

Deformación a altas temperaturas de la aleación Al-5Cr-2Zr en función del tamaño de partícula de polvo

T. Gerique^(*), A. Brahmí^(*), M. Torralba^(*) y M. Lieblích^(*)

Resumen El tamaño de partícula de polvo, D , influye en el comportamiento en fluencia de las aleaciones Al-Cr-Zr. En este trabajo, se estudia la aleación Al-5Cr-2Zr (% en masa) atomizada con argón. Se seleccionaron tres tamaños de partícula: 25-50, 50-100 y 100-200 μm , y se consolidaron por extrusión. Independientemente de D , el comportamiento de la aleación puede describirse mediante la ley potencial de la fluencia. Al aumentar la temperatura, disminuye el exponente de la tensión n hasta un valor próximo a 5. Al disminuir D , aumenta n y se retarda la degradación de la aleación a altas temperaturas.

Palabras clave: Al-Cr-Zr. Fluencia. Pulvimetalurgia. Solidificación rápida.

High temperature deformation of the Al-5Cr-2Zr alloy as a function of powder particle diameter

Abstract The powder particle size, D , influences the creep behaviour of Al-Cr-Zr alloys. The alloy studied in this work, Al-5Cr-2Zr (mass %), was prepared by argon atomisation. Three size fractions of powder particles were selected: 25-50 μm , 50-100 μm and 100-200 μm in diameter. They were consolidated by extrusion. Independently of D , the flow behaviour of the alloy can be described by the power law equation. As test temperature increases, the stress exponent n decreases up to a value close to 5. A decrease of D causes an increase of n and delays the alloy degradation at high temperature.

Keywords: Al-Cr-Zr. Creep. Powder metallurgy. Rapid solidification.

1. INTRODUCCIÓN

En un estudio previo, se investigó el comportamiento en fluencia, en un amplio rango de temperaturas (T_A -823 K), de la aleación rápidamente solidificada (RS) Al-5Cr-2Zr (% en masa) con un tamaño de partícula de polvo, D , y unas condiciones de procesado dadas (1), pero sin prestar especial atención a la influencia del tamaño de partícula en la fluencia. Posteriormente, se vio que, tanto el límite elástico, YS , como la carga máxima a rotura, UTS , dependen notablemente de D (2).

El objetivo del presente trabajo es estudiar el efecto del tamaño de partícula sobre el comportamiento en fluencia de la aleación Al-5Cr-2Zr, de modo que permita comprender mejor los mecanis-

mos que operan durante la deformación a altas temperaturas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La aleación se preparó por atomización con argón a alta presión y se tamizó en varios tamaños de partícula de polvo. Los tamaños de 25-50 μm ($D1$), 50-100 μm ($D2$) y 100-200 μm ($D3$) se compactaron por extrusión a una temperatura T_{ext} de 623 K, con una relación de 14:1 y a una velocidad de 1 mm s^{-1} .

De las barras extruidas, se mecanizaron probetas de tracción cilíndricas de 5 mm de diámetro y 35,3 mm de longitud útil. Se realizaron ensayos de tracción con cambios en la velocidad de deformación en el intervalo $6 \times 10^{-5} - 8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y temperaturas entre 373 y 673 K a intervalos de 50 K.

^(*) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM (CSIC), Avda. de Gregorio del Amo, 8. 28040-Madrid (España).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra en doble escala logarítmica la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, frente a la tensión de fluencia compensada por el módulo de Young, σ/E , a las temperaturas de ensayo entre 373 y 673 K, para las tres extrusiones D1, D2 y D3. El módulo de Young empleado es el del aluminio puro (3). Los datos obtenidos para cada temperatura caen sobre una línea recta, de modo que, independientemente de D , el comportamiento de la aleación se puede describir mediante la ley potencial de la fluencia.

En la tabla I se presentan los valores de n calculados a partir de una representación en doble escala logarítmica de la velocidad de deformación compensada por el coeficiente de difusión efectivo, $\dot{\epsilon}/D_{\text{ef}}$, en función de la tensión compensada por el módulo de Young, σ/E , para todas las temperaturas. También se incluyen en la tabla I, para comparar, los valores de n correspondientes a la extrusión denominada REF con $D < 25 \mu\text{m}$ y $T_{\text{ext}} = 723 \text{ K}$, obtenidos en un trabajo previo (1). El coeficiente de difusión efectivo incluye dos términos: la autodifusión a través de la red D_L (4) y a lo largo de las dislocaciones D_p (5): $D_{\text{ef}} = f_L D_L + f_p D_p$, donde $f_L (= 1 - f_p) \approx 1$ y $f_p = 50 (\sigma/E)^2$ (6) son, respectivamente, las fracciones de átomos que participan en la difusión a través de la red y a lo largo de las dislocaciones.

A la vista de la tabla I pueden hacerse varias observaciones. En primer lugar, la variación de n con la temperatura de ensayo sigue igual tendencia para las extrusiones D1, D2 y D3, es decir, disminuye al aumentar la temperatura; en segundo lugar, a una misma temperatura el valor de n es mayor para la extrusión con el menor tamaño de partícula, en todo el rango de temperaturas estudiado; y, en

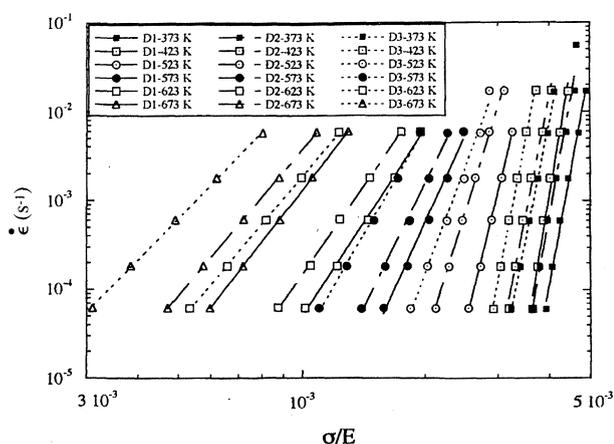


FIG. 1.— Velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, vs. tensión compensada por el módulo de Young, σ/E , desde 373 hasta 673 K, para las extrusiones D1, D2 y D3.

FIG. 1.— Strain rate, $\dot{\epsilon}$, vs. Young's modulus compensated stress, σ/E , from 373 to 673 K, for extrudates D1, D2 y D3.

TABLA 1.— Valores de n y Q_c en función de la temperatura para las extrusiones Al-5Cr-2Zr

TABLE 1.— Values of n and Q_c as a function of temperature for Al-5Cr-2Zr extrudates

T K	n				Q_c kJmol ⁻¹		
	D1	D2	D3	REF	D1	D2	D3
298				21.4			
373	24.7	23.5	22.7	27.3			
423	27.4	23.0	23.5	33.4	104	101	97
473				28.2			
523	18.7	14.8	11.4	20.7			
573	10.0	9.3	7.9	10.4	163	150	
623	7.0	6.6	5.5	8.0			
673	5.9	5.4	4.8	7.5			
723				7.3			
773				7.4			
823				8.9			

tercer lugar, la disminución de n con la temperatura hasta un valor de 4,8 en el intervalo de temperaturas entre 573 y 673 K para las extrusiones D1, D2 y D3, no fue observada en la extrusión REF donde el valor de n próximo a 8 permanece constante desde 573 hasta 823 K.

En la tabla I también se observa que, a bajas temperaturas, la energía de activación del proceso es próxima a la de difusión del aluminio a lo largo de las dislocaciones ($Q_c = 82 \text{ kJ mol}^{-1}$). A altas temperaturas, la energía de activación de la fluencia, Q_c , es ligeramente superior a la de autodifusión del aluminio a través de la red ($Q_L = 142 \text{ kJ mol}^{-1}$). De acuerdo con la tabla I (donde se dan las energías de activación calculadas para un valor constante de $\sigma/E = 0,0018$), pueden distinguirse tres intervalos: 1) bajas temperaturas, con altos valores de n , $n > 11$ y $Q_c \approx Q_p$; 2) temperaturas intermedias, con $n \approx 8$ y $Q_c \approx Q_L$ y 3) altas temperaturas con $n \approx 5$ y $Q_c > Q_L$. Los límites y la extensión de estos intervalos dependen de D .

3.1. Intervalo de bajas temperaturas

Este intervalo se caracteriza por altos valores del exponente de la tensión, $n > 11$, y por unos valores de la energía de activación para D1, D2 y D3 próximos al de difusión del aluminio a lo largo de las dislocaciones, que, además, es el mecanismo que, en este intervalo, controla la fluencia en el Al-5Cr-2Zr.

Puesto que la microestructura de las extrusiones es invariante y la difusión, a lo largo de las dislocaciones, es el mecanismo que controla la deformación en este intervalo, se trataron los datos de baja temperatura de modo análogo a como se hizo en otros trabajos (1 y 7), considerando el modelo de

subestructura constante (8 y 9) y la existencia de una tensión umbral, σ_0 , con un exponente de la tensión igual a 10. Por lo tanto, se empleó la ecuación fenomenológica:

$$\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{10} \left(\frac{\lambda}{b} \right)^3 \left(\frac{D_p}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{E} \right)^{10}$$

donde λ es la distancia interparticular y b es el vector de Burgers.

Se calculó la tensión umbral para cada temperatura entre 373 y 523 K ajustando linealmente los datos de fluencia, a una temperatura dada, en una representación $\dot{\epsilon}^{1/n}$ en función de σ/E y tomando la intersección de la recta de ajuste con el eje σ/E para $\dot{\epsilon} = 0$ (10).

De acuerdo con la ecuación anterior, todos los datos a una misma temperatura se superponen cuando se representa $\dot{\epsilon}/D_p \lambda^3$ frente a $(\sigma - \sigma_0)/E$, tal y como muestra la figura 2 a 373 K. Lo mismo ocurre para las otras temperaturas. Se ha tomado como valor estimado de λ el valor del tamaño de grano, d , (para D1, D2 y D3, λ tiene los valores 0,7, 1,0 y 1,3 μm , respectivamente), ya que la mayoría de los precipitados están situados en las fronteras de grano, lo que sugiere que los principales obstáculos al movimiento de las dislocaciones son las fronteras de grano, como ha confirmado un estudio reciente (7).

3.2. Intervalo de temperaturas intermedias

En este intervalo, los valores hallados de $n \approx 8$ y de $Q_c \approx Q_L$ encajan bien en el modelo de fluencia

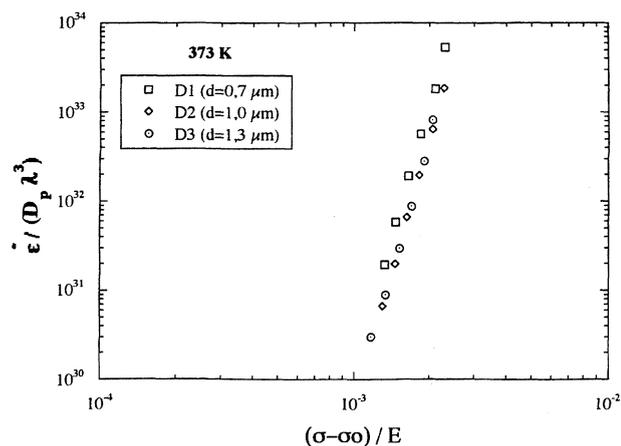


FIG. 2.— Velocidad de deformación compensada por el coeficiente de difusión a lo largo de las dislocaciones y la distancia interparticular, $\dot{\epsilon}/D_p \lambda^3$, vs. tensión compensada por el módulo de Young (σ/E).

FIG. 2.— Pipe diffusion-interparticle spacing compensated strain rate, $\dot{\epsilon}/D_p \lambda^3$, vs. Young's modulus compensated stress (σ/E).

de subestructura constante (8 y 9). Este intervalo no tiene la misma extensión para las tres extrusiones, ya que, mientras que para D1 y D2 es igual a 573-623 K, para D3 está confinado a una única temperatura, 573 K. Esto indica que la amplitud del intervalo depende de D . Es decir, cuanto mayor es D menor es el intervalo de temperatura.

Para D1 y D2 los datos se ajustan bastante bien a una recta en el intervalo de temperaturas 573-623 K. En este intervalo, las energías de activación están próximas a Q_L (Tabla I). Para D3, los datos a 573 K están más próximos a los de 623 y 673 K que a los de baja temperatura. De acuerdo con esto, se podría suponer que su energía de activación tendría un valor próximo a Q_L .

3.3. Intervalo de altas temperaturas

Este intervalo se observa a temperaturas por encima de 623 K para D1 y D2, y por encima de 573 K para D3. Se caracteriza por un $n \approx 5$. Para las extrusiones D1 y D2, $Q_c > Q_L$, mientras que para la extrusión D3, $Q_c \approx Q_L$.

En el caso de las extrusiones D1 y D2, el alto valor de la energía de activación podría explicarse por efecto de la deformación plástica que sufren los precipitados junto con la matriz, tal y como proponen Yaney y Nix (11). Por otro lado, el $n \approx 5$ junto con $Q_c \approx Q_L$ en el caso de la extrusión D3, sugiere que el trepado de dislocaciones es el mecanismo responsable de la deformación a alta temperatura en esta extrusión, que se comporta como la matriz de aluminio libre de precipitados.

Todos estos resultados ponen de manifiesto que al aumentar el tamaño de partícula ($REF < D1 < D2 < D3$) el engrosamiento de la microestructura tiene lugar en el material a una temperatura de ensayo cada vez más baja. En el caso de la extrusión REF, la degradación se inicia a temperaturas superiores a 723 K.

4. CONCLUSIONES

Independientemente del tamaño de partícula, el comportamiento de la aleación Al-5Cr-2Zr puede describirse mediante la ley potencial de la fluencia.

Al disminuir D , aumenta el exponente de la tensión y la amplitud del intervalo de temperaturas intermedias; y se retarda la degradación de la aleación a altas temperaturas.

La disminución de n con la temperatura, hasta alcanzar un valor próximo a 5 para las extrusiones D1, D2 y D3, no fue observada en la extrusión REF, donde el valor de $n \approx 8$ permanece constante desde 573 hasta 823 K.

Agradecimiento

Los autores agradecen a la CICYT. (MAT 94-0779) la financiación otorgada. A. Brahmí agradece a la Comisión de la Unión Europea el disfrute de una beca post-doctoral en el CENIM dentro del programa *Human Capital and Mobility*.

REFERENCIAS

- (1) BRAHMI, A., GERIQUE, T., LIEBLICH, M. y TORRALBA, M. *Scr. Mater.*, 35, 1996: 1.449-1.454.
- (2) BRAHMI, A., GERIQUE, T., LIEBLICH, M. y TORRALBA, M. *Scr. Mater.*, 37, 1997: 1.623-1.629.
- (3) KÖSTER, W.Z. *Metallkd.* 39, 1948: 1.
- (4) FROST, H.J. y ASHBY, M.F. *Deformation Mechanism Maps*. Pergamon Press. Londres 1982 : 21.
- (5) LUTHY, H., MILLER, A.K. y SHERBY, O.D. *Acta Metall.*, 28, 1980: 169-178.
- (6) RUANO, O.A. y SHERBY, O.D. *Rev. Phys. Appl.*, 23, 1988: 625-637.
- (7) BRAHMI, A., GERIQUE, T., LIEBLICH, M. y TORRALBA, M. *Mater. Sci. Eng. A* 1997 (en prensa).
- (8) SHERBY, O.D., KLUNDT, R.H. y MILLER, A.K. *Metall. Trans.*, 8A, 1977: 843-850.
- (9) LIN, J. y SHERBY, O.D. *Res. Mechanica*, 2, 1981: 251-293.
- (10) LAGNEBORG, R. y BERGMAN, B. *Met. Sci.*, 1, 1967: 20-28.
- (11) YANEY, D.L. y NIX, D. *Metall. Trans.*, 18A, 1987: 893-902.