

ENDURECIMIENTO Y PRECIPITACION EN BETA CU-ZN-AL

L. Castro y R. Romero

Instituto de Física de Materiales Tandil - Facultad de Ciencias Exactas
Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires - Pinto 399 (7000) - Tandil

Resumen

La descomposición de la fase β CuZnAl mediante la precipitación de fases γ y α provoca su endurecimiento. Sin embargo, estas variaciones en dureza son demasiado grandes para poder ser explicadas a partir de mecanismos de endurecimiento conocidos. Por otra parte, la modificación de la composición de la fase matriz durante la precipitación provoca, entre otros efectos, la variación de las temperaturas críticas de inducción de martensita, por lo que es posible que la variación de la dureza observada no se corresponda con un incremento real de la misma sino con una inducción parcial de martensita por tensión. Se presentan determinaciones de microdureza Vickers efectuadas a distintas temperaturas sobre muestras con diferente grado de descomposición.

Abstract

The formation of γ and α phases precipitates during the isothermal decomposition of β CuZnAl phase increases its hardness in such a way that it can not be explained by known mechanisms. On the other hand, the composition of the β phase changes during this process, consequently the spontaneous martensite transformation temperature M_s also changes. Therefore it is possible that the measured hardness arises from partial induction of martensite during the test.

Introducción

La fase metaestable β de aleaciones CuZnAl (B2 o L₂) cuando es sometida a tratamientos isotérmicos a temperaturas entre 200 y 500 °C, se descompone en estructuras más estables mediante la precipitación de fases γ (cúbica compleja), bainítica α_1 (18R o 9R) o α (fcc). En aleaciones con $e/a = 1.48$, la fase predominante en el

proceso de descomposición, que además generalmente es la primera en ser observada, depende del contenido de Al (o Zn) de las mismas. La aparición de precipitados de fase γ se ve favorecida en aquellas aleaciones con mayor contenido de Al. El seguimiento de la microdureza Vickers de las aleaciones durante los tratamientos térmicos, revela que la misma, salvo excepciones, aumenta considerablemente (Figura 1).

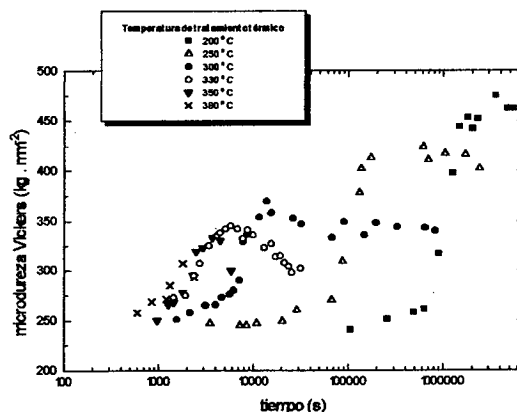


Figura 1: Comportamiento de la microdureza Vickers durante los tratamientos isotérmicos

En este trabajo, se estudia el proceso de endurecimiento a partir de mecanismos que lo vinculan con la presencia de los precipitados de fase γ , ya que aquellas aleaciones donde la fase mayoritaria es α no muestran cambios sustanciales en la microdureza. Se analiza, también, la posibilidad de que la variación de dureza observada se encuentre influenciada por una inducción parcial de martensita por tensión durante la determinación de la misma.

Experimental

Se trabajó con monocristales correspondientes a la aleación Cu - 18.52 Zn - 14.74 Al (% at.), $e/a = 1.48$;

$M_s = -90$ °C. De los mono-cristales originales se cortaron muestras de 6 mm de diámetro por 1.5 mm de espesor, que fueron sometidas a tratamientos isotérmicos en horno resistivo, por tiempos variables a 300 °C. Para la determinación de la microdureza Vickers se utilizó un Microdurómetro Shimadzu Tipo M. Para la determinación de la fracción de volumen precipitada y del tamaño de los precipitados se utilizaron técnicas de metalografía cuantitativa.

Para la determinación de microdureza a distintas temperaturas se construyó un dispositivo calefactor que se adosa al microdurómetro. El mismo consta, básicamente,

de una resistencia plana blindada conectada a una regulador de tensión (Variac), sobre la que se coloca una barra térmicamente conductora (Cu) que oficia de base soporte de la muestra a medir. La temperatura del sistema se determina y controla mediante termocuplas Cromel-Alumel convenientemente ubicadas.

Resultados y Discusión

La presencia de una distribución de precipitados modifica las propiedades de la aleación, principalmente sus propiedades mecánicas. El incremento en la tensión resuelta de deformación plástica depende principalmente de la estructura, tamaño, forma y distribución de precipitados, así como del grado de coherencia y orientación relativa con la matriz. Este fenómeno es

debido a la interacción entre las dislocaciones involucradas en la deformación del material y los precipitados.

Con el objeto de establecer la relación entre la microdureza medida y la tensión resuelta de deformación plástica (τ), se analizó la dependencia de la microdureza de numerosas aleaciones, antes de ser sometidas a tratamiento isotérmico, con la composición de las mismas, a concentración electrónica constante ($e/a = 1.48$). Bajo estas condiciones se cumple que:

$$0.48 = C_{Zn} + 2C_{Al}$$

y puede representarse la microdureza como una función de C_{Al} (Figura 2). El ajuste lineal corresponde a la ecuación:

$$H_{\mu v} = 1352 + 72 C_{Al} \text{ (MPa)}$$

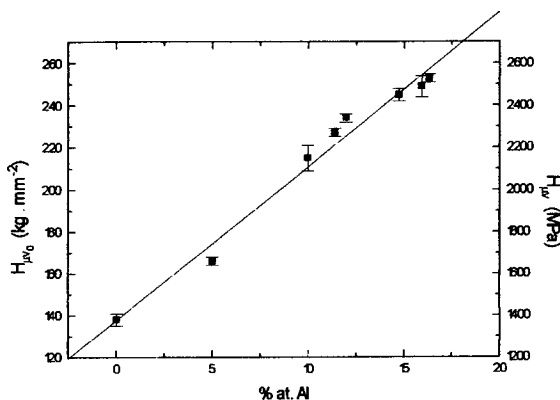


Figura 2: Microdureza Vickers vs concentración atómica de Al para aleaciones con $e/a=1.48$

Por otra parte, Romero y col.¹ determinaron la tensión resuelta de deformación plástica (τ) como una función de la concentración atómica de Al para el sistema CuZnAl, con concentración electrónica 1.48. La relación que establecen entre ambas magnitudes es la siguiente:

$$\tau = 32.2 + 11.82 C_{Al} \text{ (MPa)}$$

Como se observa ambas magnitudes varían linealmente con la concentración de Al, por lo tanto es factible determinar una relación lineal entre las mismas. Dicha relación es:

$$\tau = -189.8 + 0.164 H_{\mu v}$$

Esto permitirá vincular un incremento en microdureza $\Delta H_{\mu v}$ (en MPa) con un incremento en la tensión resuelta de deformación plástica $\Delta \tau$ (en MPa) mediante la relación:

$$\Delta \tau = 0.164 \Delta H_{\mu v} \quad (1)$$

El conocimiento de $\Delta \tau$ permitirá profundizar en el análisis del proceso de endurecimiento.

Mecanismos de Endurecimiento por precipitación

Una dislocación que se mueve sobre su plano de deslizamiento, el cual contiene una cierta distribución de precipitados, puede atravesar las partículas o bien evitarlas cambiando el plano de deslizamiento o curvarse entre los precipitados. En cada caso para continuar el movimiento es necesario elevar la tensión mecánica exterior a aplicar.

Si la dislocación atraviesa el precipitado produce sobre el una cizalladura (**mecanismo de corte de Friedel**). Si los precipitados son muy duros y no pueden cizallar, la dislocación los evita trepando (climbing) o por deslizamiento cruzado (cross-slipping) alrededor de los mismos. Cuando los precipitados están suficientemente separados, la línea de dislocación puede doblarse entre ellos, dejando anillos de dislocaciones (**mecanismo de Orowan**).

La aproximación de Fleischer-Friedel para objetos puntuales, aplicable a objetos de dimensiones finitas cuando la separación entre ellos es mucho mayor que sus dimensiones (o lo que es equivalente, cuando la fracción de volumen es pequeña), predice relaciones entre la tensión crítica resuelta de deslizamiento y variables tales como tamaño de partícula y fracción de volumen, para los mecanismos tipo Friedel o tipo Orowan².

Si el mecanismo es del tipo Orowan:

$$\Delta \tau = C_1 (Gb) f^{1/2} r^{-1}$$

Si el mecanismo es del tipo Friedel:

$$\Delta \tau = \frac{C_2 h^{3/2}}{(Gb)^{1/2}} (f r)^{1/2}$$

donde C_1, C_2 = constantes, h un 'parámetro de endurecimiento', G es el módulo de corte, b el vector de

Burgers ($0.255 \cdot 10^{-9}$ m), f la fracción de volumen precipitada y r el radio medio de la partícula.

Si G y b no dependen mucho de la composición, y $h \neq h(t)$, desde los gráficos de f vs t , y r vs t , se puede encontrar la dependencia temporal de estas magnitudes, y por consiguiente la de $\Delta\tau$.

Por otro lado, la dependencia temporal de $\Delta H_{\mu\nu}$ puede hallarse de la pendiente de $\ln \Delta H_{\mu\nu}$ vs $\ln t$. La comparación de ambos resultados, previa utilización de (1), permite obtener información acerca del posible mecanismo operante en el endurecimiento.

Experimentalmente se obtiene:

$$\Delta H_{\mu\nu} = a t^n; \text{ con } n = 1.30 \pm 0.02$$

$$r = b t^m, \text{ con } m = 0.54 \pm 0.05$$

$$f = c t^z, \text{ con } z = 1.54 \pm 0.05$$

Estos últimos permiten estimar que:

$$\Delta H_{\text{Orowan}} \propto t^{(z/2 - m)} \propto t^M, \text{ con } M = 0.2 \pm 0.1$$

$$\Delta H_{\text{Friedel}} \propto t^{(z+m)/2} \propto t^N, \text{ con } N = 1.0 \pm 0.1$$

De este análisis podría concluirse que la dependencia temporal favorece a un mecanismo tipo Friedel. Sin embargo utilizando valores publicados del resto de las constantes involucradas, la magnitud del endurecimiento observado es muy superior a la esperada dentro de este mecanismo.

Medida de microdureza a temperatura

Durante la descomposición de la aleación estudiada, la modificación de la composición de la fase matriz modifica las temperaturas críticas de inducción espontánea de martensita.

Por otra parte, dado que es posible inducir la transformación martensítica por aplicación de una tensión mecánica es probable que, al menos parcialmente, la determinación de dureza esté afectada por esta inducción.

Dentro de este contexto es posible que la variación de dureza observada no se corresponda con un incremento real de la misma sino con una inducción parcial de martensita por tensión, que desaparece al ser removida la carga.

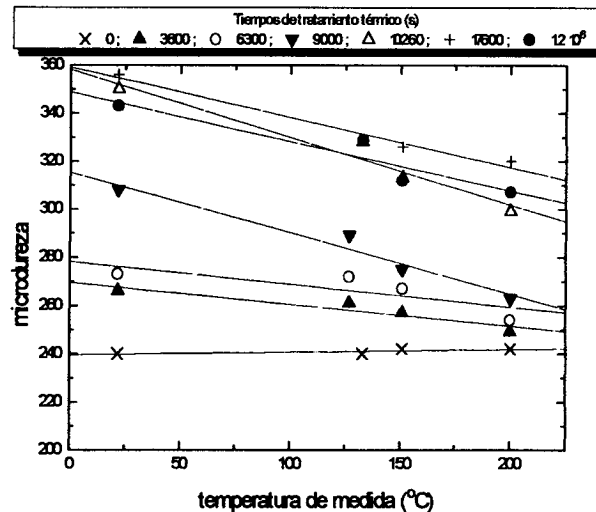


Figura 3: Comportamiento de la microdureza con la temperatura

Con el objeto de alejar la temperatura de medida de la dureza de la temperatura de transformación espontánea a martensita, se determinó la microdureza utilizando el dispositivo antes descrito, a varias temperaturas (menores a 250 °C). Los resultados obtenidos pueden verse en la Figura 3, comprobándose una variación considerable de la microdureza con la temperatura de medida, lo que no sucede en muestras sin tratamiento térmico de descomposición.

Conclusión

La microdureza da una información cualitativa muy importante acerca del comportamiento de éstas aleaciones cuando son sometidas a tratamientos térmicos, pero deben tomarse precauciones si se desea tomar como magnitud para caracterizar los procesos involucrados en los mismos.

Referencias

- 1 R.Romero, F.Lovcy y M.Ahlers: Philosophical Mag. A, **58**, 881 (1988).
- 2 B.Reppich in Materials Sc. and Tech. **6**, Cahn, Haasen and Kramer (eds.), (1993).