

Análisis de perfiles de difracción de una aleación Cu -2 % en peso Cr -6 % en peso Mo, aleada mecánicamente^(*)

C. Aguilar*, V. Martínez**, S. Ordóñez**, O. Pávez*** y L. Valderrama***

Resumen

A través del análisis de perfiles de difracción de rayos X es posible obtener información válida de la estructura y propiedades de los materiales. Es una poderosa herramienta para caracterización de microestructuras de materiales nanoestructurados. En el presente trabajo se preparó una aleación ternaria Cu -2 % Cr -6 % Mo (% en peso) mediante aleación mecánica de los polvos elementales con tiempos comprendidos entre 0,25 y 4 h. A través de las metodologías de Williamson-Hall, modificada, y Warren-Averbach, modificada, se determinó el tamaño de cristalitos, densidad de dislocaciones, microdeformación y distancia promedio entre dislocaciones. El tamaño de cristalitos fue corregido por la presencia de faltas de apilamiento. Se comprobó que los polvos poseen una alta deformación anisotrópica, que fue corregida haciendo uso de los factores de contraste promedio para estructuras fcc. Se determinó, además, la influencia del tiempo de molienda y porcentaje de soluto sobre la probabilidad de falta de apilamiento y energía de falta de apilamiento.

Palabras claves

Aleado mecánico. DRX. Tamaño cristalito. Falta de apilamiento. Cu-Cr-Mo.

X-ray diffraction line profile analysis of Cu -2 wt. % Cr -6 wt. % Mo alloy mechanically alloyed

Abstract

By X-ray diffraction line profile analysis it is possible to obtain valid information of structure and properties of materials. This method is a powerful tool for nanomaterials microstructure characterization. In the present work mechanical alloying of ternary system Cu -2 wt. % Cr -6 wt. % Mo was made between 0.25 and 4 h of milling. By means of modified Warren-Averbach and Williamson-Hall methods the crystallite size, dislocation density, microstrain and average distance between dislocations were estimated. The crystallite size values were corrected by stacking fault presence. It was demonstrated that powders have a high anisotropic strain, which was corrected using the average dislocation contrast factors for fcc structures. Also the influence of milling time and percentage of solute on stacking fault probability and stacking fault energy was determined.

Keywords

Mechanical alloying. XRD. Crystallite size. Stacking fault. Cu-Cr-Mo.

1. INTRODUCCION

Los sistemas binarios cobre-cromo y cobre-molibdeno presentan inmiscibilidad en estado sólido. Así, por ejemplo, la máxima solubilidad de cromo en cobre es 0,8 % atómico a la temperatura eutéctica de 1.075 °C [1] y la de molibdeno es inapreciable. Mediante procesos fuera de equilibrio, tales como, deposición en fase vapor, solidificación rápida y aleado mecánico (AM) [2] es posible extender el rango de solubilidad de muchos sistemas, como se ha descrito

en varios, tales como: Cu-W [3] Cu-Cr [4], Fe-Cu [5]. Cuando se extiende el rango de solubilidad sólida, algunas aleaciones presentan buenas propiedades, como resistencia, modulo elástico, etc.^[6-8].

Se entiende por AM un proceso de no-equilibrio en seco, principalmente, de molienda de alta energía, donde dos o más clases de polvos (pueden ser metales, aleaciones o compuestos) son mezclados, deformados, fracturados y soldados repetidamente, para lograr, como resultado, polvos aleados, con una composición química homogénea de fases estables o

(-) Trabajo recibido el día 13 de abril de 2007 y aceptado en su forma final el día 13 de noviembre de 2007.

* Instituto de Materiales y Procesos Trmomecánicos, Facultad de Ciencias de la Ingeniería, Universidad Austral de Chile, General Lagos, 2086, Valdivia. ceaguilar@uach.cl

** Tekmetall, Metalurgical Solutions, S.L., San Sebastián, España.

*** Departamento de Metalurgia. Universidad de Atacama. Avenida Copayapu 485. Copiapó-Chile.

metaestables y una microestructura fina que contiene una elevada densidad de defectos cristalinos.

Durante el proceso de AM, se proporciona energía a los polvos metálicos por medio de las colisiones entre bola-bola o bolas-pared contenedor, la cual, finalmente se transforma, en parte, en calor y, además, produce un aumento de la cantidad de defectos cristalinos, tales como: (a) fronteras de grano^[2 y 9]; (b) dislocaciones; (c) faltas de apilamiento^[10 y 11], etc. Una alta densidad de defectos cristalinos cambia la microestructura y, por tanto, alejan a los materiales del equilibrio y hacen posible obtener nuevas propiedades como, por ejemplo, incremento de resistencia mecánica, extensión de los límites de solubilidad, etc. Froes *et al.*^[12] estimaron que la cantidad máxima de energía almacenada en materiales con un tamaño de grano de 1 nm, tras la molienda, es de 10 kJ/mol y en materiales con una densidad de dislocaciones alta (alrededor de 10^{16} m/m³) de 1 kJ/mol.

La microestructura de materiales procesados por AM puede caracterizarse por medio del análisis de perfiles de difracción de rayos X (DRX). El ensanchamiento de los perfiles de difracción es causado por varios motivos, tales como disminución del tamaño de cristalito, aumento de la cantidad de dislocaciones, aparición de faltas de apilamiento, acumulación de microdeformación, principalmente^[13]. Por otra parte, varios autores^[14 y 15] han propuesto que la microdeformación en los materiales se debe a la presencia de dislocaciones, que causan una deformación anisotrópica y cuyo efecto puede ser considerado a través del uso de los factores de contraste^[16-19].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la preparación de las mezclas se utilizaron polvos de cobre con una granulometría de -170+400 mallas con una pureza de 99,9 % at., O₂ < 1.000 ppm, polvos de cromo con una granulometría de -325 mallas, con pureza 99,0 % at. y polvos de molibdeno con pureza 99,9 % at., con una granulometría de -170+400 mallas. Los ensayos se realizaron en un molino de alta energía SPEX 8000. Las mezclas de polvos se introdujeron en contenedores de acero inoxidable, en el interior de una cámara de guantes bajo atmósfera de argón, junto con las bolas de acero inoxidable que se utilizaron como medio de molienda. Se usó 1 % en peso de ácido esteárico como agente de control de proceso. La razón de carga en peso bola/polvos utilizada fue 10:1. Los tiempos de molienda a que se sometieron los polvos variaron entre 0,25 y 4 h. Se utilizó un equipo Bruker AXS equipado con lámpara de cobre (CuK α λ =0,15406 nm) para realizar las mediciones de difracción de rayos X.

Los difractogramas se midieron cubriendo un rango de 2θ comprendido entre 38 y 120°.

3. TEORIA

3.1. Método Warren-Averbach modificado

Un máximo de intensidad de difracción se puede describir mediante una serie de Fourier, según la ecuación (1)^[19].

$$f(s) = K \sum_{-\infty}^{+\infty} \left\{ A(n) \cos \left(2\pi L \left(\frac{s-s_0}{\lambda} \right) \right) + B(n) \operatorname{sen} \left(2\pi L \left(\frac{s-s_0}{\lambda} \right) \right) \right\} \quad (1)$$

donde, K es una constante; $A(n)$ y $B(n)$, los coeficientes de Fourier; $L=na_3$ es la longitud de Fourier, que indica la distancia normal a los planos reflectantes $\{hkl\}$; $a_3=1/2(\operatorname{sen}\theta_2-\operatorname{sen}\theta_1)$, $(\theta_2-\theta_1)$, el rango angular del perfil de difracción medido; n , el número armónico; s y s_0 , el largo del haz incidente y reflejado, respectivamente. El coeficiente de Fourier $A(n)$ es igual a $A^S(n)A^D(n)$, que son, a su vez, la contribución del tamaño de los dominios coherentes (S) y la microdeformación (D), respectivamente. El parámetro $A(n)$ se puede obtener por medio del método de Warren-Averbach, pero tiene el inconveniente de no considerar efectos de deformación anisotrópica sufrida por los materiales. Al respecto Ungár y Bórbely^[20] propusieron una modificación de este método, la cual considera la influencia de deformación anisotrópica por medio del uso de los factores de contraste de dislocaciones (Ec. (2))^[20].

$$\ln A(L) + L(1,5\alpha + \beta) U(g) \cong -(L/d) - \rho B L^2 \ln \left(\frac{\operatorname{Re}}{L} \right) (g^2 < C >) + QB^2 L^4 \ln(R_1/L) \ln(R_2/L) (g^2 < C >)^2 \quad (2)$$

donde, d es el tamaño de cristalito; $B=\pi b^2/2$ (b vector de Burger); α y β son la probabilidad de falta de apilamiento y de macla, respectivamente; ρ , la densidad de dislocaciones; Re , el radio de acción de la dislocación; g , el vector de difracción ($g=2\operatorname{sen}\theta/\lambda$); R_1 y R_2 , parámetros auxiliares; Q , una constante; $<C>$, el factor de contraste promedio; y $U(g)$, una función que depende del orden de reflexión y cuyos valores se presentan en la tabla I.

3.2. Método Williamson-Hall modificado

Ungár y Bórbely^[20], también, propusieron una nueva metodología para la ecuación de Williamson-Hall,

Tabla I. Valores U(g) para sistemas fcc [19]

Table I. U(g) values for fcc systems [19]

g	{111} {222}	{200} {400}	{220}	{311}
U(g)	0,43	1	0,71	0,45

denominada Williamson-Hall modificada, que toma en cuenta los efectos de deformación anisotrópica (Ec. (3)).

$$\Delta g - (1,5\alpha + \beta)U(g) = \frac{0,9}{D} + \left(\frac{\pi A^2 b^2}{2}\right)^{1/2} \rho^{1/2} (g \langle C \rangle^{1/2}) + \left(\frac{\pi A' b^2}{2}\right) Q^{1/2} (g^2 \langle C \rangle) \quad (3)$$

donde, $\Delta g = \cos(\theta)(\Delta\theta)/\lambda$, D es el tamaño de cristallito y A, A' son parámetros determinados por R_e y los parámetros auxiliares R_1 y R_2 . Las metodologías de Warren-Averbach y Williamson-Hall, modificadas, son complementarias para el análisis de la estructura de los materiales.

3.3. Probabilidad de falta de apilamiento (α)

La probabilidad de falta de apilamiento se obtiene por medio del desplazamiento de los perfiles de difracción. Para evitar posibles errores con otras fuentes de desplazamiento de los perfiles de difracción, se consideran dos perfiles con movimientos contrarios, como por ejemplo {111} y {200} en estructuras fcc. El valor de α se obtiene usando la ecuación (4) [19], donde θ_{111} y θ_{200} son los ángulos de los máximos de intensidad de los planos {111} y {200}, respectivamente; cw y ann corresponden a los especímenes deformados en frío y recocido, respectivamente.

$$\begin{aligned} & (2\theta_{200} - 2\theta_{111})_{cw} - (2\theta_{200} - 2\theta_{111})_{ann} \\ & = \frac{-45\sqrt{3}\alpha}{\pi^2} (\tan\theta_{200} + 1/2\tan\theta_{111}) \end{aligned} \quad (4)$$

3.4. Energía de falta de apilamiento (γ)

El valor de energía de falta de apilamiento (EFA o γ) puede obtenerse por medio de la ecuación (5) [21], don-

de, G_{111} es el modulo de cizalle en el plano {111}; $K_{111}\omega_0$, una constante cuyo valor es, aproximadamente 6,6 +/- 0,1 [21]; a_0 , el parámetro de red; $\langle \epsilon^2 \rangle_{11}$ es la microdeformación obtenida a través del método de Warren-Averbach; α , la probabilidad de falta de apilamiento y A el factor anisotropía de Zener (A), el cual es igual a $2c_{44}/(c_{11}-c_{12})$, donde, c_{ij} son los módulos de elasticidad. Los valores utilizados fueron $c_{11}=168,4$ (GPa), $c_{12}=121,4$ (GPa) y $c_{44}=75,4$ (GPa) [22].

$$\gamma = \frac{K_{111}\omega_0 G_{111} a_0}{\pi\sqrt{3}} A^{-0,3} \frac{\langle \epsilon^2 \rangle_{11}}{\alpha} \quad (5)$$

4. RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 1 muestra la evolución de los máximos de intensidad de difracción más intensos del cobre, cromo y molibdeno tras diferentes tiempos de molienda. En la figura, se observa el comportamiento típico de un material sometido a un proceso de AM: el máximo de intensidad más intenso del cromo, correspondiente al plano {110}, ha desaparecido, tras 4 h de molienda y, al incrementar el tiempo de molienda, los

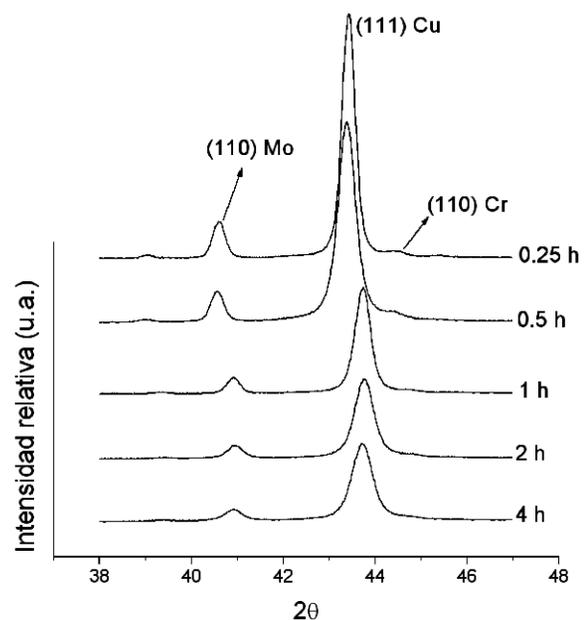


Figura 1. Difractogramas entre un rango 2θ de 38 y 47° para la aleación Cu -2 % peso Cr -6 % peso Mo en función del tiempo de molienda.

Figure 1. Diffractograms between a range 2θ of 38 and 47° for Cu -2 wt. % Cr -6 wt. % Mo alloy as function of the milling time.

máximos de intensidad {111} del cobre y {110} del molibdeno se van desplazando hacia valores superiores de $2q$ a la vez que el ancho medio de ambos aumenta.

En la figura 2 se ha representado Δg ($\Delta g = \cos(\theta) (\Delta\theta)/\lambda$) frente a g y $g\langle c \rangle^{1/2}$ ($g = 2\sin\Delta/\lambda$), método de Williamson-Hall clásico^[23] y Williamson-Hall modificado^[20], respectivamente, aplicados a una aleación que ha sido molida durante 4 h. Se observa, en la figura 2 a), que los valores de Δg , para los planos {111} y {222} de cobre, son menores que para el resto de los máximos de intensidad y que los datos representados no se ajustan a una función lineal del vector de difracción, g . Este hecho se debe a que los polvos han sufrido deformación anisotrópica^[16 y 23] y este tipo de deformación no es considerada en la ecuación de Williamson-Hall clásica. Para tener en cuenta los efectos

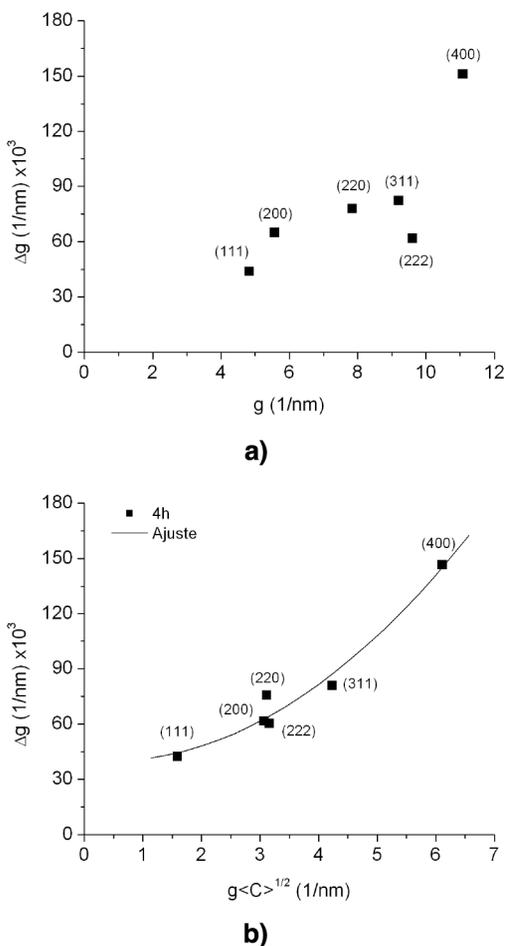


Figura 2. Representación del ancho del vector de difracción según: (a) gráfica de Williamson-Hall clásica y (b) gráfica Williamson-Hall modificada, para una aleación tras 4 horas de molienda.

Figure 2. (a) Plot of classic Williamson-Hall and (b) plot modified Williamson-Hall for one alloy with 4 hours of milling.

de la deformación anisotrópica es necesario introducir los factores de contraste de dislocaciones, C . En la figura 2 b), se muestra que el valor Δg (ancho del vector de difracción) se ajusta de mejor manera a una función parabólica de $g\langle C \rangle^{1/2}$. Los factores de contraste usados en el presente trabajo fueron los establecidos por Ungár *et al.*^[24] para estructuras *fcc*.

El comportamiento mostrado en la figura 2 es seguido por la aleación estudiada en todos los tiempos de molienda, motivo por el cual no se presentan en este trabajo.

El tamaño de cristalitas, la microdeformación y la densidad de dislocaciones fueron determinados por el método de Warren-Averbach modificado (Ec. (2)). La evolución del tamaño de cristalitas y la microdeformación en función del tiempo de molienda se muestran en la figura 3. En esta figura se aprecia que a medida que aumenta el tiempo de molienda, el tamaño de cristalitas disminuye y la microdeformación aumenta, en concordancia con los resultados de otros trabajos^[2, 25 y 26]. Tras 4 h de molienda se encontró un tamaño de cristallito de alrededor de 28 nm. Este valor es inferior al reportado en aleaciones de Cu-Cr preparados por AM^[26]. Este hecho se asoció a la presencia del molibdeno en solución sólida que aumentaría la tendencia a la fragmentación y favorecería la disminución de tamaño de grano. Por otro lado, $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ alcanza un valor de 0,004, tras 4 h de molienda. Aguilar *et al.*^[26] encontraron valores de $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ para una aleación Cu -3 % en peso Cr, comprendidos entre 0,002-0,0025 detrás de moliendas de 8 y 50 h. Dichos valores son claramente inferiores a los encontrados para la aleación Cu -2 % en peso Cr -6 % en peso Mo. Este hecho, también se

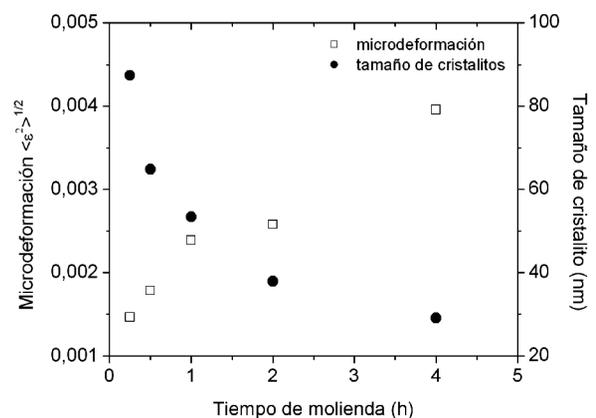


Figura 3. Evolución del tamaño de cristalitas y microdeformación en función del tiempo de molienda.

Figure 3. Evolution of crystallite size and microstrain as function of milling time.

asoció al efecto endurecedor del molibdeno cuando entra en solución sólida en cobre.

Por medio de la ecuación (4) se determinó la probabilidad de falta de apilamiento y los resultados se presentan en la figura 4. En ella, se observa que a medida que aumenta el tiempo de molienda los valores de probabilidad de falta de apilamiento aumentan. Para 0,25 h de molienda el valor de a es $1,48 \times 10^{-3}$ y, para 4 h, $7,8 \times 10^{-3}$. Estos valores están dentro del rango que han calculado otros autores^[25 y 26] para aleaciones de cobre preparadas por AM. Gayle y Biancaniello^[25] quienes determinaron valores del orden de $\alpha \approx 7,8 \times 10^{-3}$ para aleaciones de cobre con 10 % en peso de cobalto, con 32 h de molienda, así como un aumento de los valores de a a medida que se incrementa el porcentaje de cobalto en la aleación. Aguilar *et al.*^[26] estimaron valores de 8×10^{-3} para α , para una aleación Cu -3 % en peso Cr, con 50 h de molienda. Por otra parte, Kapoor *et al.*^[27] también encontraron un aumento de a cuando el cobre es aleado con 1 % en peso de cromo y 0,1 % en peso de zirconio. Sahu *et al.*^[28] obtuvieron resultados similares para a , en aleaciones de cobre. Finalmente, en los primeros estudios de probabilidad de falta de apilamiento en aleaciones de cobre se reportaron valores del orden de 10^{-2} - 10^{-3} ^[29 y 30]. Por otro lado, comparando los resultados logrados por Gayle *et al.* y Aguilar *et al.*, para sistemas binarios, Cu-Co y Cu-Cr, respectivamente, se observa claramente el efecto de un tercer elemento de aleación pues, para bajos tiempos de molienda, en el presente trabajo se obtuvieron valores de a similares a los logrados con altos tiempos de molienda en los sistemas binarios señalados.

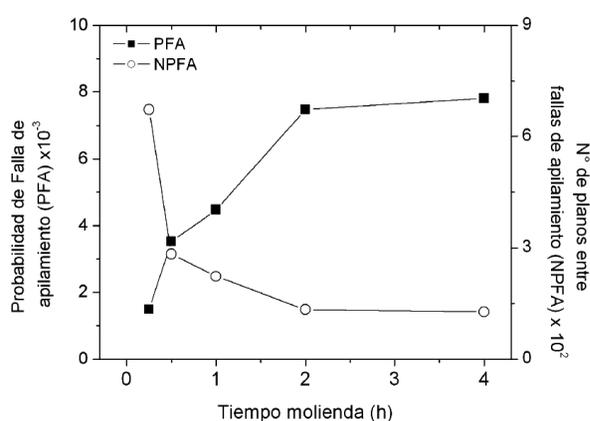


Figura 4. Evolución de la probabilidad de falta de apilamiento y la distancia promedio entre faltas de apilamiento en función del tiempo de molienda.

Figure 4. Evolution of stacking fault probability and average distance between stacking fault as function of milling time.

La energía elástica, producto de la presencia de una dislocación, es proporcional a Gb^2 (donde G es el modulo de corte y b el vector de Burger). Una dislocación perfecta en un sistema cúbico centrado en las caras tiene un vector de Burger de $a/2[-\dots 110]$ y una dislocación parcial de $a/6[-211]$, donde, a es el parámetro de red. Desde el punto de vista energético, la disociación de una dislocación perfecta en dislocaciones parciales se ve favorecida, debido a que disminuye la energía libre de Gibbs del sistema (regla de Frank). La presencia de dislocaciones parciales aún es más favorable en materiales que tienen baja energía de falta de apilamiento, como el caso del cobre. Por este motivo, en aleaciones de cobre, debido a la gran cantidad de deformación plástica que introduce el AM en polvos metálicos, se produce un aumento de los valores de α . Cabe señalar que los valores de α determinados en el presente trabajo corresponden a la sumatoria de la probabilidad de falta de apilamiento intrínseca y extrínseca. Finalmente, se puede decir que el aumento de a confirma el comportamiento mostrado en la figura 2, ya que, los menores valores de D_g de los planos $\{111\}$ y $\{222\}$ de cobre se deben a deformación anisotrópica y a la presencia de faltas de apilamiento^[16 y 25].

El valor recíproco de α ($1/\alpha$) proporciona el número promedio de planos $\{111\}$ de cobre entre dos faltas de apilamiento^[19] (NPFA), por tanto, en la medida que aumentan los valores de a , la distancia promedio entre faltas de apilamiento disminuye. Los resultados se muestran en la figura 4. La mayor disminución del NPFA se produce entre 0,25 y 2 h de molienda, con valores de 672 y 133, respectivamente. Tras 4 h de molienda no se aprecia una disminución apreciable, pues el valor de NPFA es de tan sólo 127.

Cuando los polvos son deformados plásticamente aumenta la densidad de dislocaciones. Para 0,25, 0,5, 1, 2 y 4 h de molienda se obtuvieron valores de densidad de dislocaciones de $6,6 \times 10^{14}$, $9,9 \times 10^{14}$, $1,76 \times 10^{15}$, $3,46 \times 10^{15}$ y $4,86 \times 10^{15}$ m/m^3 , respectivamente. Como las aleaciones presentan bajos valores de energía de falta de apilamiento, en concordancia con el incremento de los valores de a , mostrado en la figura 4, un aumento de la densidad de dislocaciones da lugar a un aumento de dislocaciones parciales.

El parámetro de red del cobre se calculó utilizando el método propuesto por Cohen^[31] y los resultados se presentan en la figura 5. En ella se aprecia una disminución del parámetro de red del cobre a medida que se aumenta el tiempo de molienda. Sin embargo, esta disminución no es constante debido a que varía la cantidad de átomos de cromo y molibdeno que están en solución en el cobre. El radio atómico del cromo es menor que el radio atómico del cobre y, a su vez, el radio atómico del molibdeno es mayor que el

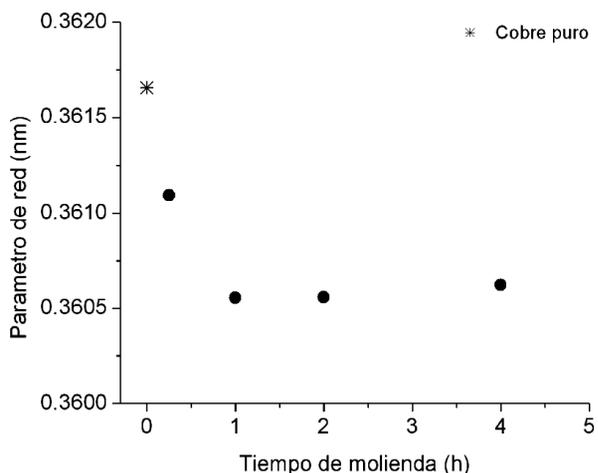


Figura 5. Variación parámetro de red de cobre en función del tiempo de molienda.

Figure 5. Variation of lattice parameter of copper as function of milling time.

del cobre. Por tanto, al entrar átomos de cromo en cobre, disminuye el parámetro de red y al entrar átomos de molibdeno, aumenta el parámetro de red. Así, durante la molienda, se producen ambos efectos en conjunto. Si se considera, por una parte, que el cobre y el cromo tienen una menor diferencia de radios atómicos que el cobre-molibdeno y, por otra parte, que la diferencia de electronegatividad entre cobre y cromo es menor que la diferencia de electronegatividad entre cobre y molibdeno, como se aprecia en el diagrama de Darken-Gurry mostrado en la figura 6, se

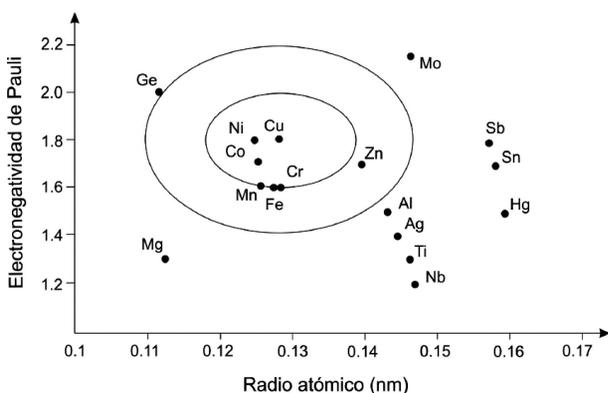


Figura 6. Diagrama de Darken-Gurry de relación entre la electronegatividad y radios atómicos de metales^[8].

Figure 6. Darken-Gurry diagram of relation between electronegativity and atomic radius of metals^[8].

puede concluir que los átomos de cromo presentan condiciones más favorables para entrar en solución en cobre que los de molibdeno.

Observando la figura 1 se aprecia que, tras 4 h, el máximo de intensidad {110} de cromo ha desaparecido casi completamente, no así el máximo de intensidad {110} de molibdeno. Esa situación puede relacionarse con el hecho que átomos de cromo han entrado en solución sólida. En la figura 1, además, se observa un desplazamiento del máximo de intensidad {110} de molibdeno hacia ángulos mayores, señalando que el parámetro de red del molibdeno disminuye indicando que átomos de cromo y/o cobre han entrado en solución sólida en molibdeno.

La EFA se calculó por medio de la ecuación (5) y los resultados se muestran en la figura 7, en la cual se ha puesto el valor de EFA determinado por el mismo método para cobre puro sin moler ($\approx 69 \text{ mJ/m}^2$). Este valor concuerda con los valores hallados en otros trabajos ^[21, 27 y 32]. Se puede ver, en la figura 7, que a medida que aumenta el tiempo de molienda los valores de EFA disminuyen. Un efecto similar se ha encontrado para aleaciones Cu-Cr procesadas por AM ^[26]. Una disminución de EFA apoya el hecho que átomos de cromo o molibdeno hayan entrado en solución sólida en cobre. Cuando EFA es baja, la falta ocurrirá frecuentemente y el área de la falta de apilamiento será extensa, por tanto, al disminuir la EFA, el área de la falta de apilamiento aumenta.

La distancia promedio de dislocaciones se calculó mediante la expresión $\delta = 1/r^{1/2}$ ^[33]. Los resultados se muestran en la figura 8. En la figura se observa que,

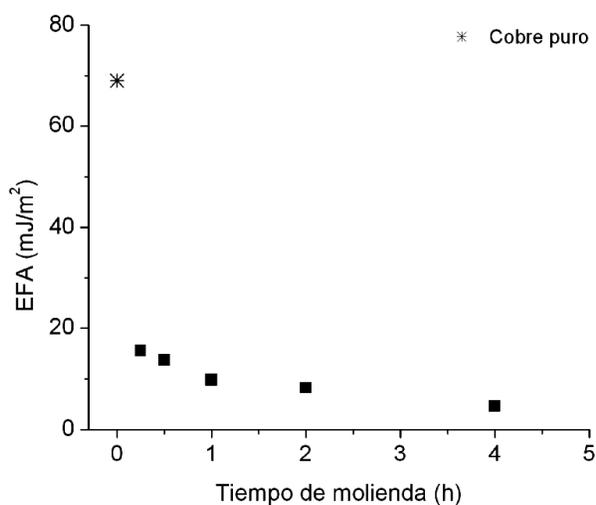


Figura 7. Variación de la energía de falta de apilamiento en función del tiempo de molienda.

Figure 7. Variation of stacking fault energy as function of milling time.

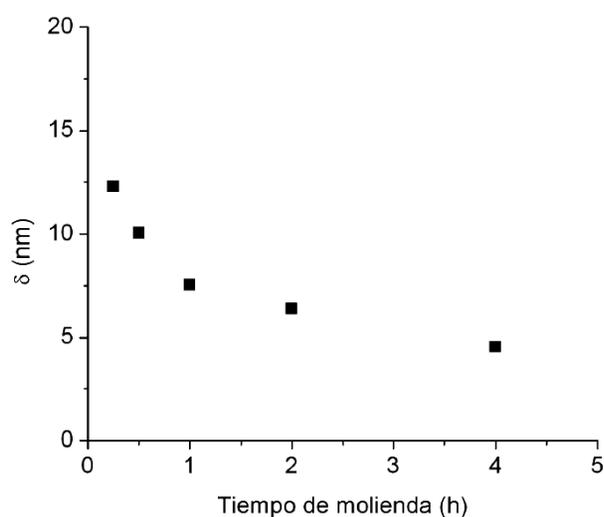


Figura 8. Variación de la distancia entre dislocaciones en función del tiempo de molienda.

Figure 8. Variation of distance between dislocations as function of the milling time.

a medida que aumenta el tiempo de molienda, el valor de δ disminuye. Al comparar los valores de d con el tamaño de cristalitas (Fig. 3), queda de manifiesto que el tamaño de cristalitas es superior a la distancia promedio entre dislocaciones. En general, se encontró que para todos los tiempos de molienda, el valor del tamaño de cristalitas es entre 3,8 y 6,6 veces superior a la distancia entre dislocaciones. Este hecho es importante por que indica que el tamaño de los dominios coherentes (tamaño de cristalitas) de difracción es diferente a la distancia entre dislocaciones. Una o dos dislocaciones no destruyen la coherencia del dominio, como se ha indicado^[14].

5. CONCLUSIONES

Del presente trabajo, se concluye para el sistema Cu -2 % en peso Cr -6% en peso Mo, procesado por AM, que:

- Cuando se incrementa el tiempo de molienda, el tamaño de cristalito, la energía de falta de apilamiento y la distancia promedio entre dislocaciones disminuyen, mientras que la microdeformación y la probabilidad de falta de apilamiento aumentan.
- Los polvos han sufrido deformación anisotrópica y, por tanto, es necesario introducir los factores de contraste promedio $\langle C \rangle$ en el análisis de los perfiles de difracción.
- Los átomos de cromo son los que, principalmente, se introducen en solución sólida debido a la

disminución del parámetro de red del cobre y a la desaparición del máximo de intensidad de difracción {110} del cromo.

- La distancia promedio entre dislocaciones es menor que el tamaño de grano, para todos los tiempos de molienda, indicando con ello que el tamaño de los dominios coherentes de difracción es diferente a la distancia entre dislocaciones.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer el apoyo económico a CONICYT, Fondo de Desarrollo Científico y tecnológico de Chile, FONDECYT, proyecto N° 11070052, Vicerrectoría de Investigación y Desarrollo, Universidad de Santiago de Chile y Programa para el Mejoramiento de la Calidad en la Educación Superior MECESUP, proyecto UCH 0205.

REFERENCIAS

- [1] E. MA, *Prog. Mater. Sci.* 50 (2005) 413-509.
- [2] C. SURYANARAYANA, *Mechanical Alloying and Mill*, Marcell Dekker, Primera edición, New York, USA, 2004, pp. 83-94.
- [3] E. GAFFET, C. LOUISSON, M. HARMELIN Y F. FAUDET, *Mater. Sci. Eng. A* 134 (1991) 1.380-1.384.
- [4] Y. OGINO, S. MURAYAMA Y T. YAMASAKI, *J. Less Common Metals* 168 (1991) 221-235.
- [5] M. BARRO, E. NAVARRO, P. AGUDO, A. HERNANDO, P. CRESPO Y A. GARCÍA-ESCORIAL, *Mater. Sci. Forum* 235:238 (1997) 553-558.
- [6] Y. WANG, M. CHEN, F. ZHOU Y E. MA, *Nature* 419 (2002) 912-915.
- [7] C. SURYANARAYANA, G.E. KORTH Y F.H. FROES, *Metall. Mater. Trans. A* 28 (1997) 293-302.
- [8] J. GARCÍA-BARRIOCANAL, G. GARCÉS, P. PÉREZ Y P. ADEVA, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 281-290.
- [9] T. CHEN, J.M. HAMPIKIAN Y N.N. THADHANI, *Acta Mater.* 47 (1999) 2.567-2.579.
- [10] J. GUBICZA, M. KASSEM, G. RIBÁRIK Y T. UNGÁR, *Mater. Sci. Eng. A* 372 (2004) 115-122.
- [11] E. SCHAFLER, G. STEINER, E. KORZNIKOVA, M. KERBER Y M.J. ZEHETBAUER, *Mater. Sci. Eng. A* 410/411 (2005) 169-173.
- [12] F.H. FROES, C. SURYANARAYANA, K.C. RISSELL Y C.M. WARD-CLOSE. *Novel Techniques in Synthesis and Processing of Advanced Materials, proceeding of a Symposium*. Illinois, 1994. The

- Minerals, Metals & Materials Society (TMS) and the Materials Information Society (ASM Internacional).
- [13] T. UNGÁR. *Scr. Mater.* 51 (2004) 777-781.
- [14] T. UNGÁR, J. GUBICZA, G. RIBÁRIK Y A. BORBÉLY, *J. Appl. Cryst.* 34 (2001) 298-310.
- [15] I. GROMA, *Phys. Rev. B* 57 (1998) 7.535-7.542.
- [16] E.J. MITTEMEIJER Y P. SCARDI, *Diffraction Analysis of the Microstructure of Materials* Springer Verlag Berlin Heidelberg, New York, EE.UU., 2004, pp. 249-285.
- [17] T. UNGÁR Y G. TICHY, *Phys. Status Solidi A* 171 (1999) 425-434.
- [18] C. AGUILAR, S. ORDÓÑEZ, J. MARIN, F. CASTRO Y V. MARTÍNEZ. *Mater. Sci. Eng. A* en prensa.
- [19] B.E. WARREN. *X-Ray Diffraction*, Dover Publications Inc., New York, EE. UU., 1990, pp. 251-312.
- [20] T. UNGÁR Y A. BORBÉLY, *Appl. Phys. Lett.* 69 (1996) 3.173-3.175.
- [21] R. P. REED Y R. E. SCHRAMM, *J. Appl. Phys.* 45 (1974) 4.705-4.711.
- [22] W. HERTZBERG, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, Jhon Wiley & Sons. Tercera Edición, USA, 1989, p. 14.
- [23] G.K. WILLIAMSON Y W.H. HALL, *Acta Metall.* 1 (1953) 22-31.
- [24] T. UNGÁR, I. DRAGOMIR, Á. REVÉS, A. BORBÉLY, *J. Appl. Cryst.* 32 (1999) 992-1.002.
- [25] F. W. GAYLE Y F. S. BIANCANELLO, *Nanostruc. Mater.* 6 (1995) 429-432.
- [26] C. AGUILAR, J. MARÍN, S. ORDÓÑEZ, D. CELENTANO, F. CASTRO Y V. MARTÍNEZ, *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 334-344.
- [27] K. KAPOOR, D. LAHIRI, I. S. BATRA, S. V. R. RAO Y T. SANYAL, *Mater. Charact.* 54 (2005) 131-140.
- [28] P. SAHU Y S.K. PRADHAN, *J. of Alloy. Compd.* 377 (2004) 103-116.
- [29] C.N.J. WAGNER Y J.C. HÉLION, *J. Appl. Phys.* 36 (1965) 2.830-2.837.
- [30] W. TRUCKNER Y D.E. MIKKOLA, *J. Appl. Phys.* 40 (1969) 5.021-5.029.
- [31] B.D. CULLITY Y S.R. STOCK, *Elements of X-Ray Diffraction*, Third Edition, Addison-Wesley, 2001, p. 363.
- [32] X.NIE, R. WANG, Y. YE, Y. ZHOU Y D. WANG, *Solid. State Commun.* 96 (1995) 729-734.
- [33] T. UNGÁR, *Mater. Sci. Eng. A* 309/310 (2001) 14-22.