

ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN EN LA ALEACIÓN Al-4.5%Cu A TEMPERATURA AMBIENTE

J. A. del Valle, A. Cuniberti*, A. Picasso**

Instituto de Física de Materiales Tandil, Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Chacabuco 653, (7000) Tandil.

Se presenta un estudio del comportamiento plástico de la aleación policristalina Al-4.5%Cu mediante ensayos de tracción a temperatura ambiente y a velocidad de deformación constante. A partir de diagramas $\theta - \pi$ y $\theta\pi - \pi$ se realiza un análisis de los mecanismos de endurecimiento por deformación y recuperación dinámica en base al modelo de Kocks y Mecking.

I. INTRODUCCIÓN

El comportamiento plástico de un material puede describirse estableciendo la dependencia de la tensión de fluencia con la velocidad de deformación plástica $\dot{\epsilon}$ y la temperatura T para una dada estructura instantánea:

$$\sigma = \sigma(\dot{\epsilon}, T, S) \quad (1)$$

S es un parámetro que representa la estructura y cuya ecuación de evolución con la deformación ϵ tiene la forma:

$$dS/d\epsilon = f(S, \dot{\epsilon}, T) \quad (2)$$

Un modelo apropiado para la descripción de procesos de deformación continua es el de Kocks y Mecking (KM)¹, que considera como único parámetro S a la densidad media de dislocaciones ρ , relacionada con la resistencia mecánica de los obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones mediante:

$$\sigma = \alpha G b \rho^{1/2} \quad (3)$$

donde G es el módulo de corte, b es el vector de Burgers y α una constante. La ecuación de evolución de la densidad de dislocaciones con la deformación propuesta por el modelo es:

$$d\rho/d\epsilon = K_1 \rho^{1/2} - K_2 \rho \quad (4)$$

siendo el primero el término de almacenamiento atómico de dislocaciones móviles, $K = \text{cte.}$, que des-

cribe el endurecimiento del estado II; el segundo término está asociado a la recuperación dinámica, estado III, que es activado térmicamente, $K_2 = K_2(\dot{\epsilon}, T)$.

Combinando las ecuaciones (3) y (4) se obtiene una ecuación para el endurecimiento por deformación:

$$\theta = d\sigma/d\epsilon = \theta_0(1 - \sigma/\sigma_s) \quad (5)$$

con $\theta_0 = \alpha G b K_1 / 2$ y $\sigma_s = \alpha G b (K_1 / K_2)$.

El coeficiente θ_0 es la pendiente de la curva tensión deformación en el estado II de endurecimiento, $\theta_{II} \cong G/200$. σ_s es la tensión del estado estacionario, $d\sigma/d\epsilon = 0$, y depende de $\dot{\epsilon}$ y T a través de K_2 .

La contribución al endurecimiento de partículas de segunda fase y borde de grano puede evaluarse agregando un término en la ecuación de evolución de las dislocaciones del tipo $K = (bd)^{-1}$:

$$d\rho/d\epsilon = K_1 \rho^{1/2} - K_2 \rho + K \quad (6)$$

donde d es una distancia característica como tamaño de grano o distancia entre precipitados.

En este trabajo se analiza la deformación plástica de policristales Al-4.5%Cu según el modelo de parámetro único de KM descrito a partir de las curvas $\theta - \sigma$ y $\theta\sigma - \sigma$.

II. DESCRIPCIÓN EXPERIMENTAL

Se obtuvieron por colado cilindros de la aleación Al-4.5%Cu con tamaño de grano controlado por nucleante, $d \cong 100 - 200 \mu\text{m}$. Se realizó un trata-

*Becaria Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires (CIC). UNCPBA.

** Becario UNCPBA

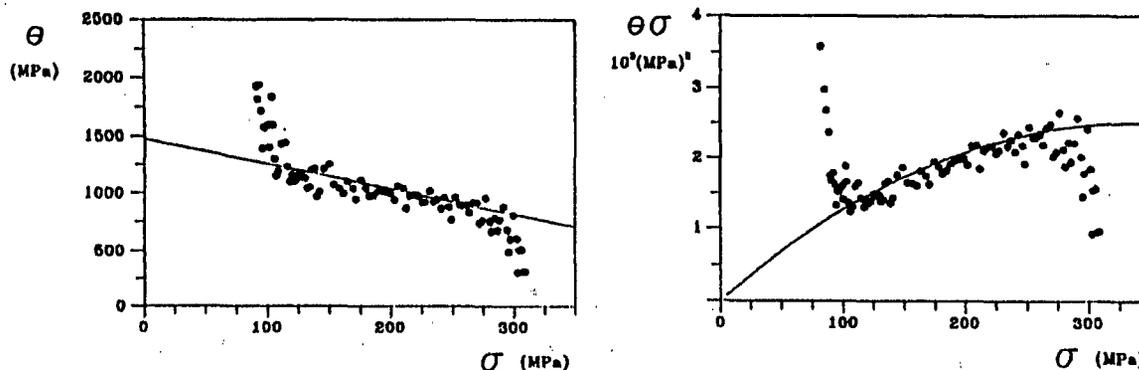


Fig. 1: a) Curva $\theta - \sigma$, b) Curva $\theta\sigma - \sigma$; los puntos corresponden a $d\sigma/d\varepsilon$ calculada por diferencias finitas y la línea continua corresponde al modelo KM calculado con los coeficientes obtenidos a partir de (7).

miento térmico de solubilizado, por microscopía de barrido (SEM) se observó una microestructura compuesta por fase matriz Al (α) con Cu en solución y precipitados globulares de fase Al_2Cu de tamaño $D \cong 4\mu\text{m}$. Se prepararon probetas cilíndricas para ensayos de tracción, con $\theta_0 = 5 \text{ mm}$, $l_0 = 25.4$. Se realizaron ensayos de tracción a $T = 293 \text{ K}$ y $\dot{\varepsilon} = 1,3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ obteniéndose curvas $\sigma - \varepsilon$.

III. RESULTADOS

A partir de las curvas fuerza-elongación se determinaron los puntos $\sigma - \varepsilon$; para obtener $d\sigma/d\varepsilon$ se aplicó un algoritmo computacional en base a diferencias finitas², en las Figs. 1a y 1b se muestran las curvas $\theta - \sigma$ y $\theta\sigma - \sigma$ así obtenidas. La dispersión que se observa proviene del error en la determinación de los puntos $\sigma - \varepsilon$, el cual se propaga a la derivada $d\sigma/d\varepsilon$.

Las curvas $\theta - \sigma$ están caracterizadas por una amplia zona lineal donde el endurecimiento decrece con la tensión, mientras que las $\theta\sigma - \sigma$ muestran un comportamiento de tipo parabólico tal como predice la ecuación (5) del modelo KM. Integrando la ecuación (5) se obtiene:

$$\frac{\sigma_s - \sigma}{\sigma_s - \sigma_f} = \exp\left(-2 \frac{K_2}{\sigma_s} \varepsilon\right) \quad (7)$$

donde $\sigma_s = \alpha G b (K_1 / K_2)$ y σ_f es la tensión para $\varepsilon = 0$; ésta coincide con la ecuación empírica introducida por Voce³. La ecuación (7) resultó un buen ajuste a las curvas $\sigma - \varepsilon$ permitiendo calcular a partir de ella los parámetros θ_0 y σ_s de la ecuación (5). Las curvas continuas en las Figs. 1a y 1b fueron obtenidas utilizando dichos parámetros.

En las curvas experimentales se observa que el estado III de endurecimiento más recuperación se extiende a todo el rango de tensiones mientras que el estado II de endurecimiento puro, $\theta = \theta_0 = \text{Cte}$, solo puede obtenerse por extrapolación. El intervalo de tensiones donde el estado II puede observarse disminuye con la temperatura por ser la recuperación dinámica un proceso activado térmicamente, la temperatura de ensayo, 293 K, es suficientemente alta como para que el estado II no se observe³. El valor de θ_0 obtenido para las distintas probetas fue $(2160 \pm 940) \text{ MPa}$ lo que resulta un valor del orden de $M^2 G/200$ tal como ha sido publicado por otros autores¹⁻⁴. Según KM la pendiente de la curva $\theta - \sigma$, $K_2/2$, es función de $\dot{\varepsilon}$ y T solamente, dado que los ensayos fueron realizados a $\dot{\varepsilon}$ y T constantes era de esperar valores en K_2 constantes. Si bien se observa cierta dispersión en los valores, la tensión de saturación resultó $(\frac{\sigma_s}{G} \cong 2.6 \times 10^{-2})$ comparable con el valor obtenido por Mecking $\frac{\sigma_s}{G} \cong 1.9 \times 10^{-2}$ para Aluminio policristalino³⁻⁵. Se evaluó la contribución de las partículas de segunda fase y el tamaño de grano a través del término K de la ecuación (6). Se encuentra que el peso relativo del término propuesto es despreciable para las distancias características en el material, distancia entre precipitados $\cong 20\mu\text{m}$, ta-

maño de grano \cong 100-200 μm .

IV. CONCLUSIONES

1) El análisis del endurecimiento por deformación muestra que el comportamiento de la aleación Al-4.5%Cu es descrito por el modelo de Kocks y Mecking.

2) Se observa a partir de las curvas $\theta - \sigma$ que el estado III de endurecimiento y recuperación se extiende a todo el rango de tensiones.

3) Se encontró que la contribución de partículas de segunda fase y de borde de grano al endure-

cimiento resulta, en este caso, despreciable en la ecuación de evolución de dislocaciones.

REFERENCIAS

1. Y. Estrin, H Mecking, Acta Metall. 32, 57 (1984).
2. J.C. Ferreri, "Trasferencia De Calor Y Materia, Aspectos Fundamentales", ECAMAT 92, 7-16.
3. H. Mecking, "Work Hardenig In Tension and Fatigue", AIME, p. 67 (1977).
4. A. Thompson, M. Baskes, W Flanagan, Acta Metallurgica, 21, 1017 (1973).
5. J. Gil Sevillano, P. Van Houte, E. Aernoudt, Prog. Mat. Sc., p. 118 (1981).

