

PRECIPITACION γ Y α EN β CuZnAl

M.L.Castro¹ y R.Romero²

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

Resumen

En aleaciones CuZnAl, a temperaturas intermedias (entre 473 y 773 K), la fase metaestable beta retenida mediante tratamientos térmicos adecuados se descompone en estructuras más estables mediante la precipitación de fases γ y α , fcc o bainítica. En este trabajo, mediante microscopía óptica se estudia la precipitación en monocristales β CuZnAl de distintas composiciones, a concentración electrónica constante ($e/a = 1.48$). En particular, se efectúa un relevamiento de la evolución morfológica de las fases precipitadas.

Abstrac

At elevated temperatures from 473 to 773 K, the metaestable β phase of CuZnAl alloys transform to more stable structures by thermally activated processes. In this work, the precipitation process in several β CuZnAl alloys with different composition and $e/a = 1.48$, is studied by optical microscopy.

Introducción

El sistema CuZnAl posee una fase cúbica centrada en el cuerpo (bcc) que es estable a alta temperatura. El límite inferior de estabilidad de esta fase, denominada β , es fuertemente dependiente de la composición y la concentración electrónica (e/a , relación entre el número de electrones de valencia y el número total de átomos). Es necesario un tratamiento térmico de enfriamiento adecuado desde la temperatura de estabilidad de la fase β para retenerla en estado metaestable a temperaturas más bajas. A alta temperatura la fase β es bcc desordenada, conocida como A2; pero cuando la temperatura desciende sufre un ordenamiento en primeros vecinos y la estructura pasa a ser del tipo B2 (bcc ordenada). Un ordenamiento

posterior en primeros y segundos vecinos ocurre a una temperatura inferior, en la que adquiere una estructura del tipo L2₁. En Tabla 1 se presentan las temperaturas correspondientes a las aleaciones estudiadas.

Tratamientos isotérmicos posteriores a temperaturas intermedias (entre 473 y 773 K) provocan la descomposición de la fase β en estructuras más estables mediante la precipitación de fases γ y α . La fase γ tiene una estructura cúbica compleja [1]; mientras que la fase α es cúbica centrada en las caras (fcc).

La formación de la fase fcc α durante tratamientos isotérmicos de la fase metaestable β en CuZn, AgCd y en CuZnAl ha sido objeto de numerosos estudios [2]. Comúnmente se distinguen dos formas de precipitados según la

¹ Becario UNCentro

² Investigador CICBA

composición de la aleación y la temperatura de la transformación. A altas temperaturas, se forma fase α de equilibrio con forma de bastones o barras, lo que se conoce como rod- α . A temperaturas bajas se forman unas placas que usualmente se denominan bainitas. Estas representan un estado intermedio en la formación de la fase de equilibrio α .

En este trabajo se efectúa un relevamiento cualitativo de las fases producto de la descomposición de monocristales β -CuZnAl de distintas composiciones, pero con concentración electrónica (e/a) constante, cuando son sometidos a tratamientos isotérmicos a

temperaturas entre 473 y 773 K, analizando las distintas morfologías y su evolución.

Experimental

Se trabajó con muestras monocristalinas obtenidas por el método de Bridgman a partir de elementos de alta pureza (todos de 99.999 %).

En la Tabla 1 se muestran las composiciones utilizadas, todas poseen concentración electrónica 1.48 correspondiente a la zona de máxima estabilidad de la fase β . También se presentan las temperaturas de orden correspondientes.

	Cu		Zn		Al		$T_{B2}^{[3]}$	$T_{L2}^{[3]}$	$M_s^{[4]}$
	% at.	% peso	% at.	% peso	% at.	% peso	K	K	K
A	68.33	75.05	15.34	17.33	16.33	7.62	809	652	235
B	66.74	72.50	18.52	20.70	14.74	6.80	809	603	174
C	63.37	67.28	25.26	27.60	11.37	5.13	815	492	46
D	61.98	65.19	28.04	30.35	9.98	4.46	809	444	-7
E	67.93	74.40	16.14	18.19	15.93	7.41	805	640	219

Tabla 1: Composición, temperaturas de orden B2 y L2, y de transformación martensítica M_s de las aleaciones estudiadas.

De los monocristales originales se cortaron muestras de 6 mm de diámetro por 2 mm de espesor. Estas muestras fueron sometidas a tratamientos isotérmicos por tiempos variables a temperaturas entre 473 y 773 K. Mediante microscopía óptica se estudió la evolución de la microestructura de las aleaciones. Esto requiere de una especial y cuidadosa preparación de la superficie de las muestras. Para ello, éstas fueron lijadas suavemente con lija grit 600, luego pulidas con pasta de diamante hasta 1 μm , y terminadas con pulido electrolítico en una mezcla de 25 g de trióxido de cromo y 100 ml de ácido fosfórico, a una tensión menor de 4 V, durante tiempos de 5 a 15 segundos. Este pulido, además revela la presencia de precipitados γ . Su aplicación, sin embargo, no es efectiva en las muestras que poseen una alta densidad de estos precipitados; en cuyo caso se procedió a pulir manualmente con pasta de diamante de 0.25 μm , y luego se atacó electrolíticamente en una solución de 25 g de

óxido cromo, 133 ml de ácido acético y 7 ml de agua, a tensiones entre 7 y 8 V, durante tiempos menores a 120 segundos. Para revelar la presencia de precipitados de la fase α se utilizó un ataque químico compuesto de 5 g de cloruro férrico, 10 ml de ácido clorhídrico y 100 ml de alcohol etílico. El ataque se efectúa por inmersión de la muestra, a temperatura ambiente, durante tiempos variables (entre 15 y 120 segundos).

Para mejorar la detección de las fases y alcanzar más precisión en la identificación se utilizó en algunas oportunidades un reactivo que permite obtener diferencias cromáticas entre las distintas fases en metalografías color. El mismo esta compuesto por: 240 g de tiosulfato de sodio, 24 g de acetato de plomo y 30 g de ácido cítrico, en 1000 ml de agua destilada. El ataque se efectúa por inmersión a $(24 \pm 3) ^\circ\text{C}$ y se observa el cambio de color de la muestra. Conviene interrumpir cuando la superficie se

torna azul-violeta o azul, evitando que alcance el plateado brillante.

Los tratamientos térmicos se efectuaron en un horno resistivo. Las observaciones microscópicas se realizaron en un banco metalográfico MEF2, que posee sistema fotográfico acoplado.

Resultados - Observaciones microscópicas

En las aleaciones A, B, C y E, la primer fase precipitada observada corresponde a la γ . Luego se observa la precipitación de α , en sus distintas formas dependiendo de la temperatura del tratamiento térmico. El tiempo correspondiente a la aparición de una y otra fase disminuye con el aumento de la temperatura. La observación de precipitados de fase γ ocurre más tempranamente cuanto mayor es el contenido de Al. Así, en la aleación A, es en la que, a cada temperatura, primero se los observó. En la aleación D, la de menor contenido de Al, la aparición de γ es muy tardía.

Algo similar ocurre con la fase α , sólo que en la aleación D precipita tempranamente (comparando con γ).

En la Figura 1 se muestra el tiempo para el cual se observó por primera vez, en las aleaciones estudiadas, precipitados de fase γ (parte superior) y α (parte inferior) a cada temperatura, para las aleaciones A, B, C y D.

En general, la morfología de los precipitados γ es cúbica al comienzo del tratamiento térmico (Figura 2). Con el aumento del tiempo de tratamiento aumentan su tamaño manteniendo la forma, hasta que algunos comienzan a fragmentarse, presentándose como pares de placas paralelas, u octetos de cubos (sólo son visibles cuatro en el plano de pulido).

El proceso es básicamente el mismo para todas las temperaturas, pero la morfología intermedia de los precipitados puede cambiar. En algunos casos, la división se realiza mediante un proceso que lleva al cubo a una forma de estrella, esto es, las depresiones en los centros de las caras, previas a la división, son de tal forma que el aspecto resultante del precipitado es el de una estrella. En otras oportunidades se observa una morfología intermedia como de 'mariposa' (Figura 3).

Esta morfología se observó principalmente en la aleación A a temperaturas entre 603 y 623 K. En otros casos, el estrangulamiento provoca una morfología como un trébol de cuatro hojas, esto es, los vértices se redondean. A temperaturas mayores, los bordes se hacen más irregulares. A temperaturas aún mayores, los precipitados γ se observaron con morfología cúbica, pero con vértices algo redondeados, y no se ha observado fragmentación. A 773 K, los precipitados se observan con forma esférica, o más bien poliédrica. En algunas zonas, los precipitados γ se presentan mezclados con fase α determinando una morfología del tipo eutectoide.

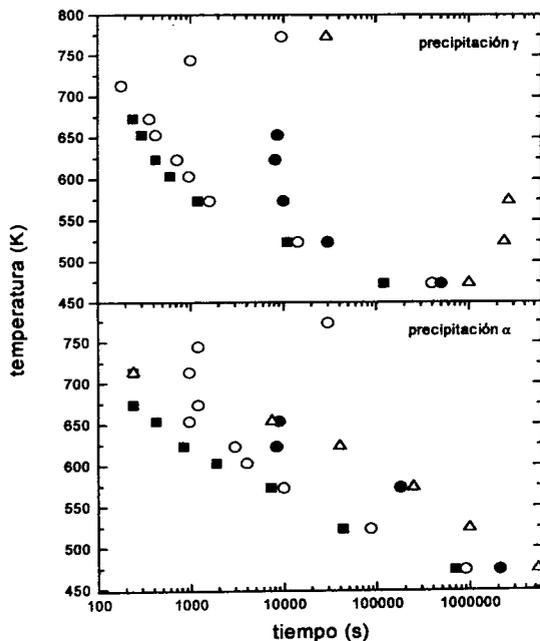


Figura 1; Tiempos correspondientes a primer observación de precipitados de fase γ (superior) y α (inferior) a cada temperatura, para las aleaciones (■) A, (○) B, (●) C y (Δ) D.

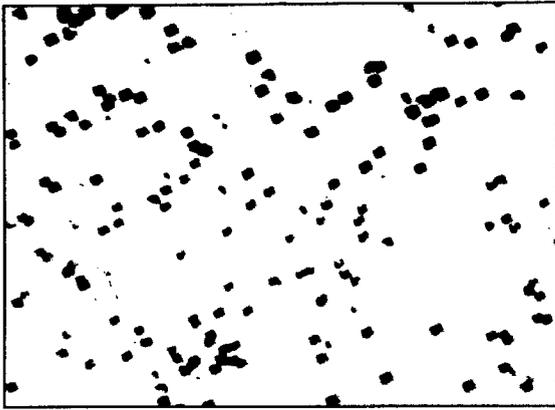


Figura 2: Micrografía óptica de aleación B tratada 8h a 523K (x1650)



Figura 3: Micrografía óptica de la aleación A tratada durante 2000s a 603K (x 1550).

En el caso de la fase α , es interesante señalar que no siempre se presenta con la misma morfología: a temperaturas relativamente bajas aparece en forma de pares de agujas (en el plano de pulido) unidas formando un ángulo obtuso, como 'bisagra', o bien agujas unitarias, o pares de 'bisagras' (Figura 4). A temperaturas más elevadas, se presenta con forma romboidal o como barras o bastones (Figura 5). La temperatura límite entre ambas morfologías depende de la aleación. En la aleación A se observaron placas bainíticas a temperaturas por debajo de 623 K; en la aleación B, se observaron por debajo de 603 K, y en la C por debajo de 523 K. En la aleación D se encontraron precipitados en forma romboidal para todas las temperaturas ensayadas. Esto quiere decir que las placas bainíticas, de formarse, lo harán a temperaturas menores que 473 K.

Cabe mencionar que en aquellas situaciones donde predominan los precipitados de fase α en forma romboidal, la morfología de los precipitados γ es totalmente irregular (Figura 5).

El análisis de la precipitación de fase α , como transformación bainítica, resulta complejo en el caso de aleaciones como las estudiadas en este trabajo. La mayoría de los estudios al respecto tratan con aleaciones con $e/a < 1.48$, donde la transformación predominante es justamente la bainítica. En el caso de aleaciones con $e/a \approx 1.48$ y alto contenido de Al, la situación es compleja pues predomina la precipitación de fase γ , y la morfología cambia drásticamente.

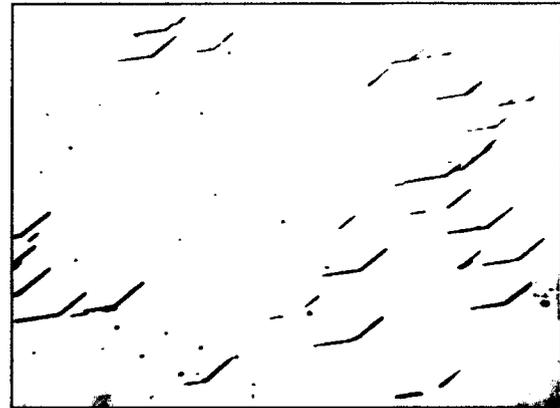


Figura 4: Micrografía óptica en la que se observan placas bainíticas. Aleación E tratada 14h a 523K (x1480)

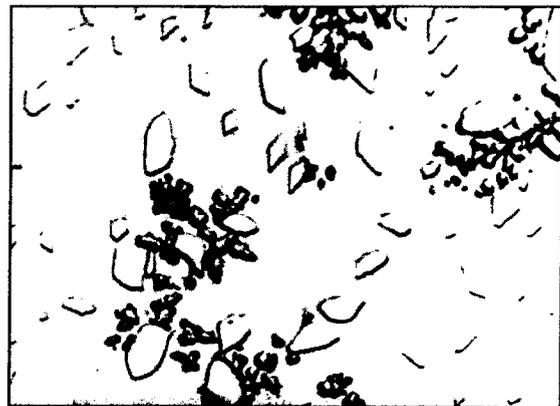


Figura 5: Micrografía óptica en la que se observan precipitados γ y α romboidales. Aleación D tratada $2.7 \cdot 10^6$ s a 573K (x870)

Conclusiones

Tratamientos isotérmicos de la fase metaestable β CuZnAl provocan su descomposición mediante la precipitación de fases γ y α . La fase dominante en este proceso depende del contenido de Al de la aleación.

Las fases precipitadas se presentan a distintos tiempos y con distintas morfologías dependiendo de la temperatura del tratamiento isotérmico y de la composición de la aleación tratada.

Referencias

- [1] Bradley A.J. y Gregory C.H.: *Phil.Mag.* **12**, 143, (1931).
- [2] Flewitt P. y Towner J.: *Acta Metals* **14**, 1013, (1966). Garwood R.: *Journal Inst. Of Metals* **83**, 64, (1954). Cornelis I. y Wayman C.: *Scripta Met.* **7**, 579,(1973) - *Acta Metall.* **22**, 301, (1974). Takezawa K. y Sato S.: *ICOMAT* **86**, 625 y 631, (1986) - *Trans.Japan Ins.Metals* **29**, 894 (1988) - *Mat.Trans.JIM* **33**, 102, (1992). Takezawa K., Watahabe H. y Sato S.: *Proc.Int.SMA* **86**, 344, (1986).
- [3] Rapacioli R. y Ahlers M.: *Scripta Metall.* **11**, 1147, (1977).
- [4] Planes A., Romero R. y Ahlers M.: *Acta Metall.* **38**, 757, (1990).