

EFFECTO DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS SOBRE LA FASE β DE UNA ALEACIÓN CuAlBe

M.L. Castro ¹, R. Romero ²

Instituto de Física de Materiales Tandil (IFIMAT) – Universidad Nacional del Centro
Pinto 399 – Tandil (7000) – Pcia. de Buenos Aires
e-mail: mlcastro@exa.unicen.edu.ar

Con el fin de obtener mayor información respecto al comportamiento de aleaciones β CuAlBe, estable a altas temperaturas, se estudió el efecto que distintas velocidades de enfriamiento produce sobre dicha fase β . Se utilizó una aleación Cu-11.5Al-0.6Be (% peso), y se encontró una secuencia de transformaciones similares a las observadas en el sistema CuAl, siendo más fácil de inhibir la aparición de precipitados cuanto más alto es el ritmo de enfriamiento de β desde la temperatura de equilibrio hasta una temperatura inferior en la cual la fase β no es la única fase de equilibrio o es metaestable.

This work was designed to study the transformations taking place during cooling in a β CuAlBe alloy. The microstructures of specimens cooled to room temperature at various rates were found to be similar to those observed in CuAl alloys.

Introducción

Las aleaciones base Cu con una fase bcc de alta temperatura (fase β) pueden dentro de un rango apropiado de composiciones sufrir una transformación martensítica. Asociado con esta transformación estos materiales exhiben la propiedad de memoria de forma; consecuentemente numerosas aleaciones han sido objeto de extensas investigaciones como buenos candidatos para aplicaciones tecnológicas. Estos estudios han revelado un cierto número de limitaciones provenientes principalmente de la degradación de las propiedades de memoria con el ciclado térmico y mecánico, y de la estabilización de la fase martensítica en materiales que transforman por encima de temperatura ambiente. Además, tratamientos térmicos a temperaturas moderadas provocan la relativamente rápida descomposición de la fase β en fases de equilibrio, y una desaparición total de la transformación martensítica. Es importante, asimismo, poder retener completamente la fase β a temperatura ambiente, para lo que es necesario determinar tratamientos térmicos adecuados. Por lo tanto la búsqueda de sistemas base Cu que puedan minimizar estas dificultades es un punto importante de estudio. Un candidato excelente son las aleaciones CuAlBe ^(1,2,3).

Para el rango de interés, CuAlBe es, como CuAlNi, una aleación derivada de CuAl. Para CuAl, la fase β presenta un punto eutectoide alrededor de 11.7 % en peso (24 % at.) de Al y 823K. Para esta composición la temperatura de transformación martensítica M_s es de 623K, que es demasiado alta para aplicaciones prácticas de interés; esta temperatura M_s disminuye con el aumento de contenido de Al pero la fase β se hace menos estable. El agregado de pequeñas cantidades de Be a la aleación próxima a la composición eutectoide provoca una muy importante disminución de la temperatura M_s ⁽³⁾, pero sin apartarse considerablemente de la concentración electrónica correspondiente al máximo de estabilidad de la fase β (c/a \sim 1.49), por lo que la estabilidad térmica de la fase β es muy buena para un amplio rango de temperaturas M_s . Así, en lo que hace a la fase β , el diagrama de fase de CuAlBe puede deducirse del de CuAl mediante un simple desplazamiento de las líneas críticas hacia menores temperaturas. Por debajo del rango de estabilidad de la fase β , las fases de equilibrio son las fases α (estructura fcc) y γ_2 (estructura Cu₉Al₄) ⁽⁴⁾. Durante el enfriamiento la fase β CuAlBe presenta una única transición orden-desorden: de estructura A2 (bcc desordenada) a DO₃. Es decir las estructuras B2 y DO₃ crecen simultáneamente.

¹ Becaria SeCyT, UNCentro.

² Investigador CICPBA.

CEILAP
CITEFA CONICET
ZUFRIATEGUI Y VARELA
1603 VILLA MARTELLI
REPUBLICA ARGENTINA

Este trabajo fue diseñado para estudiar las transformaciones que tienen lugar en una aleación CuAlBe durante el enfriamiento, desde temperaturas de estabilidad de la fase β , a distintas velocidades. Es de interés establecer la existencia o no de semejanzas en el comportamiento entre los sistemas CuAl y CuAlBe durante procesos de enfriamiento continuo. Las transformaciones experimentadas por la fase β en aleaciones CuAl bajo estas condiciones han sido estudiadas⁽⁵⁾, y se ha encontrado que las microestructuras de muestras enfriadas a temperatura ambiente a varias velocidades son similares a aquellas observadas en estudios isotérmicos.

Experimental

Se trabajó con muestras de la aleación monocristalina Cu-11.5Al-0.6Be (% peso), a las que se les soldó una termocupla para monitorear la temperatura en todo momento.

Los tratamientos, que se realizaron en horno resistivo, consistieron en una "betatización" (30 min a 1073K), seguida de enfriamiento a distintas velocidades. Los cambios en la microestructura fueron seguidos mediante análisis metalográfico, con microscopía óptica, efectuado sobre muestras templadas en una mezcla de hielo y agua desde distintas temperaturas (T_q).

Resultados

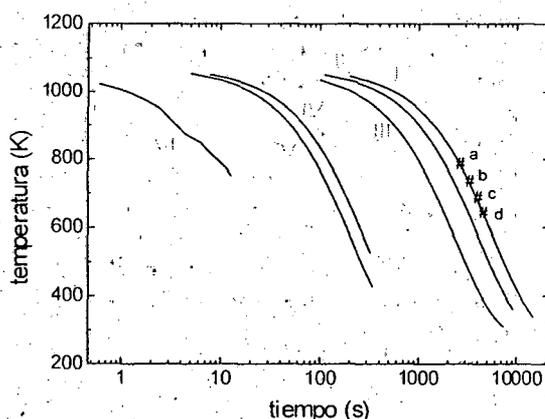


Figura 1: Curvas de Enfriamiento

En la Figura 1 se muestran las distintas curvas de enfriamiento de las muestras, señaladas por I-VI, siendo la I la de menor velocidad y VI la de mayor, correspondiente a enfriamiento en aire a temperatura ambiente.

Para ilustrar mejor los cambios observados en la microestructura presentamos una secuencia de transformaciones a lo largo de una curva de enfriamiento. Las Figuras 2 (a-d) muestran la microestructura correspondiente a los puntos (a-d) marcados sobre la curva I de la Figura 1.

La primera fase en aparecer es la γ , a 873K. A esta temperatura se presenta mayoritariamente con una forma como de placas; a temperaturas ligeramente inferiores los bordes son más curvos, las partículas son globulares, con una morfología dendriforme (Figura 2a). La fracción de volumen de esta fase es elevada, entre 40 y 50%; (Figura 3).

A 743K se forman delgadas capas alrededor de los precipitados de fase γ , en detrimento de los mismos (Figura 3), y regiones arrosadas entre ellos (Figura 2b). A temperatura algo inferior, ambas regiones, rosetas y capas se mezclan y en la zona donde se encontraban los bordes de éstas, aparecen placas de fase α (Figura 2c). A temperaturas aún menores, las placas se hacen más numerosas y delgadas como agujas (Figura 2d).

Cuando la muestra se deja enfriar a esta velocidad hasta temperatura ambiente, las agujas se observan más gruesas (Figura 4).

Cuando la velocidad de enfriamiento aumenta, la cantidad de fase γ disminuye y su forma es dendrítica-cruciforme. Las rosetas entre las dendritas y las láminas que las envuelven también se observan (Figura 5).

Cuando el enfriamiento se efectúa en aire a temperatura ambiente, no se observa la formación de otras fases.

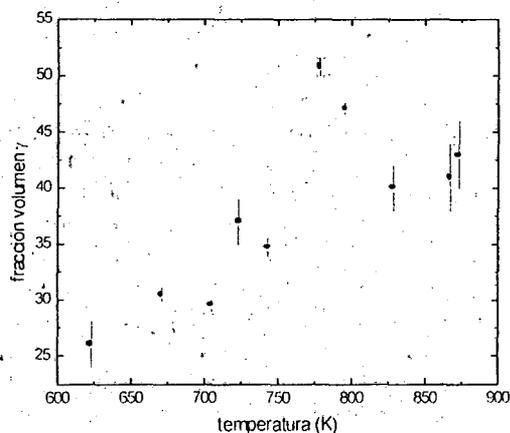


Figura 3: Fracción de volumen de fase γ en distintas etapas del enfriamiento I

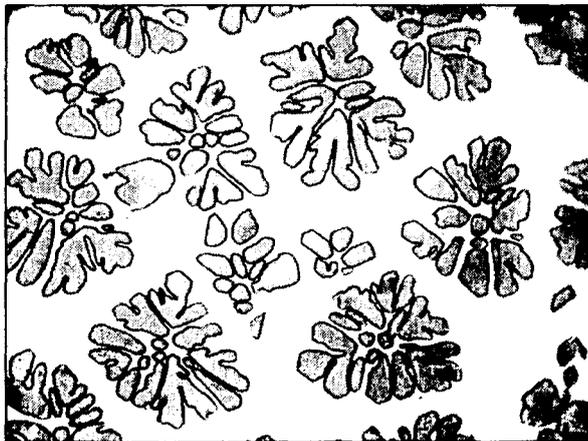
Discusión

La secuencia de transformaciones de fase que tienen lugar en esta aleación durante el enfriamiento es compleja.

La aparición de precipitados es más fácil de inhibir cuanto más alto es el ritmo de enfriamiento de β desde la temperatura de equilibrio hasta una temperatura inferior en la cual la fase β no es la única fase de equilibrio o es metaestable.

Cuando se enfría lentamente, la fase α comienza a formarse y crece en detrimento de la fase matriz β circundante, que se empobrece en aluminio. En estas zonas, rodeando los precipitados, y en las zonas entre ellos, se forman zonas que presentan un comportamiento y una morfología similar a la observada en aleaciones CuAl⁽⁵⁾. En este sistema, estas zonas son identificadas como regiones β_1 , fase β con orden DO₃. A menor temperatura, en la intersección de estas zonas β_1 , zonas ricas en Cu, nuclea la fase alfa y crece dentro de la misma, formándose como partículas que se afinan a medida que la temperatura desciende.

La fase alfa de baja temperatura se forma con una morfología similar a aquella de la fase alfa bainítica producida en aleaciones CuAl; las placas alfa nucleadas martensíticamente en regiones pobres en aluminio y se engrosan posteriormente por un proceso difusivo. El engrosamiento posterior controlado por difusión es compatible con la mayor razón grosor/longitud de las placas formadas a menores velocidades de enfriamiento o a menor temperatura (Figura 4).



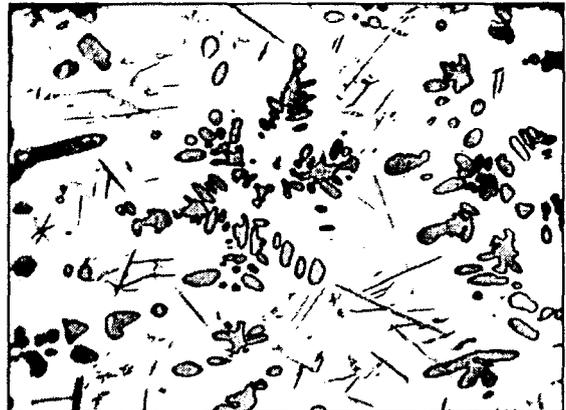
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 2: Micrografías correspondientes a distintas etapas durante el enfriamiento según 1
(a) $T_q = 778K$ (400x) ; (b) $T_q = 743K$ (800x)
(c) $T_q = 705K$ (400x) ; (d) $T_q = 671K$ (400x)

Comparando con las transformaciones que tienen lugar en aleaciones CuAl, con composición cercana a la eutectoide, durante enfriamientos continuos de la fase β ⁽⁵⁾, puede concluirse que la secuencia observada en la aleación CuAlBe estudiada en este trabajo es similar. Así, el diagrama de fase de CuAlBe, para este rango de composiciones, puede deducirse, al menos en sus rasgos esenciales, del correspondiente al sistema CuAl, efectuando un corrimiento de las temperaturas críticas, del orden de 50K, hacia temperaturas inferiores. Esto asegura una estabilidad térmica de la fase β CuAlBe muy buena para un amplio rango de temperaturas. La estabilidad térmica es el parámetro más importante para las aplicaciones prácticas de las aleaciones con memoria de forma, puesto que contribuye a minimizar la degradación de sus propiedades bajo ciclado térmico y mecánico. Las aleaciones CuAlBe son capaces de exhibir efecto doble memoria, y si bien la "educación" del material es menos eficiente que en aleaciones CuZnAl y CuAlNi, se ha encontrado que este efecto es remarcadamente estable⁽⁶⁾. Estas características, entre otras, hacen de estas aleaciones un objeto importante de estudio.

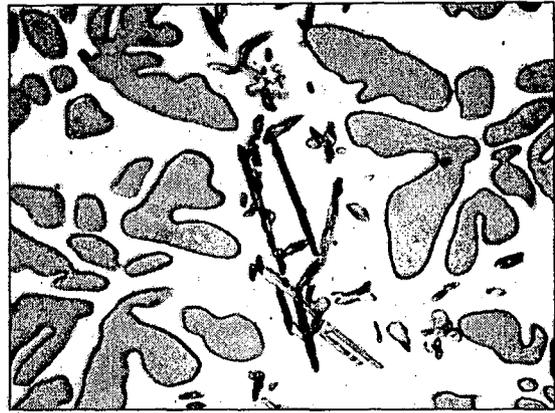


Figura 4: Micrografía correspondiente a $T_q = 293K$ según curva de enfriamiento I (800x).

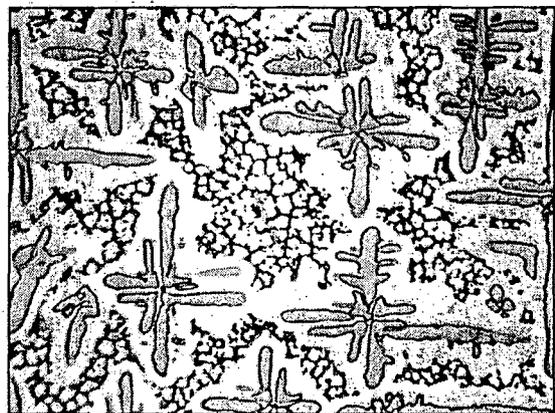


Figura 5: Micrografía correspondiente a $T_q = 733K$ según curva de enfriamiento III (400x).

Referencias

- 1- Higuchi A., Suzuki K., Matsumoto Y., Sugimoto K., Komatsu S. and Nakamura Y., Journal de Physique, C4, 43, 767 (1982).
- 2- Flores Zuñiga H., Rios Jara D., Lovey F. and Guenin G., Journal de Physique, C2, 5, 171 (1995).
- 3- Belkahla S., Flores Zuñiga H. and Guenin G., Mat.Sc.and Eng.A169, 119 (1993).
- 4- Belkahla S., Tesis doctoral, Institut National des Sciences Appliquees de Lyon, (1990).
- 5- Moon J.R. and Garwood R.D., Journal of the Inst. of Metals, 96, 17 (1968).
- 6- Flores Zuñiga H., Belkahla S., Lovey F. and Guenin G., Procc.ICOMAT 92, 1053 (1993).