

Textura de la fase alfa de la aleación Zn-27.2% Al-1.6% Cu laminada a temperatura ambiente

L.C. Gil Cisneros*

Departamento de Física, Escuela Superior de Física y Matemáticas, Instituto Politécnico Nacional, Apartado postal 75-702, 07300 México, D.F.

J. Palacios G.** y A.S. de Ita de la Torre

Departamento de Ciencia de Materiales, Escuela Superior de Física y Matemáticas, Instituto Politécnico Nacional, Apartado postal 75-702, 07300 México, D.F.
(recibido el 24 de julio de 1987; aceptado el 13 de enero de 1989)

Resumen. Los espectros de textura de la aleación Zn-27.2% Al-1.6% Cu laminado 97% a temperatura ambiente mediante la técnica de difracción de rayos X fueron medidos para las reflexiones {100} y {110} de la fase α . La corrección por desenfoco se realizó midiendo los espectros correspondientes en una muestra sinterizada de Al. Los datos se evaluaron con un programa de computadora y graficados como figuras polares. La textura observada es débil, siendo la componente (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$ la más intensa. La componente (123) $[41\bar{2}]$ se encuentra también. En menor proporción, se encuentran las componentes (120) $[2\bar{1}\bar{2}]$ y (112) $[\bar{1}\bar{1}1]$. Las componentes primera, segunda y cuarta han sido observadas en Al puro [1] la primera y la cuarta en aleaciones de Al con alto contenido de Zn [2] (entre 57% y 70% de Zn), y la tercera en la aleación eutécticoide Zn-22% Al [3], empleando muestras laminadas en frío.

Las diferencias de esta textura con aquellas reportadas para aleaciones parecidas en composición química y tratamientos térmicos, y en particular la eutécticoide Zn-22% Al, son causadas evidentemente por el Cu en solución sólida y en menor medida por precipitados de impurezas de Fe y Si.

PACS: 61.10.-i

1. Introducción

Las aleaciones con composición alrededor de Zn-20% Al-2% Cu —denominadas ZINALCO— son de interés por sus propiedades mecánicas [4]. Como la aleación Zn-22% Al, aquellas son superplásticas en general, cuando a través del templado y laminado obtienen una microestructura de grano fino equiaxial. En todas estas aleaciones se encuentran principalmente dos fases: una rica en Al y la otra rica en Zn, denominadas α y β , respectivamente.

*Actualmente en el Instituto de Investigación de Estado Sólido en el Centro de Investigaciones Nucleares en Jülich RFA.

**Becario de COFAA-IPN.

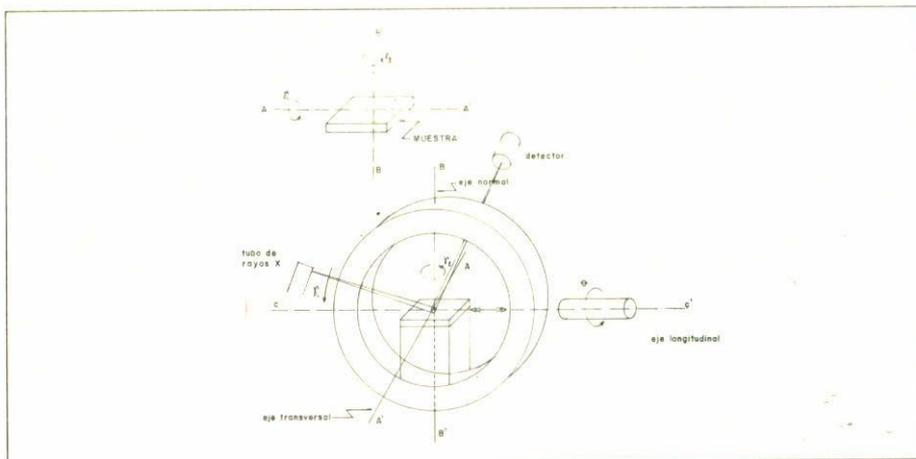


FIGURA 1. Arreglo experimental para la medición de la intensidad difractada como función de la orientación de la muestra para la obtención de las figuras polares.

Se afirma que en la aleación sin cobre la textura afecta la superplasticidad [3], aunque hasta el momento no conocemos en detalle los mecanismos microscópicos que las relacionan. Por otra parte, la presencia del cobre en pequeñas proporciones afecta la ductilidad, obteniéndose el máximo valor en esta propiedad para una concentración de 2% de Cu. El incremento en la ductilidad es entonces de cerca del 100%. La dureza también es afectada por el Cu aunque de una manera monótona en el intervalo de 0% a 4% [5]. Se tiene pues la sospecha de que el Cu influye en la orientación de los granos [6]. Sería entonces de interés conocer las particularidades de la textura para otras concentraciones de cobre. En este trabajo se presentan resultados de la medición de la textura en la fase α de la aleación Zn-27.2% Al-1.6% Cu, laminada a temperatura ambiente.

2. Desarrollo experimental

Las muestras templadas y posteriormente laminadas fueron proporcionadas por el Instituto de Investigación de Materiales de la Universidad Nacional Autónoma de México. Estas fueron desbastadas usando lijas de carburo de silicio y posteriormente, alúmina para un pulido fino. Finalmente, fueron enjuagadas en alcohol y limpiadas con un equipo de ultrasonido STRUERS. A continuación, se midieron sus espectros en un goniómetro de texturas PHILIPS montado en un difractor SIEMENS D-500 del área de Ciencia de Materiales de la Universidad Autónoma Metropolitana Azcapotzalco. Dicho goniómetro lleva a cabo movimientos simultáneos de rotación alrededor de un eje normal a la muestra, de rotación alrededor de un eje paralelo a la superficie de ésta y en el plano de difracción, y de oscilación a lo largo de la dirección

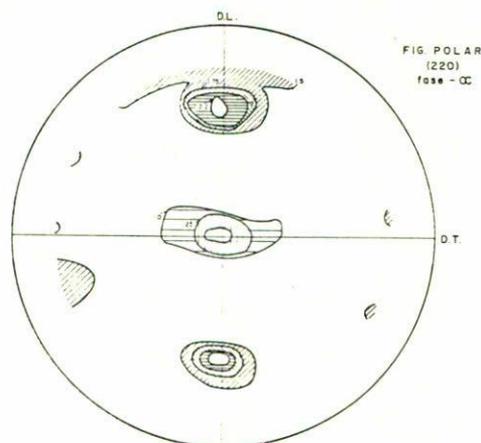


FIGURA 2. Figura polar de la reflexión (220) de la fase α . Los símbolos indican las componentes de textura y la ubicación de los polos según la relación \times —(110) [112] \circ —(120) [212] \triangle —(123) [412] \bullet —(112) [111].

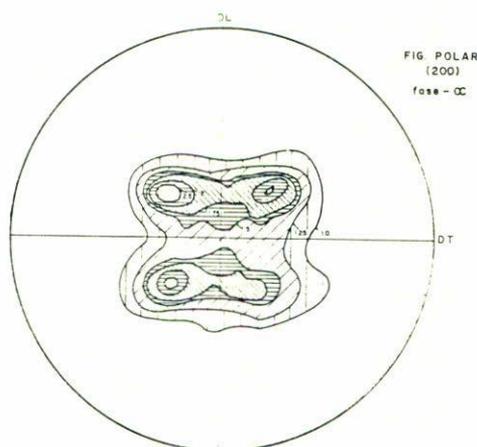


FIGURA 3. Figura polar de la reflexión (200) de la fase α . La simbología es como la de la Fig. 2.

de laminado (Fig. 1), haciendo uso de la radiación $K\alpha$ del cobre. ($\gamma = 1.542$). Las intensidades medidas fueron procesadas en una computadora HP-3000 empleando un programa que opera según la secuencia: corrección por fondo, asignación de ángulos a cada intensidad, corrección por desenfoque, suavizado de curvas, reducción a círculos pequeños y búsqueda de posiciones de igual intensidad relativa a las de la muestra sin textura. Las curvas de nivel fueron trazadas en forma manual.

La comparación de los espectros de barrido en 2θ de la fase α con aquéllos de Al puro, muestra que las posiciones de las reflexiones de Bragg de la fase α y

las correspondientes al Al puro difieren en menos del 1%. Si se toma en cuenta además el hecho de que con una longitud de onda constante, además de factores geométricos constantes, el efecto de desenfoco depende exclusivamente del ángulo de Bragg [7] se justifica el empleo de una muestra sin textura de Al puro para corregir el desenfoco de la fase α . En efecto, se usó para este fin una muestra sinterizada de Al.

Se midieron los espectros de las reflexiones $\{100\}$ y $\{110\}$. Adicionalmente, se llevó a cabo una búsqueda de precipitados empleando la microsonda JEOL de la Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas del IPN.

3. Resultados y discusión

Las Figs. 2 y 3 muestran las figuras polares obtenidas. De ahí, se observa que la textura es muy débil, lo cual dificulta además la identificación unívoca de componentes. No obstante, es posible identificar mediante métodos convencionales [8], a la componente (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$ como la más intensa, seguida de la componente (123) $[41\bar{2}]$. Finalmente, también se pueden observar las componentes (120) $[\bar{2}1\bar{2}]$ y (112) $[111]$ aunque con menor intensidad.

La primera es la componente principal en el aluminio puro laminado en frío [1]. Esta componente también se encuentra reportada como la principal en muestras de aleaciones de Al y Zn con contenidos de Zn entre 57% y 70%, igualmente laminadas en frío. La componentes (123) $[41\bar{2}]$ es común en la simetría fcc [1]. Nuestra tercera componente no corresponde a las más intensas de la simetría fcc y más bien parece ser característica del sistema Zn-Al, ya que bajo un tratamiento similar fue encontrada en la aleación Zn-22% Al [3]. La componente (100) $[001]$ reportada también para Zn-22% Al no estuvo presente en nuestro caso, lo cual se debe a que ésta sólo aparece a muy altos grados de laminación (a partir de aproximadamente 99.97% de deformación [1]).

Las Figs. 4 y 5 muestran micrografías electrónicas de los dos tipos más importantes de precipitados encontrados. Para el primero se tuvo una composición aproximada de 58%Al-12%Si-12%Fe-12%Zn-5%Cu, con forma rectangular, y para el segundo, 61%Si-30%Zn-5%Cu-4%Al, de forma triangular, característica de los precipitados de Si. Como se ve, en éstos aparece el cobre como impureza. Los precipitados con componente mayoritaria de cobre no se observaron, por lo que éste debe encontrarse como solución sólida. De estudios en Al con impurezas de Fe y Si, se sabe que éstas afectan ligeramente la textura del Al puro [9]. Sabemos también que el Cu en solución sólida en Al modifica la textura de Al puro [1].

Por lo anterior, pueden atribuirse las diferencias entre la textura medida aquí y las de las aleaciones Zn-Al ya reportadas, principalmente al Cu en solución sólida y en menor medida a los precipitados de Fe y de Si.

Cabe mencionar finalmente, que esta aleación tiene un bajo punto de fusión (alrededor de 500 °C) y la temperatura de transformación a superplástica es de aproximadamente 250 °C. Por otro lado, durante el proceso de laminación la temperatura

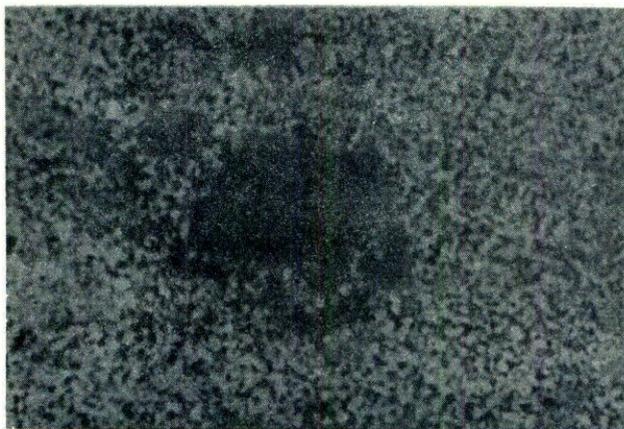


FIGURA 4. Micrografía electrónica de barrido de un precipitado rico en Si y Fe; su composición química en peso es aproximadamente Al-12%Si-12%Fe-12%Zn-5%Cu (EDS-MEM/ESIQIE) X 4800.



FIGURA 5. Micrografía electrónica de barrido de un precipitado rico en Si. Su composición química en peso es aproximadamente Si-30%Zn-5%Cu-4%Al (EDS-MEB/ESIQIE) X 4800.

del material se eleva y es posible que localmente se alcancen dichas temperaturas. Estrictamente, el proceso debe considerarse como una deformación acompañada de recristalización. Ahora bien, es bien sabido que aún a bajas temperaturas la recristalización en el aluminio y sus aleaciones se manifiesta disminuyendo la textura existente de laminación [1] y que la deformación superplástica también contribuye a disminuir la textura [10]. Esto está en consistencia con nuestros resultados, que

muestran muy bajas intensidades de textura. Las componentes mismas, sin embargo, no cambian.

El presente estudio es sólo una caracterización de la textura de la aleación en cuestión. Para poder relacionar la textura de esta aleación con las propiedades mecánicas y, en particular, con los mecanismos de deformación superplástica, serían necesarios estudios adicionales de las particularidades de la deformación como función de los esfuerzos y de la velocidad de deformación.

4. Conclusiones

La fase α de la aleación Zn-27.2% Al-1.6% Cu laminada a temperatura ambiente presenta fundamentalmente las mismas componentes de textura que se hallan en el Al puro y en las aleaciones de Zn-Al con alto contenido de Zn aunque en proporciones diferentes. Estas diferencias son imputables al Cu en solución sólida y, en menor medida, a los precipitados de Fe y Si que se encuentran como impurezas. El hecho mismo de que se observen dichas diferencias hace promisorio el método de medición de texturas para el estudio del comportamiento de los átomos de Cu en las aleaciones Zn-Al-Cu.

Agradecimientos

Deseamos agradecer a las instituciones mencionadas en este trabajo por su amable colaboración, así como a la Cía. FALMEX, S.A., por el análisis químico de las muestras. Valga también nuestro agradecimiento al Dr. Gabriel Torres V. por las productivas discusiones sobre el tema y al M. en C. Carlos Vega R. por la elaboración de los programas de cómputo que aquí hemos utilizado.

El financiamiento estuvo a cargo de la Dirección de Estudios de Posgrado e Investigación del Instituto Politécnico Nacional y el Consejo del Sistema Nacional de Educación Tecnológica de la Secretaría de Educación Pública. Uno de nosotros (Luis Gil C.) desea adicionalmente agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología el otorgamiento de una beca de estudio de posgrado durante la realización de este trabajo.

Referencias

1. G. Wasserman y J. Grewen. *Texturen Metallischer Werkstoffe*, Springer Verlag, Berlín (1962).
2. K. Sagel. *Z. Metallkd.* **48** (1957) 463.
3. O. Kaibyshev, J. Kasachkov y Ya Salikhov. *Acta Met.* **26** (1978) 1887.
4. G. Torres V., J. Negrete y L. Valdés. *Rev. Mex. Fis.* **31** (1985) 489.
5. G. Torres V., J. Negrete y L. Valdés. *Ciencia* **23** (1982) 135.
6. G. Torres. Comunicación personal.

7. F. Tenckhoff *J. Appl. Phys.* **41** (1979) 3944.
8. H.J. Bunge. *Texture Analysis in Materials Science*. Butterworths. New York (1982).
9. W. Bunk y P. Esslinger. *Z. Metallkde.* **50** (1959) 278
10. K.A. Padmanabhan y K. Lücke. *Z. Metallkde.* **77** (1986) 765.

Abstract. By means of x-Ray diffraction, the texture spectra of the alpha phase of alloy Zn-27.2% Al-1.6% Cu rolled 97% at room temperature were measured for the {100} and {110} reflections. Defocusing corrections were performed by reflections measurements of the corresponding textureless Al samples. The data were processed with the help of a computer program and drawn as pole figures. The observed texture is weak, being the component (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$ the most intense. Component (123) $[41\bar{2}]$ was also found. In a smaller proportion components (120) $[\bar{2}1\bar{2}]$ and (112) $[\bar{1}\bar{1}1]$ were also observed.

The first, second and fourth components have been observed in pure Al [1], the first and fourth in Zn rich Al alloy [2] and the third one in the eutectoid Zn-22% Al [3] alloy, using cold rolled samples. The differences between this texture and those reported for alloys similar in chemical composition and thermal treatments, and particularly the eutectoid Zn-22% are evidently caused by Cu in solid solution and to a lesser extent by precipitates of Fe and Si impurities.