

Influencia de la adición de cobalto y cromo en el proceso de precipitación en una aleación de Cu-4Ti^(*)

E. Donoso*

Resumen

Mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC) y medidas de microdureza se estudió la influencia de la adición de 0,5 atómico % de cobalto y 1 atómico % de cromo en el endurecimiento por precipitación en una aleación de Cu-4Ti. El análisis de las curvas calorimétricas muestra, en la aleación binaria, la presencia de dos reacciones exotérmicas traslapadas (etapas 1 y 2), atribuidas a la formación de partículas de Cu_4Ti y Cu_3Ti en la matriz de cobre. Las curvas DSC para la aleación de Cu-4Ti-0,5Co muestra tres efectos exotérmicos (etapas 3 y 4 traslapadas y etapa 5), asociadas a la formación de las fases Ti_2Co , TiCo y Cu_4Ti , respectivamente. Las curvas DSC para la aleación de Cu-4Ti-1Cr muestra tres reacciones exotérmicas (etapas 6, 7 y 9) y un pico endotérmico (etapa 8). Las reacciones exotérmicas corresponden a la formación de partículas de Cr_2Ti , Cu_4Ti y Cu_3Ti , respectivamente, y la reacción endotérmica está asociada a la disolución de las partículas de Cr_2Ti . Las energías de activación, evaluadas a partir del método de Kissinger modificado, resultaron más bajas que las correspondientes a la difusión de cobalto, cromo y titanio en cobre. Los parámetros cinéticos se obtuvieron a partir de un método de convolución basado en el formalismo de Johnson-Mehl-Avrami (JMA). Medidas de microdureza Vickers corroboraron la formación de las fases indicadas. Estas medidas también confirmaron el efecto de la adición de cobalto y cromo en el endurecimiento de la aleación binaria.

Palabras clave

Cobre; Cu-Ti; Precipitación; Microcalorimetría.

Influence of cobalt and chromium additions on the precipitation processes in a Cu-4Ti alloys

Abstract

The influence of 0.5 % atomic cobalt and 1 % atomic chromium additions on the precipitation hardening of Cu-4Ti alloy was studied by differential scanning calorimetry (DSC) and microhardness measurements. The analysis of the calorimetric curves, for binary alloy, shows the presence of two overlapping exothermic reactions (stages 1 and 2) attributed to the formation of Cu_4Ti and Cu_3Ti particles in the copper matrix, respectively. DSC curves for Cu-4Ti-0,5Co alloy shows three exothermic effects (overlapping stages 3 and 4 and stage 5) associated to the formation of phases Ti_2Co , TiCo and Cu_4Ti , respectively. DSC curves for Cu-4Ti-1Cr alloy shows three exothermic reactions (stages 6, 7 and 9) and one endothermic peak (stage 8). The exothermic reactions correspond to the formation of phases Cr_2Ti , Cu_4Ti and Cu_3Ti , respectively, and the endothermic reaction are attributed to the Cr_2Ti dissolution. The activation energies calculated using the modified Kissinger method were lower than the ones corresponding to diffusion of cobalt, chromium and titanium in copper. Kinetic parameters were obtained by a convolution method based on the Johnson-Mehl-Avrami (JMA) formalism. Microhardness measurements confirmed the formation of the mentioned phases. Also, these measurements confirmed the effect of cobalt and chromium addition on the binary alloy hardness.

Keywords

Copper; Cu-Ti; Precipitation; Microcalorimetry.

1. INTRODUCCION

Variadas investigaciones, han sido realizadas para estudiar los mecanismos de endurecimiento de las aleaciones de Cu-Ti [1-13]. La mayoría de ellas establece

que el proceso estructural observado durante el envejecimiento en estas aleaciones, ocurre de acuerdo a la siguiente secuencia de etapas: I fluctuaciones composicionales, que dan origen a una descomposición espínodal a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$, ó bien

^(*) Trabajo recibido el día 14 de Julio de 2010 y aceptado en su forma final el día 17 de Diciembre de 2010

* Universidad de Chile, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Departamento de Ciencia de los Materiales, Av. Tupper 2069, Piso 2, casilla 2777, Santiago-Chile, e-mail: edonoso@ing.uchile.cl.

desarrollo de orden de corto alcance, II precipitación de partículas metaestables β' coherentes o semi-coherentes de la fase ordenada Cu_4Ti , de estructura tetragonal centrada en el cuerpo con parámetros de red $a = 0,584 \text{ nm}$ y $c = 0,362 \text{ nm}$, y III precipitación discontinua ó celular de la fase de equilibrio β (Cu_3Ti), ortorrómbica con parámetros de red $a = 0,453 \text{ nm}$, $b = 0,435 \text{ nm}$ y $c = 0,517 \text{ nm}$ [3,4,10 y 11]. Algunos autores sugieren que durante el temple se producen modulaciones composicionales o precipitación de partículas muy finas de Cu_4Ti [5,6 y 11]. Por otra parte, la literatura indica que la máxima resistencia mecánica de las aleaciones Cu-Ti está asociada con la nucleación y crecimiento de las partículas de Cu_4Ti y que ésta resistencia, decrece como resultado de la precipitación discontinua de partículas estables de Cu_3Ti [4,6,10 y 11]. Investigaciones anteriores [12-22], han estudiado el efecto de ciertos aleantes, tales como V, Al, Sn, B, Co, Cd y Cr, en el endurecimiento de las aleaciones de Cu-Ti. De acuerdo a la literatura, el vanadio es un elemento que retardaría la precipitación de la fase Cu_4Ti y aceleraría la formación de Cu_3Ti [12]. Por otra parte, el boro forma partículas dispersas de TiB_2 , aumentando así el endurecimiento producido por las partículas de Cu_4Ti [14]. La adición de cobalto por una parte permitiría la formación de fases intermetálicas, tales como Ti_2Co y TiCo , y por otra la ausencia de las partículas de Cu_3Ti , resultando una aleación menos resistente y con más baja conductividad eléctrica [15 y 16]. La adición de 1 % en peso de cadmio aumentaría la resistencia a la fluencia y a la fatiga de las aleaciones de Cu-Ti [18 y 19]. Entonces, el presente trabajo tiene como objetivo principal estudiar, mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC) y medidas de microdureza Vickers, el efecto de la adición de cobalto y cromo en la precipitación de una solución sólida sobresaturada de Cu-4Ti.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las aleaciones utilizadas se prepararon en un horno de inducción, en atmósfera inerte (Ar), a partir de cobre electrolítico (99,95 % de pureza), titanio, cobalto y cromo de alta pureza.

Los lingotes obtenidos se recocieron a 1.173 K durante 24 h (en atmósfera inerte) a fin de homogeneizarlos. Después de un análisis químico se encontró que sus composiciones correspondían a Cu-4 at.% Ti (aleación binaria Cu-4Ti), Cu-4 at.% Ti-0,5 at.% Co (aleación ternaria Cu-4Ti-0,5Co) y Cu-4 at.% Ti-1 at.% Cr (aleación ternaria Cu-4Ti-1Cr).

Posteriormente, los materiales se laminaron en frío hasta 3 mm de espesor con recocidos intermedios de 1 h a 1.173 K. Luego del último recocido, las

aleaciones se templaron en agua. El análisis microcalorimétrico de las muestras se realizó en un analizador térmico TA Instruments Q10, con velocidades de calentamiento lineal (b) de 0,08; 0,17; 0,33 y 0,50 Ks^{-1} , desde temperatura ambiente hasta 923 K. Se usaron discos de 6 mm de diámetro y 3 mm de espesor. A fin de aumentar la precisión 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 argón por el calorímetro ($10^{-4} \text{ m}^3 \text{ min}^{-1}$). Las curvas calorimétricas resultantes fueron convertidas en curvas de capacidad calórica diferencial versus temperatura. La capacidad calórica remanente, es decir, la capacidad calórica diferencial ΔC_p , representa el calor asociado con las reacciones en estado sólido que ocurren durante el experimento DSC. Las curvas calorimétricas presentadas en este trabajo son curvas corregidas por medio del método sugerido en la literatura [23 y 24].

Las medidas de microdureza se efectuaron en un microdurómetro Duramin -1/-2 Struers de alta precisión a temperatura ambiente, usando una carga de 1,96 N durante 10 s sobre muestras planas sometidas a tratamientos de recocidos isotermales, previamente templadas.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

La figura 1 muestra curvas calorimétricas típicas para las aleaciones de Cu-4Ti, Cu-4Ti-0,5Co y Cu-4Ti-1Cr, templadas desde 1.173 K, en forma de incremento de la capacidad calórica ΔC_p vs. temperatura T , a la velocidad de calentamiento lineal $\beta = 0,17 \text{ Ks}^{-1}$. Las curvas calorimétricas del material binario muestran, en el rango de temperaturas barridas, dos reacciones exotérmicas (etapas 1 y 2), mientras que la aleación de Cu-Ti-Co exhibe tres reacciones exotérmicas (etapas 3, 4 y 5). Por su parte, la aleación de Cu-Ti-Cr exhibe tres reacciones exotérmicas (etapas 6, 7 y 9) y una reacción endotérmica (etapa 8). De acuerdo a los antecedentes establecidos en la literatura, la etapa 1 se atribuye a la formación de partículas metaestables de estructura Cu_4Ti que preceden a la precipitación celular o discontinua de composición Cu_3Ti [1,6,7 y 11], designada como etapa 2. Las etapas 3 y 4 podrían atribuirse a la formación de fases intermetálicas de Ti_2Co y TiCo [15 y 16], mientras que la etapa 5 estaría asociado con la precipitación de la fase estable de Cu_4Ti . Se puede observar que en esta aleación ternaria no aparece la curva correspondiente a la formación del Cu_3Ti , lo cual podría indicar que el cobalto inhibe la precipitación de dicha fase [15 y 16], como conse-

cuencia de la disminución del contenido de titanio en la aleación por la formación de las fases intermetálicas. La etapa 6 podría corresponder a la formación de fases intermetálicas de Cr_2Ti [20-22], mientras que las etapas 7 y 9 corresponderían a precipitados de Cu_4Ti y Cu_3Ti , respectivamente.

Las curvas calorimétricas para las otras velocidades de calentamiento lineal, tienen un comportamiento similar al mostrado en la figura 1 y por lo tanto no se muestran en este trabajo. En la figura 2 se muestran, para las tres aleaciones en estudio (etapas 1 a 9), los valores de las temperaturas del máximo de los picos T_p (temperatura a la cual la velocidad de reacción es máxima) en función de la velocidad de calentamiento lineal β . El hecho que las temperaturas de los picos de las curvas calorimétricas se desplacen a temperaturas más altas al aumentar la velocidad de calentamiento pone de manifiesto el control cinético del proceso [25].

Las áreas bajo las curvas de ΔC_p vs. T , corresponden a las entalpías de reacción ΔH asociadas a cada evento [25]. En aquellos casos en que las curvas están traslapadas, la evolución de las entalpías individuales, se efectuaron una vez que ellas han sido separadas por

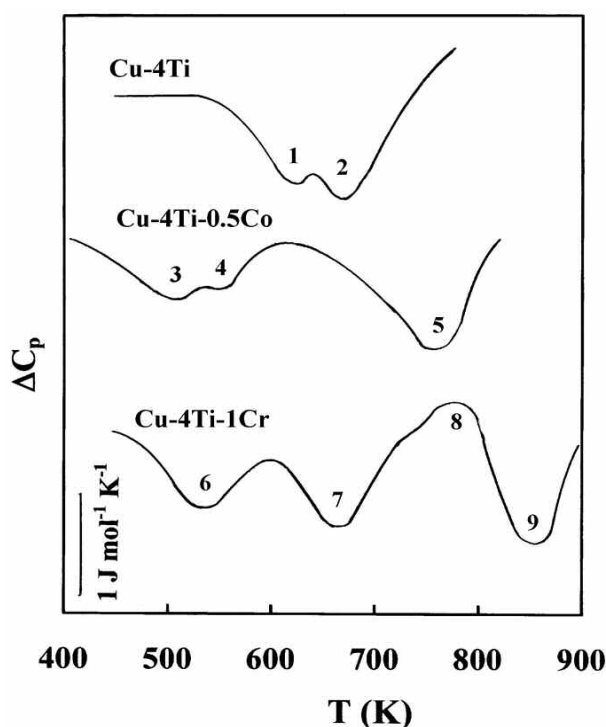


Figura 1. Curvas DSC de las aleaciones en estudio templadas desde 1.173 K. $\beta = 0,17 \text{ K s}^{-1}$. Se indican las etapas.

Figure 1. DSC curves for the alloys under study quenched from 1,173 K. $\beta = 0.17 \text{ K s}^{-1}$. Stages are indicated.

medio de un modelo de convolución, que será discutido más adelante. Las entalpías de reacción promedio correspondientes a la aleación binaria y a las aleaciones ternarias se muestran en la tabla 1.

El análisis cinético de las curvas calorimétricas mostradas en la figura 1, se ha realizado considerando que la fracción de reacción está dada por $d\alpha/dt = (1/S)(da_t/dt)$, donde a , es la fracción de reacción al tiempo t , a_t es el área bajo la curva al tiempo t y S es el área total de la curva. De la integración de la ecuación anterior se tiene que la fracción de reacción al tiempo t esta dado por $\alpha = a_t/S$. Las energías de activación de las diferentes reacciones, necesarias para realizar el análisis cinético, fueron evaluadas a partir de la ecuación de Kissinger modificada [26]:

$$\ln \left(\frac{T_p^2}{\beta} \right) = \frac{E}{RT_p} + \ln \left(\frac{E}{RA} \right) \quad (1)$$

dónde la energía de activación E y el factor pre-exponencial de Arrhenius A pueden ser evaluados a partir de las curvas $\ln(T_p^2/\beta)$ versus $1000/T_p$, en que T_p , es la temperatura del pico, R la constante de los gases y β la velocidad de calentamiento lineal, cuyas pendientes son iguales a E/R e intersecciones iguales a $\ln(E/RA)$. Estas curvas se muestran en la figura 3 y los valores correspondientes a E y A se incluyen en la tabla I. Los valores de las energías de activación obtenidos para todas las etapas, resultaron en promedio aproximadamente un 40 % más bajas que la energía de difusión de titanio en cobre ($= 200,3 \text{ kJ mol}^{-1}$), de Co en Cu ($= 200,6 \text{ kJ mol}^{-1}$) y de Cr en Cu

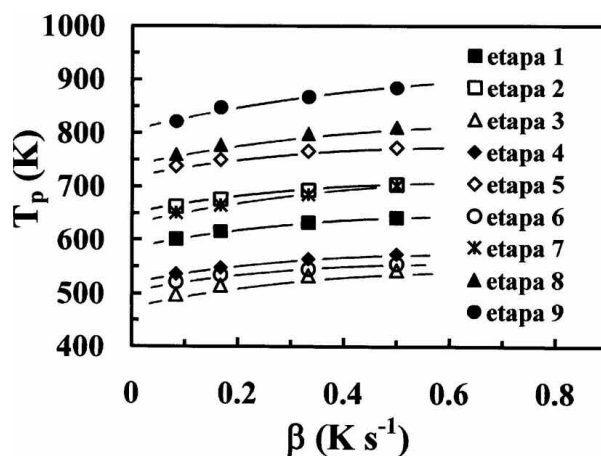


Figura 2. Temperatura del máximo de los picos versus velocidad de calentamiento lineal β .

Figure 2. Peak temperatures versus linear heating rates β .

Tabla I. Calores de reacción involucrados en las diferentes etapas y parámetros cinéticos de la ecuación de Jonhson-Mehl-Avrami para las aleaciones en estudio

Table I. Reaction heats involved in the different stages and kinetics parameters of the Jonhson-Mehl-Avrami for the alloys under study

Etapas	1	2	3	4	5	6	7	8	9
ΔH^* (Jmol ⁻¹)	53±2	58±3	46±2	24±1	98±5	51±2	56 ±3	15±1	59±3
E (kJmol ⁻¹)	137	153	104	119	193	118	125	160	155
A 10 ⁹ (s ⁻¹)	3	4,5	0,21	1,3	2,2x10 ²	2,7	0,033	0,31	0,006
n	1,56	1,60	1,05	1,46	1,48	1,15	1,20	—	1,54

* Los valores representan el promedio de 5 experiencias calorimétricas para cada β .

(= 199,4 kJmol⁻¹) estimadas a partir de las correlaciones de Brown y Ashby^[27], lo cual puede ser atribuido a la fuerte contribución de las vacancias introducidas por el temple.

Los parámetros cinéticos de las reacciones exotérmicas no traslapadas (etapas 5 y 9), fueron evaluados a partir de la ecuación usual de Jonhson-Mehl-Avrami (JMA), utilizada para reacciones heterogéneas, bajo condiciones no isotermales:

$$\alpha = 1 - \exp \left[- (A\theta)^n \right] \quad (2)$$

dónde θ ($= T^2R/\beta E \exp[-E/RT]$) es el tiempo reducido introducido por Ozawa^[28]. A partir de gráficos $\ln(1/(1-\alpha))$ versus $\ln(\theta)$, puede ser determinado el

valor de n de la pendiente a las curvas, y A de la intersección la cual es $n \ln A$.

En el análisis cinético de las curvas traslapadas correspondientes a las etapas i y j (etapas 1 y 2 en la aleación binaria, y etapas 3, 4, 6 y 7 en las ternarias) se usó el modelo de convolución basado en el formalismo de Jonhson-Mehl-Avrami, siguiente^[29 y 30]:

$$\dot{\alpha} = nA^n \left(\frac{T^2 R}{\beta E} \right)^{n-1} \exp \left(- \frac{nE}{RT} \right) \exp \left[- A^n \left(\frac{T^2 R}{\beta E} \right)^n \exp \left(- \frac{nE}{RT} \right) \right] \quad (3)$$

$$y \quad \Delta \dot{H}_T = \Delta \dot{H}_i + \Delta \dot{H}_j = S_i \dot{\alpha}_i + S_j \dot{\alpha}_j \quad (4)$$

dónde el área total bajo las curvas traslapadas correspondiente a las etapas i y j es $S = S_i + S_j$.

Mediante el ajuste de las ecuaciones (3) y (4), a los valores experimentales correspondientes obtenidos a partir de la figura 1 y usando los valores de la energía de activación y los factores pre-exponenciales de Arrhenius, evaluados desde la figura 3, se obtienen los valores de los exponentes de la ecuación de JMA y los valores de S , para cada etapa traslapada de cada aleación.

Los mejores valores de ajuste de n , para las diferentes etapas, se muestran en la tabla 1.

De acuerdo a la literatura, los valores de n cercanos a la unidad son indicativos de un proceso de nucleación y crecimiento a partir de una solución sólida^[31], aunque cierta precipitación puede ocurrir durante el temple^[5,6,10 y 11], en tanto que el valor de $n = 1,5$, es consistente con un mecanismo de crecimiento de una partícula controlada por difusión con velocidad de nucleación cero^[31].

Adicionalmente, a fin de analizar la contribución de las partículas al endurecimiento de la matriz, se

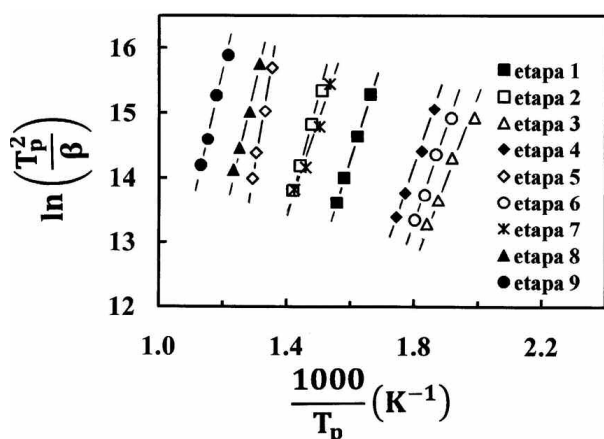


Figura 3. Gráfico de Kissinger modificado utilizado para evaluar la energía de activación y el factor pre-exponencial.

Figure 3. Modified Kissinger plots for evaluating activation energy and pre-exponential factor.

realizaron medidas isotérmicas de microdureza Vickers, después de efectuar en el material templado tratamientos de envejecimiento a diferentes temperaturas. Los valores promedios de estas medidas, se muestran en la figura 4. La figura 4 a), muestra los valores medios en la aleación binaria envejecida a 520, 620 y 680 K, mientras que la figura 4 b), muestra dichos valores en la aleación de Cu-Ti-Co envejecida a 520 y 720 K, y la figura 4 c) los valores promedios en la aleación de Cu-Ti-Cr envejecida a 520, 680 y 840 K. Las temperaturas de envejecimiento caen dentro del rango de las temperaturas de las reacciones exotérmicas (etapas 1-9), de las curvas calorimétricas mostradas en la figura 1.

Cada punto de la figura 4 corresponde al promedio de diez mediciones de microdureza Vickers.

De la figura 4 a), se puede observar incrementos de dureza de 148 a 272 HV, después de recocer el material a 620 K durante 180 min y de 148 a 245 HV, después de recocerlo a 680 K durante 100 min. Este incremento es consistente con el hecho de haber atribuido a la etapa 1, la formación de partículas de Cu_4Ti y la etapa 2, la formación del precipitado Cu_3Ti .

El efecto del Cu_3Ti , es menos importante, debido a que este precipitado se forma principalmente en los bordes de grano^[6,4,10 y 11]. De la figura 4 b), se puede observar un incremento de dureza de 160 a 225 HV, después de envejecer a 520 K durante 170 min, y de 160 a 250 HV, después de recocer el material a 720 K durante 120 min. Estos incrementos se atribuirían a la formación de las fases intermetálicas de Ti_2Co y TiCo (etapas 2 y 3) y a la precipitación de la fase Cu_4Ti (etapa 5), respectivamente. Comparadas las figuras 4 a) con 4 b), es posible visualizar una disminución en el endurecimiento de la matriz, probablemente a la adición de cobalto. La figura 4 c), muestra también estos incrementos de

dureza, en este caso de 165 a 240 HV después de recocer el material a 520 K durante 175 min, de 165 a 300 HV después de envejecer a 680 K durante 110 min, y de 165 a 256 HV después de recocer a 840 K durante 120 min; asociados a la formación de las fases intermetálicas de Cr_2Ti (etapa 6), a la precipitación de la fase Cu_4Ti (etapa 7) y a la formación de la fase Cu_3Ti (etapa 9), respectivamente. Comparadas las figuras 4 a) y 4 c) se puede observar que, cuando se incorpora cromo a la aleación de Cu-Ti, hay un incremento en el endurecimiento de aproximadamente un 12 % en el material templado, y de aproximadamente un 10 %, cuando la aleación ha sido recocida a 680 K durante 110 min. El análisis de los valores de microdureza obtenidos en la aleación de Cu-Ti-Cr, cuando el material es envejecido a distintas temperaturas, junto con los resultados calorimétricos, permite asociar la etapa 8 a una disolución parcial de las partículas de Cr_2Ti .

4. CONCLUSIONES

Los resultados anteriores permiten concluir lo siguiente:

- Los resultados calorimétricos, permiten inferir que las etapas 1, 5 y 7, corresponderían a la formación de la fase Cu_4Ti , las etapas 2 y 9, estarían asociadas con la precipitación de Cu_3Ti , mientras que la etapa 3 y 4, pueden atribuirse a la formación de fases intermetálicas de titanio y cobalto. La etapa 6 estaría asociada a la formación de fases intermetálicas de titanio y cromo.
- Las energías de activación obtenidas para todas las etapas, resultaron más bajas que aquellas correspondientes a la difusión de titanio, cobalto y cromo en cobre.

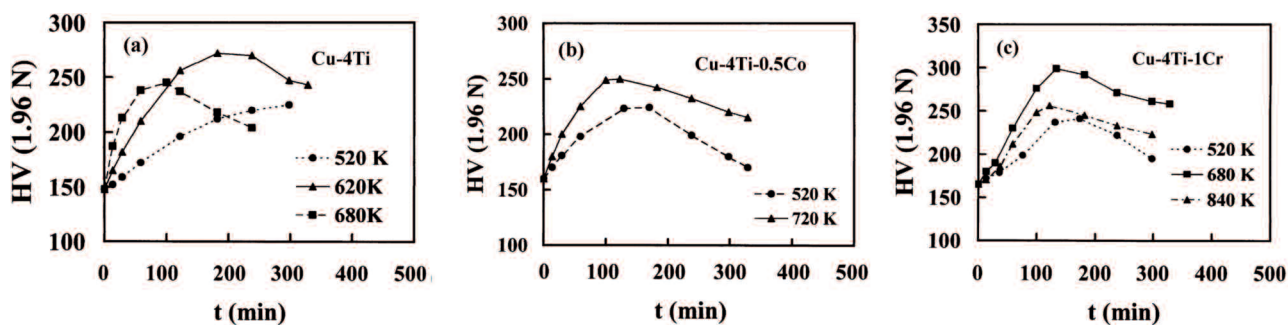


Figura 4. Microdureza Vickers versus tiempo para diferentes temperaturas de recocido (muestra previamente templada desde 1173 K).

Figure 4. Vickers microhardness versus time for different aging temperatures (samples previously quenched from 1173 K).

— Las medidas de microdureza Vickers, por una parte corroboraron, en la aleación binaria, la presencia de los precipitados endurecedores de la matriz (Cu_4Ti y Cu_3Ti), y en las aleaciones ternarias las fases intermedias de Ti-Co y de Ti-Cr. Por otra parte, estas medidas muestran que la adición de cobalto, disminuye el endurecimiento de la matriz, debido a la inhibición de la formación de la fase Cu_3Ti y que la adición de cromo incrementa dicho endurecimiento.

Agradecimientos

El autor desea agradecer al Fondo Nacional de Desarrollo Científico y Tecnológico, FONDECYT, Proyecto N° 1090010, por el apoyo financiero, y al Departamento de Ciencia de los Materiales, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas de la Universidad de Chile, por las facilidades otorgadas para desarrollar este estudio.

REFERENCIAS

- [1] T. Radelic, V. Radmilovic y W.A. Soffa, *Acta Metall.* 40 (1999) 845-852.
- [2] T. Abbas y A.B. Ziya, *J. Mater. Sci.* 28 (1993) 5.010-5.013.
- [3] D.E. Laughlin y J.W. Cahn, *Acta Metall.* 23 (1975) 329-339.
- [4] A.A. Hamed y L. Blaz, *Mater. Sci. Eng. A* 254 (1998) 83-89.
- [5] S. Nagarjuna, K. Balasubramanian y D.S. Sarma, *J. Mater. Sci.* 34 (1999) 2.929-2.942.
- [6] S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *Scripta Mater.* 41 (1999) 359-363.
- [7] S. Nagarjuna, M. Srinivas, K. Balasubramanian y D.S. Sarma, *Mater. Sci. Eng. A*, 259 (1999) 34-42.
- [8] I.S. Batra, *Mater. Sci. Eng. A*, 360 (2003) 220-227.
- [9] S. Suzuki, K. Hirabayashi, H. Shibata, K. Mimura, M. Isshiki y Y. Waseda, *Scripta Mater.* (2003) 431-435.
- [10] F. Hernandez, N. Cayetano, V.M. Lopez, H.J. Dorantes y J. de Jesús Cruz, *Mater. Trans.* 45 (2004) 2312-2315.
- [11] W.A. Soffa y D.E. Laughlin, *Progress Mater. Sci.* 49 (2004) 347-366.
- [12] W. Piotrowski y Z. Gawrouska, *Metals. Tech.* 12 (1980) 502-510.
- [13] E. Donoso, *Rev. Metal. Madrid* 44 (2008) 513-520.
- [14] D. Bozic y M. Miitkov, *Mater. Sci. Techn.* 8 (1992) 1.108-1.116.
- [15] S. Nagarjuna, y D.S. Sarma, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 1.929-1.940.
- [16] S. Nagarjuna, K.K. Sharma, I. Sudhakar y D.S. Sarma, *Mater. Sci. Eng. A*, 313 (2001) 251-260.
- [17] I.S. Batra, A. Laik, G.B. Kale. G.K. Dey y U.D. Kulkarni, *Mater. Sci. Eng. A*, 402 (2005) 118-125.
- [18] R. Markandeya, S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *J. Mater. Sci.* 39 (2004) 1.579-1.587.
- [19] R. Markandeya, S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *J. Mater. Sci.* 41 (2006) 1.165.
- [20] R. Markandeya, S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *Mater. Sci. Eng. A*, 371 (2004) 291-305.
- [21] R. Markandeya, S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *Mater. Charact.* 57 (2006) 348-357.
- [22] R. Markandeya, S. Nagarjuna y D.S. Sarma, *Mater. Sci. Eng. A*, 404 (2005) 305-313.
- [23] A. Varschavsky y E. Donoso, *J. Thermal Anal. Cal.* 68 (2002) 231-241.
- [24] A. Varschavsky y E. Donoso, *Mater. Lett.*, 57 (2003) 1.266-1.271.
- [25] A. Varschavsky y E. Donoso, *Mater. Sci. Eng. A*, 145 (1991) 95-107.
- [26] E.J. Mittemeijer, L. Cheng, P.J. Van der Schaaf, C.M. Brakman y B.M. Korevaar, *Metall. Trans. A* 19 (1988) 925-932.
- [27] A.M. Brown y M.F. Ashby, *Acta Metall.* 28 (1980) 1.085-1.101.
- [28] T. Ozawa, *J. Thermal Anal.* 9 (1976) 369-373.
- [29] A. Borrego y G. González-Dorcel, *Mater. Sci. Eng. A* 276 (2000) 292-295.
- [30] A. Varschavsky y E. Donoso, *Mater. Lett.* 57 (2003) 1.266-1.271.
- [31] J.W. Christian, *The theory of transformation of metal and alloys*, Pergamon Press, 1975 Oxford, pp. 540-542.