

Cinética de segregación de soluto a las dislocaciones parciales en Cu-5 % at. Mn^(*)

E. Donoso^(*) y A. Varschavsky^(*)

Resumen Se propone un modelo para describir la cinética de segregación de soluto a las dislocaciones parciales en soluciones sólidas de aleaciones deformadas en frío. Se considera el caso en que la mitad de las dislocaciones son en arista y la otra mitad helicoidales. El modelo da cuenta del comportamiento cinético observado en aleaciones de Cu-5 % at. Mn, durante las experiencias calorimétricas isotérmicas donde fueron estimados dos procesos. El proceso más rápido corresponde a segregación a las dislocaciones disociadas helicoidales, mientras que el más lento corresponde a la segregación a las dislocaciones disociadas en arista. Las energías efectivas de activación, las cuales son mayores para dislocaciones en arista, resultan ser cercanas a aquellas para la difusión tubular a lo largo de las componentes parciales, corregidas por términos de energía de interacción de anclaje. Se predice también que la segregación es más rápida cuando la densidad de dislocaciones aumenta.

Palabras clave: **Cobre. Manganeso. Cinética. Segregación de soluto. Dislocaciones parciales.**

Kinetics of solute segregation to partial dislocations in Cu-5 at. % Mn

Abstract A model is proposed to describe the kinetics of solute segregation to partial dislocations in solid solutions of cold-rolled alloys. The case for half-edge and half-screw dislocations is considered. The model gives account of the kinetic behaviour observed in a deformed Cu-5 at. % Mn alloy where two unknown processes were assessed during calorimetric isothermal experiments. The faster processes corresponds to segregation to screw dissociated dislocations while the slower one corresponds to segregation to edge dissociated dislocations. Effective activation energies, larger for edge dislocations, are close to that for pipe diffusion along the partials corrected by pinning binding energy terms. It is also predicted that segregation occurs faster as the dislocation density is increased.

Keywords: **Copper. Manganese. Kinetics. Solute segregation. Partial dislocations.**

1. INTRODUCCIÓN

Es sabido que en soluciones sólidas de cobre deformadas en frío y recocidas bajo la temperatura de recristalización, se produce un endurecimiento (1-4), denominado endurecimiento por recocido (5-11), debido particularmente a la interacción de átomos de soluto con los defectos de la red. Este efecto puede ser la causa de un incremento considerable del límite de fluencia, en el cual el bloqueo de las dislocaciones por el soluto desempeña el rol más

importante (12 y 13), aunque no puede omitirse también la segregación de soluto a las fallas de apilamiento (14). En trabajos anteriores (3, 4 y 15) hemos propuesto un modelo que analiza el efecto de anclaje soluto-dislocación en aleaciones deformadas en frío, evidenciando cuantitativamente la hipótesis de que este efecto constituye la causa principal del mecanismo de endurecimiento después de un tratamiento térmico a baja temperatura. El modelo, basado en consideraciones energéticas, junto con la calorimetría diferencial de barrido (DSC), es muy apropiado para evaluar la densidad de dislocaciones y los balances de energía compatibles con el proceso de segregación.

Ya que la cinética de segregación del soluto a las dislocaciones parciales en aleaciones de cobre deformado es importante, el presente trabajo propone

(*) Trabajo recibido el día 30 de julio de 1998 y aceptado en su forma final el 2 de febrero de 1999.

(*) Universidad de Chile. Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas. Instituto de Investigaciones y Ensayos de Materiales (IDIEM). Casilla 1420. Santiago (Chile).

un modelo que describe tal cinética, cuya validez es comprobada en Cu-5 at.% Mn mediante microcalorimetría isoterma. Se ha escogido esta aleación por la alta energía de enlace entre un átomo de manganeso y dislocaciones parciales, correspondientes a dislocaciones disociadas en arista y helicoidales (3).

2. CINÉTICA DE SEGREGACIÓN

De acuerdo con trabajos anteriores (3, 4 y 15), el calor generado debido a un proceso de segregación, para una distribución en que la mitad de las dislocaciones son en arista y la otra mitad helicoidales, está dado por:

$$\Delta H_d^a = \frac{\pi\rho b^2}{c} [\Delta H_{ae}c_{de} + \Delta H_{as}c_{ds}] \quad [1]$$

donde ρ es la densidad de dislocaciones, b es el vector de Burger, c es la composición de la aleación, ΔH_{ae} y ΔH_{as} son las energías de interacción o enlace entre un átomo de soluto y las componentes parciales en arista correspondientes a dislocaciones disociadas en arista y helicoidales respectivamente, $c_{de} = c \exp(-\Delta H_{ae}/RT)$ y $c_{ds} = c \exp(-\Delta H_{as}/RT)$ son los valores de equilibrio de las concentraciones de soluto en las dislocaciones, T es la temperatura absoluta y R la constante de los gases. Los subíndices e y s se refieren a las dislocaciones en arista y helicoidales respectivamente.

Durante la segregación, el calor evolucionado $\Delta H(t)$ después de un tiempo t es función de la cinética de las concentraciones de soluto $c_e(t)$ y $c_s(t)$ en las dislocaciones, partiendo del nivel de concentración estadístico c , hasta que se alcancen los valores de equilibrio c_{de} y c_{ds} , de manera que:

$$\Delta H(t) = \frac{\pi\rho b^2}{c} [\Delta H_{ae}c_e(t) + \Delta H_{as}c_s(t)] - \Delta H_0 \quad [2]$$

donde $\Delta H_0 = \pi\rho b^2[\Delta H_{ae} + \Delta H_{as}]$ es el calor asociado al cambio de concentración desde $c = 0$ hasta el nivel estadístico c .

Si se asume que una cinética de concentración de soluto general de Cottrell-Bilby puede ser aplicada como punto de partida en este caso (16), la siguiente ecuación rige:

$$c_{e,s}(t) = c (K_{e,s}Dt)^n \quad [3]$$

donde los subíndices e y s se refieren al carácter de la dislocación, D es el coeficiente de difusión efectivo y $K_{e,s}$ son constantes dependientes de la energía de interacción soluto-dislocación. En el modelo original de Cottrell-Bilby, $n = 2/3$.

Si el criterio de Louat (17) se extiende a aleaciones concentradas, entonces $(1-c_e(t)/c_{de})$ y $(1-c_s(t)/c_{ds})$ se consideran como factores de agotamiento para las dislocaciones en arista y helicoidales, es decir, que $dc_{e,s}(t)/dt = 0$ para $c_{e,s}(t) = c_{de,ds}$, entonces:

$$\frac{dc_{e,s}(t)}{dt} = nc(K_{e,s}D)^n t^{n-1} \left(1 - \frac{c_{e,s}(t)}{c_{de,ds}}\right) \quad [4]$$

Considerando más propiamente que las concentraciones estadísticas para $t = 0$ son $c_e(0) = c_s(0) = c$, integrando la ec. [4] se tiene que:

$$c_{e,s}(t) = c_{de,ds} - (c_{de,ds} - c) \exp \left[-\frac{c}{c_{de,ds}} (K_{e,s}Dt)^n \right] \quad [5]$$

Si el cambio de energía interna debido a un proceso de segregación, se describe en términos del cambio de concentración de soluto desde su nivel estadístico $(c_e(t)-c)$ y $(c_s(t)-c)$ para una dislocación en arista y una helicoidal, y considerando que $D = D_0 \exp(-Q/RT)$, donde D_0 es la constante de difusión, y Q la energía de activación para difusión de soluto, las ecs.[2] y [5] tienden a:

$$\Delta H(t) = \frac{\pi\rho b^2}{c} \left[\Delta H_{ae}(c_{de} - c) \left(1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_e}\right)^n\right]\right) + \Delta H_{as}(c_{ds} - c) \left(1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_s}\right)^n\right]\right) \right] \quad [6]$$

donde

$$\tau_{e,s} = \frac{1}{K_{e,s}D_0} \exp\left[\frac{(Q - n^{-1}\Delta H_{ae,as})}{RT}\right] \quad [7]$$

en que $(Q - n^{-1}\Delta H_{ae})$ y $(Q - n^{-1}\Delta H_{as})$ son las energías de activación, mientras que $\tau_{0e} = 1/K_eD_0$ y $\tau_{0s} = 1/K_sD_0$. Si la fracción de la reacción asociada a la cinética de segregación se define como:

$$y = \frac{\Delta H(t)}{\Delta H_d} \quad [8]$$

en que $\Delta H_d = \Delta H_d^a - \Delta H_0$, entonces:

$$\Delta H_d = \frac{\pi\rho b^2}{c} [\Delta H_{ae}(c_{de} - c) + \Delta H_{as}(c_{ds} - c)] \quad [9]$$

Considerando las ecs. [6] y [9], dicha fracción resulta ser:

$$1 - y = \Psi \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_e}\right)^n\right] + (1 - \Psi) \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_s}\right)^n\right] \quad [10]$$

en que

$$\Psi = \frac{\Delta H_{ae}(c_{de} - c)}{\Delta H_{ea}(c_{de} - c) + \Delta H_{as}(c_{ds} - c)} \quad [11]$$

El modelo predice que dos procesos desconocidos, con tiempos de relajación diferentes, están involucrados en la cinética de segregación. Ya que la fracción reaccionada se basa en medidas energéticas, es muy conveniente evaluarla mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC).

3. MÉTODO EXPERIMENTAL

La aleación utilizada en este estudio, se preparó al vacío en un horno de inducción Baltzer VSG 10, a partir de cobre electrolítico (99,95 % de pureza) y manganeso (99,9 % de pureza). Después de un análisis químico, se encontró que la aleación contenía 5 % at. Mn. Los lingotes fueron forjados a 1.123 K hasta un espesor de 20 mm, recocidos a 1.123 K durante 72 h a fin de homogeneizarlos y enfriados en el horno hasta la temperatura ambiente. Posteriormente, el material se laminó en frío hasta 2,0 mm de espesor con recocidos intermedios a 1.123 K durante 1 h. Después del último recocido, fue deformado hasta 1,0 mm de espesor (50 % de reducción). El análisis microcalorimétrico de las muestras se efectuó en un analizador térmico Dupont 2000. Se usaron discos de 6,0 mm de diámetro y 1,0 mm de espesor. A fin de aumentar la sensibilidad de las medidas, se utilizó como referencia un disco de cobre de alta pureza recocido durante un largo período. Para minimizar la oxidación de las muestras, se hizo pasar nitrógeno seco por el calorímetro ($0,8 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{min}$).

4. RESULTADOS

Se realizaron experiencias de calentamiento lineal de la aleación en sus condiciones de templada y deformada en frío 50 %. En la figura 1 se presentan termogramas típicos DSC, en forma de capacidad calórica diferencial, ΔC_p , en función de la temperatura. En el material templado (Fig. 1a), las curvas se caracterizan por dos reacciones exotérmicas (etapas 1 y 2) y una reacción endotérmica (etapa 3), mientras que en el material deformado (Fig. 1b),

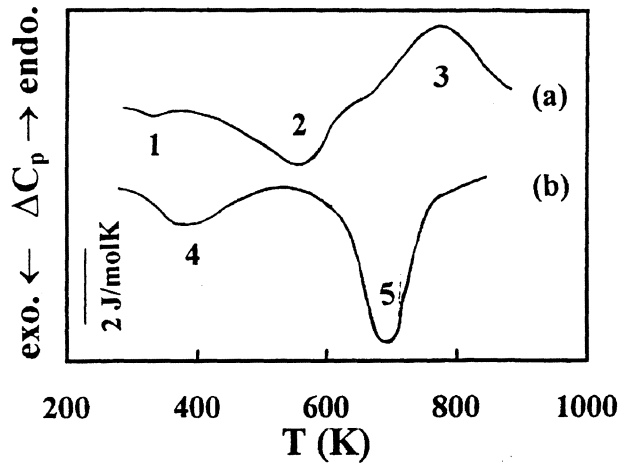


FIG. 1.— Termogramas DSC para Cu-5 % at. Mn, a $\Phi = 0,33 \text{ K/s}$. (a) Material templado. (b) Material deformado en frío 50 %.

FIG. 1.— DSC thermograms for Cu-5 at. % Mn, at $\Phi = 0,33 \text{ K/s}$. (a) Quenched material. (b) 50 % cold-rolled material.

solamente se observan dos reacciones exotérmicas (etapas 4 y 5). La etapa 1 se puede atribuir a la aniquilación de defectos puntuales y al desarrollo de orden de corto alcance (2 y 18); la etapa 2 se asocia con el desarrollo de orden disperso (19); la etapa 3 se puede relacionar con un proceso de desordenamiento (19); la etapa 4 corresponde a la segregación de átomos de soluto hacia las dislocaciones parciales (20); y la etapa 5 se atribuye a un proceso de recristalización (2 y 4).

Sólo con las curvas DSC es imposible resolver los dos procesos predichos por el modelo para segregación de soluto descrito anteriormente, probablemente debido a una falta de resolución, por lo cual se optó por realizar experiencias isotermales.

En la figura 2 se muestran trazas calorimétricas isotermales típicas para el material en estudio, en donde el rango de temperaturas escogidas varía entre 520 y 600 K. A fin de compatibilizar los resultados experimentales con el modelo de segregación propuesto, se asume que la ecuación

$$(1 - y) = A \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^n\right] + (1 - A) \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_2}\right)^n\right] \quad [12]$$

es válida, donde τ_1 y τ_2 son constantes de tiempo con los parámetros A y $(1 - A)$ como cofactores, y con el mismo exponente n para ambos procesos. Mediante los cambios de variable $t^* = t^n$, $\tau_1^* = \tau_1^n$ y $\tau_2^* = \tau_2^n$, y usando las ecs. [4]-[7] de la ref. (21), pueden determinarse valores de τ_1 , τ_2 y A para distintos n . Usando $n = 1/3, 2/5, 1/2, 2/3, 3/5, 3/4$ y 1,

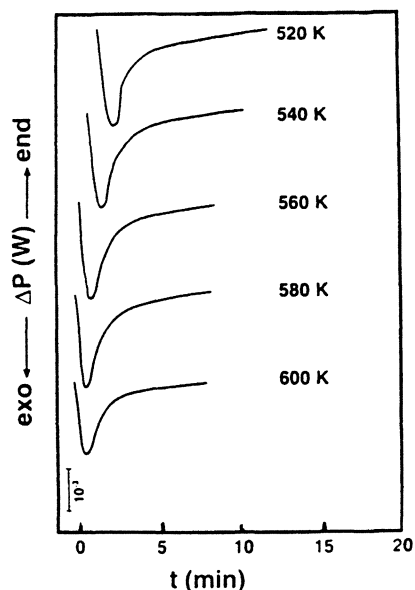


FIG. 2.— Trazas isotérmicas para la segregación de soluto a las dislocaciones parciales en Cu-5 % at. Mn deformadas en frío 50 %, a las temperaturas que se indican.

FIG. 2.— Isothermal traces for solute segregation to partial dislocations in 50 % cold-rolled Cu-5 at. % Mn, at the indicated temperatures.

el mejor ajuste a las curvas experimentales se obtiene con $n = 2/5$. Para este valor de n , τ_1 , τ_2 y A resultaron ser: $\tau_1 = 84,56/23,33/8,17/2,59/1,06$ min, $\tau_2 = 12,8/4,3/1,49/0,61/0,26$ min y $A = 0,82/0,81/0,81/0,80/0,80$ para $T = 520/540/560/580/600$ K.

En las curvas $\ln(1-y)$ frente a $t^{2/5}$, mostradas en la figura 3, se observa que para tiempos largos rige una sola ley exponencial, mientras que para tiem-

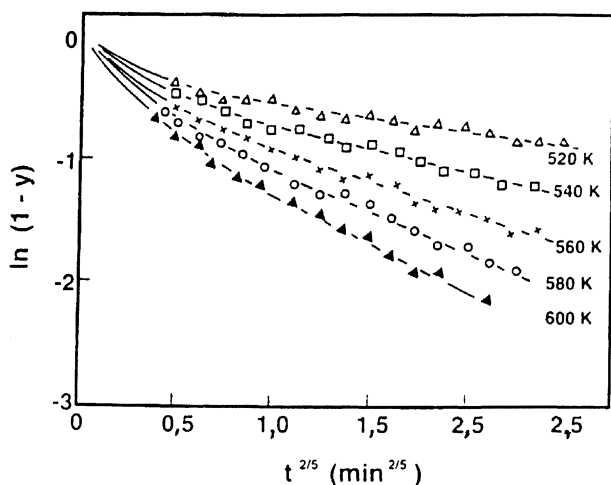


FIG. 3.— Curvas $\ln(1-y)$ en función de $t^{2/5}$ a las temperaturas indicadas.

FIG. 3.— $\ln(1-y)$ vs. $t^{2/5}$ curves at the indicated temperatures.

pos cortos existe una superposición de dos procesos. El primer proceso es más rápido que el otro, el cual es dominante para tiempos largos.

A fin de visualizar numéricamente la dependencia de los dos procesos con la temperatura, se estableció una ecuación de Arrhenius para los tiempos de relajación τ_1 y τ_2 . Así, realizándose gráficas de $\ln \tau_1$ y $\ln \tau_2$ frente a $1/T$ (Fig. 4), se obtuvieron rectas a partir de las cuales se tuvieron en cuenta los valores de las energías de activación $E_1 = 142,1$ kJ/mol y $E_2 = 126,7$ kJ/mol, y las constantes de tiempo específicas, $\tau_{01} (= 4,38 \times 10^{-13}$ min) y $\tau_{02} (= 2,38 \times 10^{-12}$ min). Esto denota que el proceso más rápido es la segregación a las componentes en arista de las dislocaciones helicoidales.

5. DISCUSIÓN

Para analizar los valores experimentales de las energías de activación es necesario considerar que el incremento de la difusión, debido a la deformación, es reflejada a lo largo del núcleo de las dislocaciones por la difusión tubular. Así, el coeficiente de difusión efectivo puede escribirse como: $D = D_p g + D_b(1 - g)$, donde D_p es el coeficiente de difusión a través del núcleo, D_b es el coeficiente de difusión en el seno de la red y g la fracción de átomos asociados con el tubo del núcleo. Si se asume que la sección transversal del núcleo contiene dos átomos, entonces $g = 2 \Omega_0 \rho/b_p$, donde Ω_0 es el volumen atómico y $b_p (= 0,58 b)$ es el vector de Burger de una dislocación parcial disociada en aris-

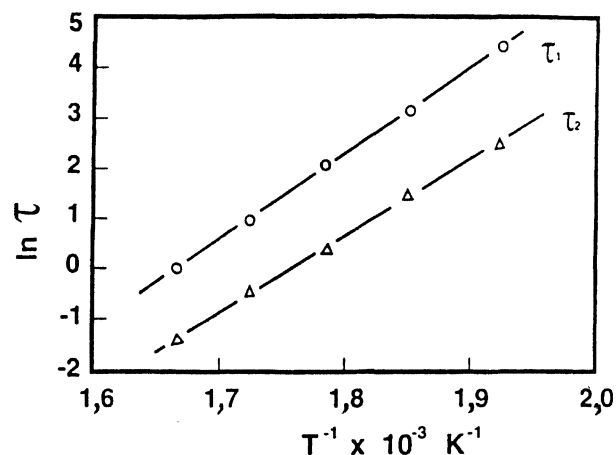


FIG. 4.— Curvas $\ln \tau$ en función de $1/T$ para los dos procesos hasta ahora desconocidos vislumbrados durante la segregación de soluto a las dislocaciones parciales.

FIG. 4.— $\ln \tau$ vs. $1/T$ curves for the two so far unknown processes detected during solute segregation to partial dislocations.

ta o helicoidal. Para densidades de dislocaciones extremadamente altas $g \ll 1$, entonces $D = D_p g + D_b$. A temperaturas por debajo de la mitad del punto de fusión, donde la mayoría de la segregación ocurre, $D_p g$ puede ser mucho mayor que D_b (22) y, por lo tanto $D \approx D_p g$, es decir:

$$D = \frac{2\Omega_0\rho}{b_p} D_{ob} \exp\left(-\frac{Q_p}{RT}\right) \quad [13]$$

donde Q_p es la energía de activación para la difusión por el núcleo, la cual similarmente a la energía por arista de grano (11) es aproximadamente igual a la mitad de la energía para la difusión volumétrica Q_b ($\approx 192,5$ kJmol⁻¹). Esta última se calculó a partir de las correlaciones de Brown y Ashby (23).

Por otra parte, si el factor preexponencial de D_p se calcula como se indica en la ref. (24), entonces $D_{op} \approx D_{ob} = 6,01 \times 10^{-5}$ m² s⁻¹. Además, si $\Omega_0 = 7,16 \times 10^{-30}$ m³, $b = 2,61 \times 10^{-10}$ m (25) y si se considera que para aleaciones altamente deformadas ρ varía entre 10^{15} y 5×10^{15} m⁻², el cociente D/D_b se sitúa entre $2,3 \times 10^4$ y $1,1 \times 10^5$, lo cual significaría que la mayor parte de la difusión tiene lugar a lo largo de las dislocaciones.

El análisis de las energías de activación requiere de una evaluación previa de las energías de enlace soluto-dislocación, las cuales pueden deducirse a partir de las expresiones de Eshelby (26) y Saxl (27):

$$\Delta H_{ae,as} = -\frac{2^{1/2}(1+\nu)}{2\pi(1-\nu)} Gb^2 b_{e,s} e_a \quad [14]$$

donde ν ($= 0,33$ (28)) es la razón de Poisson, e_a ($= d(\ln a)/dc = 0,103$ (28) cuando $c \rightarrow 0$) define el cambio en el parámetro de red y G ($= 46,9$ GPa (29)) es el módulo de cizalla. Para la componente de arista de una dislocación parcial disociada de arista $b_e = b/2$, mientras que para la componente de arista de una dislocación parcial disociada helicoidal $b_s = 3^{1/2} b/6$. Con los valores anteriores y la ec. [14], se obtiene $\Delta H_{ae} = -10,97$ kJmol⁻¹ y $\Delta H_{as} = -6,31$ kJmol⁻¹.

La energía de activación para la difusión tubular se estimó en $Q_p = 96,3$ kJmol⁻¹ (23). Sin embargo, si la energía de enlace no es despreciable, entonces el soluto puede cambiar la estructura del tubo, por ejemplo llenando los espacios vacíos y haciendo más difícil el movimiento de los átomos a lo largo de las dislocaciones (efectos de anclaje). El efecto anterior debe producir un aumento en la energía de activación efectiva, como lo predice el modelo, el cual depende de la magnitud de la energía de enlace (dislocaciones disociadas en arista o helicoidales) y del exponente del tiempo n , siempre que toda la

segregación ocurra por un flujo de átomos a lo largo de los tubos. Entonces, con $n = 1/3$ (30), de la ec. [7] resulta para la difusión tubular una energía de activación efectiva $E_{pe} = Q_p - 3 \Delta H_{ae}$ y $E_{ps} = Q_p - 3 \Delta H_{as}$.

En las primeras etapas del proceso, cuando la concentración de soluto en las dislocaciones está lejos de su valor de saturación, el efecto de los átomos de soluto ya anclados no contribuye a la energía de activación, independientemente del carácter de la dislocación, predicha por la ec. [3] con $D = D_p$ (17). Con los valores de las energías de interacción soluto-dislocación, se obtuvieron $E_{pe} = 129,2$ kJmol⁻¹ y $E_{ps} = 115,2$ kJmol⁻¹, los cuales resultan ser un 9 % más bajos que E_1 y E_2 . Por otra parte, con $n = 2/3$ (16), de la ec. [7] resulta, para la difusión por el seno de la matriz, una energía de activación efectiva $E_{be} = Q_b - (3/2) \Delta H_{ae} = 208,9$ kJmol⁻¹ y $E_{bs} = Q_b - (3/2) \Delta H_{as} = 202,0$ kJmol⁻¹, las cuales son mucho más altas que E_1 y E_2 . Por lo tanto, se puede inferir que E_1 y E_2 corresponden a las energías de activación medidas para la segregación de soluto a las dislocaciones en arista y helicoidales donde preferentemente tiene lugar la difusión tubular. Para un movimiento de soluto en el núcleo de la dislocación, los átomos de soluto ya anclados constituyen mayores obstáculos para un mecanismo de difusión a través del núcleo ($-3\Delta H_{ae}$, $-3\Delta H_{as}$), que para uno a través del seno de la matriz ($-3/2 \Delta H_{ae}$, $-3/2 \Delta H_{as}$), e independientemente del carácter de la dislocación, los efectos de anclaje son siempre más importantes para las dislocaciones en arista.

La energía de activación aparente, Q_{ap} , para la segregación de soluto en las primeras etapas del anclaje, puede considerarse a partir de los valores de E_1 , E_2 y $n = 2/5$. Considerando que $E_1 = Q_{ap} - (5/2) \Delta H_{ae}$ y $E_2 = Q_{ap} - (5/2) \Delta H_{as}$, de la ec. [7], resultan valores de Q_{ap} iguales a 103,5 y 100,7 kJmol⁻¹, respectivamente. Cabe hacer notar que Q_{ap} es un poco mayor que Q_p y mucho menor que Q_b , lo cual refleja que el mecanismo que prevalece para la segregación de soluto en esta aleación después de deformarla en frío un 50 % es la difusión tubular.

Las constantes K_e y K_s de la ec. [7] son proporcionales a las energías de interacción ΔH_{ae} y ΔH_{as} (17 y 31), de manera que $\tau_{01}/\tau_{02} = 0,576$, valor que es comparable con la razón experimental $\tau_{01}/\tau_{02} = 0,18$. Los valores experimentales de la constante A están en concordancia con los de Ψ obtenidos a partir de las ecs. [1] y [11], resultando igual a 0,86/0,86/0,86/0,85/0,84 para las temperaturas de 520/540/560/580/600 K, respectivamente.

Por último, el modelo aquí desarrollado está basado en resultados energéticos obtenidos previamente (31-35), los cuales predicen que se encuentran presentes dislocaciones en arista y helicoidales en igual cantidad (ec. [2]). De este modo, el comportamiento cinético observado confirma que tal

distribución de dislocaciones caracteriza la aleación Cu-5 % at. Mn deformada por laminación 50 % en frío.

6. CONCLUSIONES

Esta investigación conduce a la conclusión de que el modelo desarrollado, el cual predice la existencia de dos procesos en la cinética de segregación de soluto a las dislocaciones parciales durante experiencias isotérmicas, evidencia que dichos procesos efectivamente ocurren en Cu-5 % at. Mn. También confirma que se encuentra presente la misma cantidad de dislocaciones en arista y helicoidales bajo este modo de deformación, caracterizando esta distribución a la aleación Cu-5 % at. Mn laminada en frío. Finalmente, se puede inferir que gran parte de la segregación se produce por difusión tubular a lo largo de las componentes parciales.

Agradecimientos

Los autores agradecen al Fondo Nacional de Ciencia y Tecnología, FONDECYT, Proyecto N° 1980731, y al Instituto de Investigaciones y Ensayos de Materiales (IDIEM), Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas de la Universidad de Chile, el apoyo financiero y las facilidades otorgadas en relación a este proyecto de investigación.

REFERENCIAS

- (1) CAHN, R.W. y DAVIES, R.G. *Phil. Mag.*, 5, 1960: 119.
- (2) POPPLEWELL, J.M. y CRANE, J. *Metall. Trans.*, 2, 1971: 3411.
- (3) VARSCHAVSKY, A. *Mater. Sci. Eng.*, 89, 1987:119.
- (4) VARSCHAVSKY, A. *J. Mater. Sci.*, 26, 1991: 3603.
- (5) BUTT, M.Z. y RAFI, Z. *J. Mater. Sci. Lett.*, 10, 1991: 309.
- (6) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *Mater. Sci. Eng.*, 32, 1978: 65.
- (7) DONOSO, E. y VARSCHAVSKY, A. *Mater. Sci. Eng.*, 37, 1979: 151.
- (8) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *Mater. Sci. Eng.*, 40, 1979: 119.
- (9) FAN, S., INAI, K., ONAKA, S. y MIURA, S. *J. Soc. Mater. Sci. Japan.*, 41, 1992: 607.
- (10) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *Res. Mechan.*, 3, 1981: 195.
- (11) MILITZER, M., SUN, W.P. y JONAS, J.J. *Acta Metall. Mater.*, 42, 1994: 133.
- (12) BUTT, M.Z. *Sci. Int.*, 2, 1990: 257.
- (13) NABARRO, F.R.N. *Acta Metall. Mater.*, 38, 1990: 161.
- (14) VARSCHAVSKY, A. *Scr. Metall.*, 9, 1975: 391.
- (15) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *J. Thermal Anal.*, 50, 1997: 533.
- (16) COTTRELL, A.H. y BILBY, B.A. *Proc. R. Soc. Lond.*, B62, 1949: 229.
- (17) LOUAT, N. *Scr. Metall.*, 15, 1981: 1167.
- (18) TOMOKIYO, Y., KUWANO, N. y EGUCHI, T. *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 16, 1975: 489.
- (19) WARLIMONT, H., BERNECKER, K. y LUCK, R. *Z. Metallkd.*, 62, 1971: 816.
- (20) DONOSO, E. y VARSCHAVSKY, A. *Rev. Metal. Madrid*, 33 (1), 1997: 3-9.
- (21) KITTL, P. y DONOSO, E. *J. Mater. Sci.*, 16, 1981: 533.
- (22) DUTTA, I. y BOURELL, D.L. *Acta Metall. Mater.*, 38, 1990: 2041.
- (23) BROWN, A.M. y ASHBY, M.S. *Acta Metall.*, 28, 1980: 1085.
- (24) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *J. Mater. Sci.*, 21, 1986: 3873.
- (25) PEARSON, W.B. *A handbook of lattice spacing and structures of metals and alloys*, Pergamon Press, London, 1958.
- (26) ESHELBY, J.D. *Physics of Metals*, Vol. 2, Defects. Ed. P.B. Hirsh, Cambridge (R.U.), 1975.
- (27) SAXL, I. *Czech. J. Phys. B*, 14, 1964: 381.
- (28) KING, H.W. *J. Mater. Sci.*, 1, 1966: 79.
- (29) HOPKIN, M.T., PERSEY, H. y MARKHAN, M.F. *Z. Metall.*, 61, 1970: 535.
- (30) SCHLIPF, J. *Scr. Metall. Mater.*, 29, 1993: 287.
- (31) BRECHET, Y. y ESTRIN, Y. *Acta Metall. Mater.*, 43, 1995: 955.
- (32) VARSCHAVSKY, A. y PILLEUX, M. *Mater. Lett.*, 17, 1993: 364.
- (33) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *Mater. Sci. Eng. A*, 145, 1991: 95.
- (34) VARSCHAVSKY, A. y DONOSO, E. *Metall. Trans.*, 15A, 1984: 1999.
- (35) KUWANO, N., TOMOKIYO, Y. y EGUCHI, T. *Trans. Japan. Inst. Met.*, 15, 1974: 338.