Este hecho confiere a los datos obtenidos la naturaleza de sobreestimaciones.

$$K_{IC} < K_{IC}^{**} = 152 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Por tanto, para este material el valor del factor de intensidad de tensiones crítico debiera situarse en el intervalo acotado por dichas dos estimaciones; es decir, K_{IC}^{*} y K_{IC}^{**}.

$$25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{IC} \leq 152 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$$

3.1.3. MATERIAL DEFORMADO, B-75*

Tras el preagrietamiento por fatiga, las probetas fueron sometidas a una rampa de carga lo que dió sistemáticamente lugar a una propagación inestable de la grieta. Todas las probetas se comportaron de modo frágil sin pasar los límites de no-linealidad impuestos por la norma ASTM E399 para la medida de K_{IC}. Los valores de tenacidad de este material son de aproximadamente 42 MPa√m (Tabla II).

3.2 FRACTOGRAFÍA

Las aleación B-120 puso de manifiesto una muy baja proporción de descohesión interfacial juntamente con una alta proporción de exfoliaciones de los granos de Wolframio, fig. 3. La disminución experimentada por la aparición de descohesiones entre granos de Wolframio contiguos se debe a la disminución experimentada por la contigüidad (Tabla I).

La aleación B-30, fig. 4, puso de manifiesto una fractura en la que la descohesión Matriz-Wolframio y la fractura intergranular Wolframio-Wolframio predominaron. Solamente se observaron pequeños enclaves, fig. 5, en los que aconteció la ruptura dúctil de los ligamentos de fase dúctil situados sobre los contornos mayoritariamente limpios de matriz de los granos esféricos de Wolframio.

El material B-75* mostró mayor descohesión interfacial W-M que el material no sujeto a deformación. Sin embargo, la adherencia fue sensiblemente mejor a la observada para la aleación B-30.

4.- DISCUSIÓN

En trabajos previos^{/5/} se ha establecido la influencia esencial de la ductilidad sobre la tenacidad. La transición que, a partir de comportamientos macroscópicamente frágiles, da paso a una propagación estable de la grieta se estima que ocurre para un valor aproximado de ε_f = 0.20. Este nivel de ductilidad es también importante ya que garantiza el que se puedan llevar a cabo con perspectivas de éxito procesos de conformado. La relación propuesta por K. S. Churn^{/6/} que relaciona la ductilidad limitada por la microestructura con la contigüidad hace prevalecer la importancia de este parámetro a la hora de la consecución de un valor dado de tenacidad como lo muestra la fig. 6.

Los valores de tenacidad que se presentan en este trabajo se caracterizan por su menor dispersión así como por la adecuación del método utilizado situándose por encima de las tenacidades reportadas^{/5/} en el caso del material de alta ductilidad B-120. Los valores de tenacidad para los materiales menos dúctiles, B-30 y B-75*, son comparables a los reportados por otros autores.

Cabe resaltar el hecho de que los valores de tenacidad presentados en la Tabla II sean, para el material de alta ductilidad, los únicos existentes para esta familia de aleaciones obtenidos mediante el método de la integral J cumpliendo los severos requerimientos de la norma. Por otra parte, aunque existe una referencia^{/7/} que da cuenta de niveles de tenacidad superiores a los presentados en este trabajo, la dispersión de valores observada juntamente con la invalidez de los ensayos realizados, confieren a los datos que se presentan el carácter de máximo de tenacidad reportado para las aleaciones pesadas en estado de sinterizado y tratamiento térmico. Los valores de tenacidad obtenidos para el material deformado, por otra parte, se encuentran cercanos a los publicados para materiales que han sufrido procesos similares (no estándar) siendo el modo en el que ha acontecido la deformación plástica una fuente, entre otras, de las diferencias observadas.

La fractografía de las Aleaciones Pesadas presenta similitudes con la de los Metales Duros (WC-Co), Cermets o cualquier otro material compuesto que consta de una matriz metálica dúctil y un constituyente "disperso" frágil. La energía requerida para que acontezca la fractura o resistencia a la fractura G_{IC} es la suma de aquéllas que dan cuenta de la energía disipada por cada una de las 4 modalidades de fractura antes mencionadas de acuerdo a la importancia relativa de cada una de ellas. La energía específica disipada a lo largo de las áreas en las que acontece la fractura dúctil ha sido objeto de estudio e incluso se han propuesto modelos que permiten su estimación para el caso de distintas geometrías. Todos los modelos ideados hacen intervenir una cierta resistencia a la plasticidad de la fase dúctil que afecta como factor a una

longitud la cual da idea del tamaño de los ligamentos dúctiles. Una grosera estimación podría realizarse en base a modelos propuestos para los Metales Duros. Así, de acuerdo con Stüwe^{8/},

$$(GIC)_d = f_s \bar{\sigma}^* t_0 / 2$$

donde f_s representa la fracción del área proyectada cubierta por modos de fractura dúctiles, $\bar{\sigma}^*$ la resistencia efectiva de los ligamentos que se encuentran en régimen plástico y t_0 el espesor de las unidades dúctiles. El valor de la resistencia efectiva se ha evaluado para curvas de endurecimiento tipo Hollomon y Voce. Algunos autores han propuesto la introducción de un factor, c , que da cuenta de las restricciones a las que se encuentra sometida la deformación de la matriz. El valor de dicho factor puede llegar a ser muy elevado (desde 1.5 hasta 6.5), dependiendo del grado de cohesión existente entre la matriz blanda, dúctil, y el constituyente disperso, duro y frágil.

Para la aleación que presenta menor ductilidad, B-30, la descohesión interfacial es la que predomina cumpliéndose la relación microestructural siguiente^{15/}:

$$t_0 = D_w^* (1 - f_w)$$

donde t_0 es el espesor de fase matriz entre granos contiguos y f_w es la fracción volumétrica de Wolframio, siendo D_w^* el diámetro medio en tres dimensiones.

Para los ligamentos dúctiles que fallan por ruptura se puede establecer una relación del tipo:

$$\bar{\sigma}^* = \frac{1.5 \sigma_0}{(1+n)}$$

que permite el cálculo de la tensión equivalente para la que acontece la rotura en base a parámetros del ajuste de la curva (σ, ϵ) experimental a un comportamiento tipo Hollomon. Entonces, particularizando para los datos de la matriz^{14/} y los datos microestructurales (Tabla I),

$$[(K_{IC})_d]_{B-30} = 10 \sqrt{c} \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$$

que representa una importante contribución de la tenacidad total del material compuesto (25.5 MPa $\sqrt{\text{m}}$ suponiendo el valor de c correspondiente a una elevada descohesión de la fase dúctil).

Para la aleación que presenta una elevada ductilidad, B-120, que muestra una elevada resistencia interfacial^{15/},

$$t_0 = D_w^* / f_w$$

En este caso, la fuertemente cohesionada matriz situada entre granos contiguos de Wolframio padecerá preferentemente los requerimientos de deformación plástica, lo que posibilitará la eventual consecución de elevados niveles de deformación. Parece razonable, por tanto, el que la fractura acontezca cuando la matriz haya alcanzado su tensión de saturación^{14/}.

$$\bar{\sigma}^* = \sigma_s$$

Para $f_s = 1$ y teniendo en cuenta los anteriormente citados datos microestructurales resulta:

$$[(K_{IC})_d]_{B-120} = 151 \sqrt{c} \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$$

Considerando los valores del factor c , estimado o calculado, que dan cuenta de la restricción a la que se ve sometida la deformación de la fase dúctil, la componente de la tenacidad llega a valer 185 MPa $\sqrt{\text{m}}$ tomando para c el valor de 1.5 (máxima restricción de la deformación de la matriz). La coincidencia entre los datos experimentales que se presentan a lo largo de este trabajo (~200 MPa $\sqrt{\text{m}}$) y las estimaciones realizadas en base al modelo utilizado es evidente. Hay que tener en cuenta, sin embargo, el hecho de que dicho modelo da solamente cuenta de la componente plástica sin que haya sido considerada la elástica.

Las variaciones experimentadas por las estimaciones de $\bar{\sigma}^*$ en los dos casos considerados (1035 MPa, 1750 MPa) así como las experimentadas por la importancia relativa de la modalidad de fractura dúctil f_s de la matriz, medida a partir del análisis de las superficies de fractura proyectadas (63%, 76%), juntamente con las estimaciones de la deformación experimentada por la fase matriz en ambos casos (3.7%, 22.5%), no parecen ser suficientes como para justificar el aumento de tenacidad en un factor cercano a 8. Todo ello apunta hacia el hecho de que sea el tamaño de los enclaves dúctiles, t_0 , el que controla la tenacidad de estas aleaciones. El parámetro t_0 se encuentra relacionado con la contigüidad C_w , al menos para altos contenidos del constituyente "disperso", de tal modo que una disminución de esta última provocará al mismo tiempo un aumento de aquél.

La distribución de las distintas modalidades de fractura en el seno de las Aleaciones Pesadas está íntimamente ligada a la ductilidad^{15/} y tenacidad de las mismas. En efecto, la propagación en condiciones estáticas de una grieta da lugar a la simultánea aparición de fractura intergranular del Wolframio, descohesión interfacial Matriz-Wolframio, exfoliación de los granos de Wolframio y fractura dúctil de la Matriz. La velocidad crítica de disipación de energía es mínima para el caso en el que acontezca la descohesión intergranular mientras que es máxima para el caso en el que acontece la fractura dúctil de la matriz. La aparición de exfoliación de los granos de Wolframio requiere, como condición imprescindible, una adecuada capacidad de transmisión de esfuerzos desde la matriz que rodea a los granos de Wolframio a los granos mismos, lo cual acontece única y exclusivamente cuando la naturaleza de la interfase así lo permite. Paradójicamente, un adecuado nivel de cohesión entre ambas fases se manifiesta en un comportamiento macroscópicamente dúctil en el que la importancia relativa de modalidades de fractura inherentemente frágiles y, específicamente, la exfoliación de los granos de Wolframio, se ve considerablemente acrecentada.

La eliminación de juntas de grano W-W y la aparición de una película delgada de fase matriz (disminución de la contigüidad) comporta la considerable mejora del comportamiento desarrollado por las Aleaciones Pesadas. El aumento del tamaño de los cuellos de fase matriz existentes entre partículas de Wolframio contiguas conlleva el incremento de volumen de los enclaves potencialmente dúctiles y supone un considerable aumento de los requerimientos energéticos para su rotura y, consiguientemente, de la tenacidad.

La tenacidad del material sometido a una previa deformación plástica merece alguna consideración a la luz de las observaciones realizadas acerca de su fractografía. En efecto, el estudio fractográfico ha evidenciado un comportamiento localmente dúctil de este material así como una mejor adherencia entre la matriz y los granos de Wolframio que en el caso de la aleación B-30. Si bien su tenacidad es mayor que la correspondiente a esta última, la diferencia existente entre ambas y la aleación B-120 (cuya tenacidad se aproxima a la de la aleación B-75 en estado bruto de sinterizado y tratamiento térmico) es muy importante.

Conocida es la disminución experimentada por J_{IC} así como por T_R (y particularmente por este último) como consecuencia de la previa deformación plástica, al menos en el seno de materiales

monofásicos. Sin embargo, la dramática disminución de tenacidad experimentada por la aleación B-75 no es fácilmente justificable a la luz de dichas observaciones ni en base a la aplicación de los modelos propuestos y que tan exitosamente se han aplicado a los materiales no deformados. Todos los indicios apuntan a que la existencia de tensiones residuales que pudieran inducirse por la heterogénea distribución de la deformación pueden favorecer la nucleación local de descohesiones y su posterior crecimiento en el seno de la fase matriz. Estudios^{4/} realizados sobre el efecto asociado a la temperatura de ensayo y la velocidad de deformación de las Aleaciones Pesadas han evidenciado el carácter preferente de la deformación de la matriz cuando intervienen altas velocidades de deformación como en el caso del conformado por martillado.

5.- CONCLUSIONES

i) Se han obtenido valores válidos de tenacidad para una aleación W-Ni-Fe que presenta alta ductilidad ($\epsilon_f \approx 20+30\%$) mediante el método de la integral J. El valor del factor de intensidades de tensiones crítico para el inicio de la propagación de la grieta es del orden de $K_{Ic} \approx 200 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Los valores de tenacidad para el material deformado son de aproximadamente $K_{Ic} \approx 42 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

ii) La componente de la tenacidad cuantitativamente más importante es la asociada a la concentración de la deformación plástica en los ligamentos dúctiles que dificultan el crecimiento de las grietas debidas, inicialmente, a la descohesión entre la matriz y el constituyente "disperso" o entre partículas contiguas. Los modelos existentes para este mecanismo de aumento de tenacidad producen aproximaciones que se juzgan suficientes y que describen los micromecanismos de deformación plástica operantes en base a parámetros microestructurales.

iii) El efecto beneficioso que se deriva del desarrollo de una microestructura grosera es debido, en último término, al aumento experimentado por el tamaño de los enclaves dúctiles. La progresiva penetración de la fase líquida a través de zonas en las que previamente existían juntas de grano de Wolframio (disminución de contigüidad) o el eventual crecimiento de los cuellos ya existentes. La modificación experimentada por la microestructura y que afecta a aspectos tales como la contigüidad y los ángulos dihedros^{4/} pudiera, en último término, favorecer la aparición de fenómenos de naturaleza química que fuesen responsables además de una mejora de la adherencia entre los granos de Wolframio y la matriz.

BIBLIOGRAFÍA

/1/ ASTM E813 88, "Standard Test Method for J_{Ic} . A Measure of Fracture Toughness". Annual Boook of ASTM Standards, vol. 03.01, p. 698. ASTM, Philadelphia, PA (USA),1988.
 /2/ I. Roman and D. Jinchuk, Fat. Eng. Mater. Struct., 5, 71 (1982).
 /3/ J. H. Underwood, S. W. Freiman and F. I. Baratta, editores, "Chevron-Notched Specimens: Testing and Stress Analysis". ASTM STP 855. ASTM, Philadelphia, PA (USA),1984.
 /4/ K. M. Ostolaza, Tesis Doctoral, E. S. I. I. Univ. Navarra, San Sebastián 1991.
 /5/ K. M. Ostolaza, J. Gil Sevillano y M. Fuentes, remitido para su publicación en Acta Metall..
 /6/ K. S. Churn y R. M. German, Metall. Trans., 15A, p. 331 (1984).

/7/ C. Zubillaga, F. Castro, J. J. Urcola y M. Fuentes, Z. Metallkde., 80, 577(1989).

/8/ H. P. Stüwe, Eng. Fract. Mech., 13,231 (1980).

Tabla I

Aleación	$D_w(\mu\text{m})$	$f_w(\%)$	C_w	$\sigma_y(\text{MPa})$	$\sigma_{uts}(\text{MPa})$	ϵ_f
B-120	31.4	89.7	0.27	604	919	0.28
B-75	24.9	88.5	0.32	622	924	0.25
B-75*	24.9	88.5	0.32	1014	1112	0.20
B-30	17.3	86.7	0.37	660	968	0.14

B-75*: Material sometido a Martillado $\epsilon = 0.14$

fig. 1

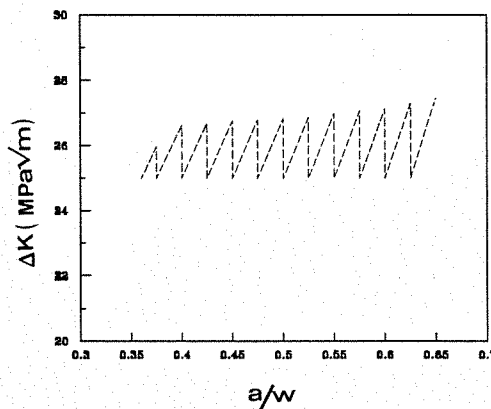


fig. 2

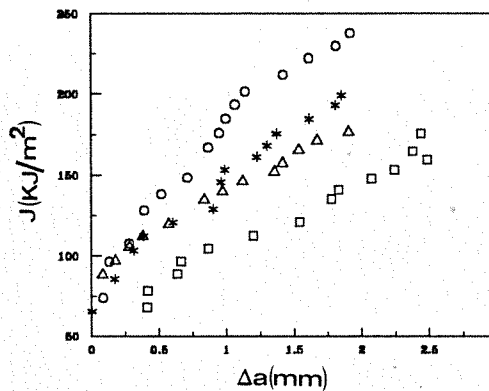


Tabla II

Aleación	J_{IC} (KJm^{-2})	K_{IC} ($MPa\sqrt{m}$)	Observaciones
B-30	---	151	Ensayo Barker Inválido
B-30	---	152	Idem.
B-75*	---	37	Ensayo Válido según norma ASTM E 399
B-75*	---	42	Idem.
B-75*	---	38	Idem.
B-75*	---	51	Idem.
B-120	94.4	206	Ensayo J Válido según norma ASTM E 813-88 K_{IC} calculado a partir de J_{IC}
B-120	93.4	205	Idem.
B-120	51.1	152	Idem.
B-120	87.1	198	Idem.

B-75*: Material sometido a Martillado $\epsilon=0.14$

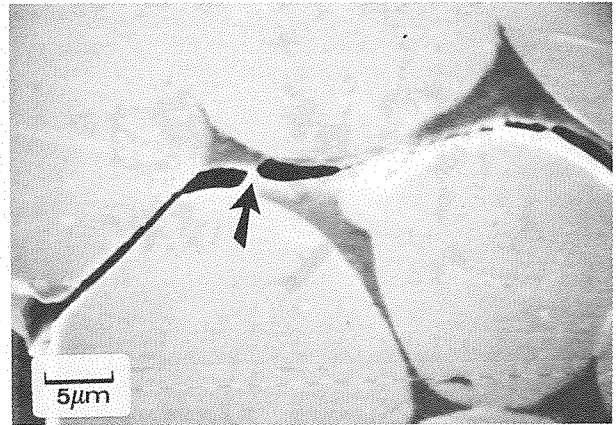


fig. 5 Propagación de la grieta en el Material B-30 en el que se distingue la existencia de un enclave dúctil en la matriz que impide la propagación de la grieta.

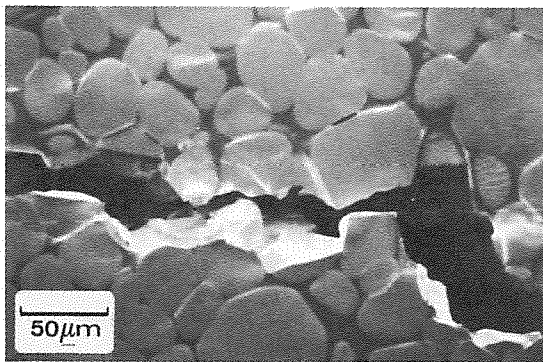


fig. 3 Propagación de la grieta en el material B-120 (menor importancia de la descohesión W-Matriz y aparición de exfoliación de los granos de W)

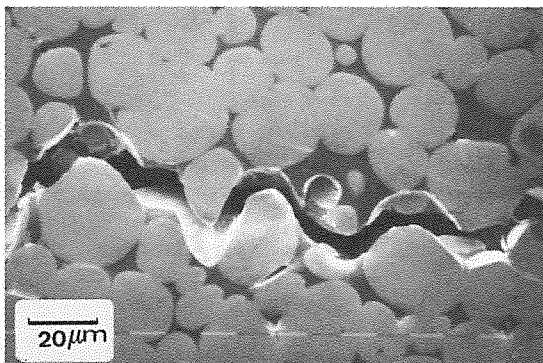
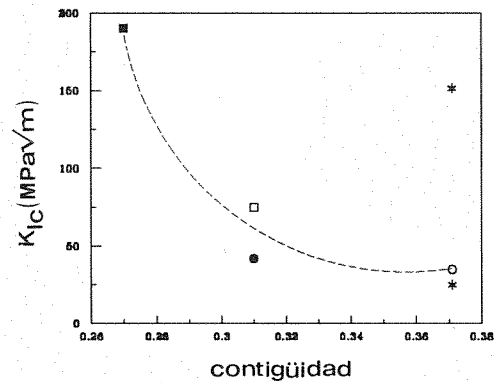


fig. 4 Propagación de la grieta en el material B-30 (gran importancia de la descohesión W-Matriz).

fig. 6



AGRADECIMIENTOS

Esta investigación se desarrolló con el apoyo financiero de la Subdirección General de Tecnología e Investigación del Ministerio de Defensa.

Uno de los autores (K.M.O.Z.) recibe una beca del Ministerio de Educación y Ciencia dentro del programa de Formación de Personal Investigador