

# INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN EN LA DESCOMPOSICIÓN DE LA FASE $\beta$ Cu-Zn-Al

M. L. Castro\* , R. Romero\*\*

*Instituto de Física de Materiales Tandil (IFIMAT), Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Chacabuco 653, (7000) Tandil.*

Se presentan resultados de determinaciones realizadas mediante microscopía óptica y microdureza en muestras monocristalinas de fase beta Cu-Zn-Al, con distintas composiciones. El contenido de Zn varía entre 15 y 30 % at., manteniéndose constante la concentración electrónica en la zona de máxima estabilidad de la fase beta ( $e/a = 1.48$ ).

## I. INTRODUCCIÓN

La fase beta Cu-Zn-Al, estable a altas temperaturas, puede ser retenida metaestablemente mediante tratamientos térmicos adecuados (templado en agua o enfriado en aire, por ejemplo). Posteriores tratamientos isotérmicos, a temperaturas intermedias, provocan la descomposición de la misma en dos o más fases, dependiendo de la composición y la temperatura del tratamiento, en un proceso de nucleación y crecimiento. Un cambio en la composición altera la temperatura de solvus y las temperaturas de orden de la fase beta. La primera afecta a la nucleación y crecimiento de nuevas fases; mientras el estado de orden puede influenciar la difusión en la fase matriz de las distintas especies atómicas. La difusión es el proceso que regula el crecimiento de las nuevas fases.

## II. PARTE 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 beta.

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 K y 653 K. La evolución sufrida por las mismas fue seguida por microdureza Vickers y microscopía óptica. Se tomó especial cuidado en la preparación de las superficies luego de cada trata-

	Composición						T° Orden	
	Cu		Zn		Al		K	
	% at.	% peso	% at.	% peso	% at.	% peso	T <sub>B2</sub>	T <sub>L21</sub>
A	68.33	75.05	15.34	17.33	16.33	7.62	807	652
B	66.74	72.50	18.52	20.70	14.74	6.80	809	603
C	63.37	67.28	25.26	27.60	11.37	5.13	815	492
D	61.98	65.19	28.04	30.35	9.98	4.46	809	444

Tabla 1: Composición y Temperaturas de Orden de las aleaciones estudiadas.

miento, tanto para la determinación de la microdureza como para efectuar las observaciones microscópicas. Para ello, las muestras fueron lijadas suavemente con lija grit 600, luego con pasta de diamante hasta 1  $\mu$ m y atacadas electrolíticamente, con un preparado de 133 ml de ácido acético glacial, óxido de cromo en saturación y 7 ml de agua, durante tiempos de 5 a 120 segundos, con 7 a 8 Volt. En algunas oportunidades se utilizó también el reactivo de Vilella (1 gr. de ácido pícrico, 5 cc de ácido clorhídrico y 100 cc de alcohol metílico).

## III. RESULTADOS

La fase beta Cu-Zn-Al a alta temperatura es desordenada y tiene una estructura bcc, conocida como A2. Durante el enfriamiento se ordena, pudiendo ser retenida metaestablemente con un enfria-

\* Becaria UNCPBA

\*\* Investigador CICBA

miento adecuado. A  $T_{B2}$  se produce el 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  $T_{L21}$ . En la Tabla 1 se incluyen las temperaturas  $T_{B2}$  y  $T_{L21}$ <sup>1</sup>.

Sobre la base de las secciones isotérmicas del diagrama de fase ternario del sistema Cu-Zn-Al<sup>2</sup>, la descomposición esperada para temperaturas por debajo de 823 K (550 C) y por encima de 623 K (350 C) es  $\beta \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ ; para temperaturas por debajo de 623 K no existe información detallada pero es posible que la reacción sea  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ .

#### DETERMINACIÓN DE MICRODUREZA

La microdureza inicial de las muestras es ( $253 \pm 1$ ), ( $242 \pm 6$ ), ( $237 \pm 4$ ) y ( $224 \pm 9$ ) para A, B, C y D, respectivamente. A excepción de las muestras de la aleación D, luego de un período de incubación que depende de la temperatura y de la composición, se observa un incremento en la microdureza, al principio suave, luego mucho más rápido, para finalmente hacerse más lento hasta alcanzar un valor máximo.

En la Fig. 1 se muestra el comportamiento de la microdureza con el tiempo de tratamiento térmico para 573 K (300 C), para las distintas composiciones. Este comportamiento es similar en todas las temperaturas exploradas: 473 K (200 C), 523 K (250 C), 623 K (350 C) y 653 K (380 C).

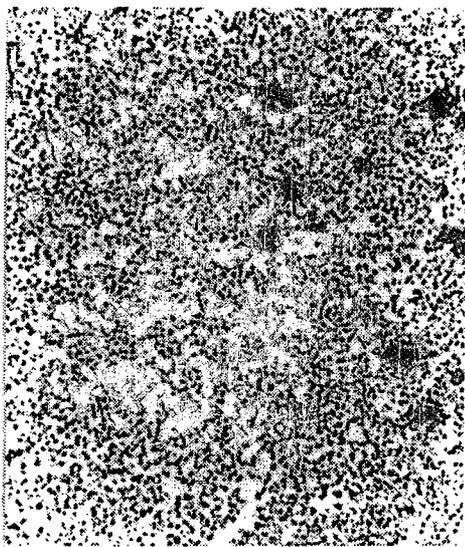


Fig. 2: Micrografías óptico correspondiente a la aleación A. Tratamiento: 300 s a 573 K ( $A = 730x$ )

#### OBSERVACIONES MICROSCÓPICAS

Mediante observaciones microscópicas se encontró que, exceptuando la aleación D, simultáneamente con el incremento de microdureza, aparecen en la muestra precipitados de forma cúbica distribuidos en forma relativamente homogénea. Los precipitados mantienen la forma cúbica hasta que se alcanza el máximo de microdureza, el tratamiento térmico posterior cambia completamente la morfología.

La aleación A muestra un comportamiento similar a todas las temperaturas. La muestra, sólo pulida (hasta  $1 \mu m$  con pasta de diamante), presen-

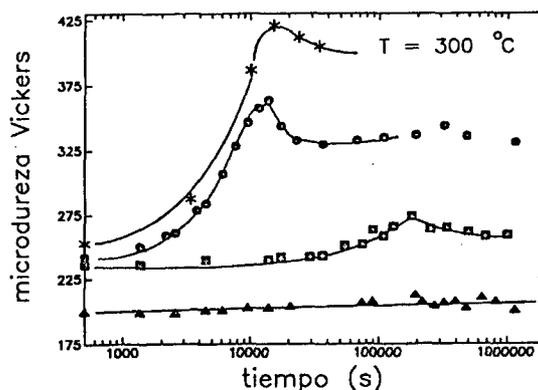


Fig. 1: Comportamiento de la microdureza Vickers con el tiempo, para  $T = 573 K$ , de las aleaciones estudiadas: \* A, • B, □ C,  $\Delta$  D



Fig. 3: Micrografías óptico correspondiente a la aleación B. Tratamiento: 166 h a 473 K ( $A = 930x$ )

ta huecos en su superficie. El posterior ataque electro-químico revela los precipitados cúbicos antes mencionados (Fig. 2).

La aleación *B* presenta a 473 K una estructura como de agujas que acompaña a los precipitados cúbicos (Fig. 3).

La aleación *D* presenta una estructura como la observada en la Fig. 4, consistente en precipitados de forma romboidal, que, con iluminación normal, presentan una coloración amarillo pálido sobre fondo amarillo oscuro.

#### IV. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

La microdureza inicial de las distintas aleaciones aumenta con la concentración de Al, tal como lo hace la tensión de fluencia plástica<sup>3</sup>, magnitud con la que esta directamente relacionada.

De acuerdo al diagrama de fases, para concentración electrónica fija, las aleaciones con menor contenido de Al son estables a más baja temperatura, por ello la descomposición es más difícil de lograr; tarda más tiempo en nuclear una nueva fase.

En orden de estabilidad la aleación *D* a mostrado ser la más estable, siendo seguida por la *B*.

La variación máxima de microdureza aumenta también, con la concentración de Al.

Los precipitados cúbicos observados hasta que se alcanza la máxima microdureza corresponden, por su particular morfología, a la fase  $\gamma$ . Las agujas observadas en la aleación *B*, y la estructura exhibida por la aleación *D* pueden, probablemente, deberse a precipitados de fase alfa; sin embargo, son necesarios datos experimentales adicionales para alcanzar conclusiones definitivas. Cabe señalar por otro lado

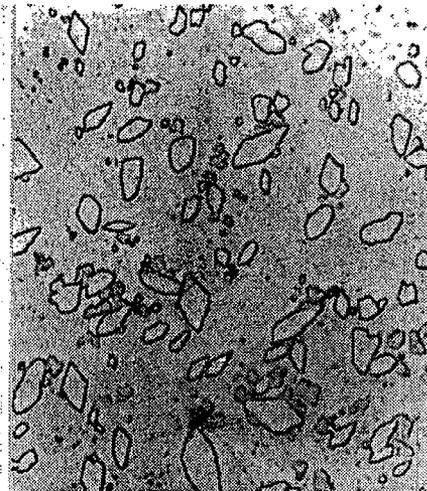


Fig. 4: Micrografías óptico correspondiente a la aleación *D*. Tratamiento: 11 h a 623 K ( $A = 1450x$ )

que esta fase precipitada no introduce variaciones significativas en la microdureza de la muestra.

No se observaron, hasta el momento, diferencias significativas entre los resultados para tratamientos por encima y por debajo de  $T_{L21}$ ; lo que resulta llamativo dado que esta modificación del ordenamiento debería afectar la difusión.

#### REFERENCIAS

1. R. Rapacioli, M. Ahlers, Scripta Metall. 11, 1147 (1977).
2. T. Lyman (ed.) "Metals Handbook", 8: (American Society of Metals, Metals Park, Ohio, 1973), 390.
3. R. Romero, F. Lovey, M. Ahlers, Phil. Mag. A58, 181 (1988).