

Microestructura y propiedades mecánicas de la aleación Zn-22% peso Al-2% peso Cu obtenida por colada semicontinua

J. Hinojosa Torres, J. Montemayor Aldrete y G. Torres Villaseñor

*Instituto de Investigaciones en Materiales,
Universidad Nacional Autónoma de México,
Apartado postal 70-360, 04510 México D.F.*

(Recibido el 30 de octubre de 1989; aceptado el 22 de agosto de 1990)

Resumen. Barras de Zn-22% peso Al-2% peso Cu, preparadas por el método de colada semicontinua, a partir de la aleación comercial Zinalco (M.R.), fueron caracterizadas por medio de pruebas mecánicas y empleando técnicas como: microscopía óptica, microscopía por barrido electrónico y análisis elemental por rayos X. La estructura observada mostró una marcada dependencia con los parámetros de colada. Condiciones óptimas en la colada permitieron la obtención de barras con un límite elástico máximo de 397 MPa, una resistencia máxima de 497 MPa y un porcentaje de deformación entre 20 y 28%. Estas cualidades mecánicas superan a las de las piezas de Zinalco coladas en molde permanente, así como a las de algunos aceros con la ventaja adicional de que el Zinalco es 35% más ligero que dichos aceros y más resistente a la corrosión. También se discute la relación que existe entre la microestructura de las barras y sus propiedades mecánicas.

PACS: 81.30.Fb; 62.20.-x; 81.40.Lm

1. Introducción

El proceso de colada continua o semicontinua produce materiales con propiedades mecánicas mejores a las obtenidas por colada en molde permanente [1-3]. Dicho mejoramiento se debe al refinamiento de grano y a una distribución más homogénea de los aleantes (evitando la segregación), como consecuencia del enfriamiento brusco. En la última década se han desarrollado nuevas aleaciones de Zn-Al. Recientemente en el Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM, se desarrolló un sistema a nivel experimental para estudiar la solidificación a través del proceso de colada semicontinua en aleaciones de Zn-Al-Cu. Como resultado de estos experimentos se obtuvieron barras de la aleación denominada comercialmente Zinalco (aleación eutectoide del sistema Zn-Al modificada con cobre) [4,5]. Dada la alta resistencia mecánica y la gran ductilidad de las piezas de Zinalco obtenidas por colada en molde permanente, es de esperarse que ambas propiedades mejoren considerablemente cuando sean obtenidas piezas de esta aleación por colada semicontinua.

	Temperatura de Colada (°C)	Temperatura del Agua (°C)	Velocidad de Colada (m/s)
Grupo <i>a</i>	540	20	2.3×10^{-3}
Grupo <i>b</i>	515	20	3×10^{-4}

TABLA I. Parámetros de colada empleados en la obtención de barras de Zinalco mediante el proceso de colada semicontinua.

El propósito principal de este trabajo es el de reportar un estudio de la microestructura y de las propiedades mecánicas, de barras de Zinalco obtenidas por colada semicontinua, en función de los parámetros de colada.

2. Experimentación

2.1 Técnicas experimentales

Barras de Zinalco, de 3×10^{-2} m de diámetro y 1.5 m de longitud, fueron obtenidas mediante el uso de un sistema para colada semicontinua [4,5]. Dos conjuntos de parámetros de colada fueron determinados experimentalmente, y cada uno produjo una estructura granular característica. Según la velocidad de colada, las barras fueron clasificadas en dos grupos: grupo *a* (alta velocidad), grupo *b* (baja velocidad). Los dos conjuntos de valores de colada se muestran en la Tabla I.

Muestras de ambos grupos se sometieron a estudios macroscópicos y microscópicos. Los estudios macroscópicos fueron: inspección visual, medición de dureza Rockwell B, ensayos de tensión con una máquina de pruebas mecánicas Instron modelo 1125 y determinación de la densidad según el principio de Arquímedes [6,7]. Los estudios microscópicos fueron: microscopía óptica, microscopía por barrido electrónico y determinación puntual de elementos por microanálisis (EG & G Ortec System 5000 de 15 kV).

La preparación de las superficies metálicas, para su observación, se realizó de la manera siguiente: pulido mecánico, ataque químico con una solución de 200 g de CrO_3 + 15 g de Na_2SO_4 en un litro de H_2O , enjuague en una solución de 200 g de CrO_3 en un litro de H_2O , lavado en chorro de agua, inmersión en metanol y secado con chorro de aire [8,9]. La medición de la dureza se practicó en muestras sin ataque químico.

2.2 Caracterización de las barras

2.2.1. Caracterización macroscópica

Macroscópicamente, la superficie de cada barra mostró pequeñas protuberancias anulares separadas periódicamente. Dichas protuberancias aparecieron a todo lo largo de cada barra, tal y como se muestra en la Figura 1. Estas protuberancias tienen su origen en la refusión de la primer capa sólida formada entre el líquido y el



FIGURA 1. Apariencia superficial de una barra de Zinalco obtenida por colada semicontinua.

Aleación	Dureza (R_B)	Densidad g/cm ³	Ref.
Zinalco c.sc.*	71 ± 3	5.41	E.T.
Zinalco c.sc.**	63 ± 10	4.04	E.T.
Zinalco c.m.p.	53 ± 2	5.40	[15-17]

c.sc.: colada semicontinua.

c.m.p.: colada en molde permanente.

*velocidad de colada 2.3×10^{-3} m/s; temperatura de colada 540°C.

**velocidad de colada 3×10^{-4} m/s; temperatura de colada 515°C.

E.T.: Este Trabajo.

TABLA II. Valores de dureza y densidad para Zinalco de colada semicontinua y Zinalco colado en molde permanente.

molde. La refusión de esta capa es consecuencia del aislamiento térmico que sufre dicha capa al separarse de la pared del molde por la contracción volumétrica [10].

Las medidas de dureza se realizaron en las direcciones radial y longitudinal. Para cada barra las medidas radiales y las longitudinales no mostraron variaciones apreciables, siendo sus valores medios indistinguibles. Los valores medios de dureza para las barras de los grupos *a* y *b* se presentan en la Tabla II. Los valores altos de dureza corresponden a las barras obtenidas a una velocidad de colada alta; mientras que los valores bajos corresponden a las barras obtenidas a velocidad de colada baja. Como se verá posteriormente, estos dos niveles de dureza están asociados a diferentes estructuras presentes en cada grupo de barras.

Los ensayos de tensión se llevaron a cabo con muestras de ambos grupos de barras, encontrándose los valores de: límite elástico convencional a 0.2% ($\sigma_{0.2}$), módulo elástico (E), resistencia máxima a la tensión (σ_m) y deformación a la ruptura (ϵ_r) (Según normas ASTM); los cuales se muestran en la Tabla III. En esta misma

Aleación	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	E (GPa)	σ_m (MPa)	ϵ_r (%)	Ref.
Zinalco c.sc.*	395	197.5	497	20-28	E.T.
Zinalco c.sc.**	333	166.5	429	4-10	E.T.
Zinalco c.m.p.	280-300	110-130	300	10-12	[15-17]
ZA-27 m.p.	365	—	420	1-3	[18,19]
AISI-1117 lam.	305	—	486	33	[20]
AISI-1022 nor.	358	—	482	34	[20]

c.sc.: colada semicontinua.

c.m.p.: colada en molde permanente.

*velocidad de colada 2.3×10^{-3} m/s; temperatura de colada 540°C.

**velocidad de colada 3×10^{-4} m/s; temperatura de colada 515°C.

m.p.: moldeo a presión.

lam.: laminado.

nor.: normalizado a 926.6°C.

E.T.: Este Trabajo.

TABLA III. Valores de los esfuerzos $\sigma_{0.2}$, σ_m , módulo elástico E y de la deformación a la ruptura ϵ_r del zinalco de colada semicontinua y del zinalco colado en molde permanente deformados en tensión a temperatura ambiente, así como de una aleación peritética de zinc-aluminio y de algunos aceros.

Tabla aparecen los valores correspondientes para los casos de: Zinalco obtenido por colada en molde permanente, una aleación peritética de Zn-Al y dos aceros; todos reportados en la literatura. Como se observa en la Tabla III, los valores de $\sigma_{0.2}$, E y σ_m para las muestras del grupo *a* son mayores a las del grupo *b* en 18.6, 18.6 y 15.8% respectivamente. En cuanto a la elongación máxima de las muestras, las del grupo *a* son 100% más dúctiles que las del grupo *b*. Además, nótese que los valores de los parámetros descritos en la Tabla III para barras de Zinalco obtenidas por colada semicontinua del grupo *a*, superan en todos los casos a los valores encontrados en los otros materiales ahí tabulados (excepto el porcentaje de deformación en aceros).

La determinación de la densidad de cada barra (véase Tabla II), mostró que las del grupo *a* tienen una densidad ligeramente mayor a la de las piezas de Zinalco obtenidas por colada en molde permanente; mientras que las barras del grupo *b*, tienen una densidad 25% menor respecto a los valores anteriores. La disminución de la densidad en las barras del grupo *b*, se atribuye a la alta porosidad observada en éstas.

2.2.2. Caracterización microscópica

La microscopía óptica permitió observar zonas con diferentes estructuras en la sección transversal de las barras. Una zona central de forma circular y zonas exteriores a manera de anillos concéntricos en ambos grupos.

Para el caso de las barras del grupo *a*, se encontraron tres zonas distintas, a saber: 1) Una zona central circular de radio medio igual a 1.24×10^{-2} m (que representa el 68.7% del área de la sección transversal de la barra), constituida por brazos secundarios de dendrita equiaxiados; el ancho medio de dichos brazos fué de 7.5 μm , y su longitud media de 30 μm (véase Figura 2-a). 2) Una zona comprendida entre la zona central y el anillo exterior, con un ancho medio de 1125 μm ; esta zona

presentó una estructura dendrítica columnar con dendritas orientadas radialmente hacia el centro (véase Figura 2-b). 3) Una zona comprendida entre el anillo interior y la superficie de la barra (zona de enfriamiento rápido), formada por granos equiaxiados muy finos con tamaños entre 11 y 75 μm (véase Figura 2-c).

Las barras del grupo *b* sólo mostraron dos zonas con estructuras diferentes: 1) Una zona central con un radio medio de 1.27×10^{-2} m (que representa el 72.8% del área de la sección transversal de la barra), constituida por dendritas en forma de roseta con un diámetro medio de 165 μm (véase Figura 3-a). 2) Una zona de enfriamiento rápido con una estructura formada por: brazos de dendrita equiaxiados con un ancho medio de 22.5 μm y 105 μm de largo en promedio, dendritas en forma de roseta con un diámetro medio de 90 μm y granos equiaxiados con tamaños entre 15 y 45 μm (véase Figura 3-b).

La microscopía por barrido electrónico (MBE), mostró que la región interdendrítica en ambos grupos de barras es un eutéctico de estructura laminar de dos fases como puede apreciarse en la Figura 4. En la zona central de las barras, el espaciado entre dendritas tuvo un valor medio de 2.7 μm para las barras del grupo *a*; mientras que para las del grupo *b*, dicho espaciado fue de 6 μm . Para la zona contigua a la central, el espaciado entre dendritas fué mayor que el de la zona central en ambos grupos de barras. Además, a mayor amplificación se observó que a su vez las dendritas tienen una microestructura interna laminar bifásica mucho más fina que la de la región interdendrítica (tanto en barras del grupo *a* como en barras del grupo *b*). Dichas láminas aparecen cubiertas por una cáscara de espesor menor a 1 μm (véase Figura 5). La cáscara de las dendritas mostró microfisuras de longitud variable con un ancho de 1 μm en promedio. También fueron observados poros de forma irregular en sitios interdendríticos, apareciendo muy dispersos dentro del material. El tamaño promedio de dichos poros fué de alrededor de 20 μm en barras del grupo *a*, y de 250 a 300 μm en barras del grupo *b* (lo que confirma su baja densidad).

Con el microanálisis realizado al interior de las dendritas, se detectaron zinc y aluminio únicamente en una proporción de 1:1 en peso. En la región interdendrítica, de estructura laminar (fases α y β del diagrama de fases Al-Zn), el microanálisis mostró la existencia de zinc, aluminio y cobre; encontrándose el cobre sólo en esta región y como impureza en solución dentro de las fases α y β . En ambas regiones también se detectaron trazas de cromo provenientes del reactivo químico utilizado en el ataque.

3. Discusión

La estructura observada en la figura 2-a, es el resultado del rompimiento de las dendritas iniciales las cuales crecen perpendicularmente a la interfase líquido-sólido y en la dirección del flujo de calor. Varios mecanismos explican tal rompimiento dendrítico: a) Flujos convectivos dentro del líquido que son provocados por los cambios bruscos de temperatura durante la solidificación. b) Flujos locales del líquido interdendrítico provocados por el cambio de volumen al formarse el sólido [11]. En

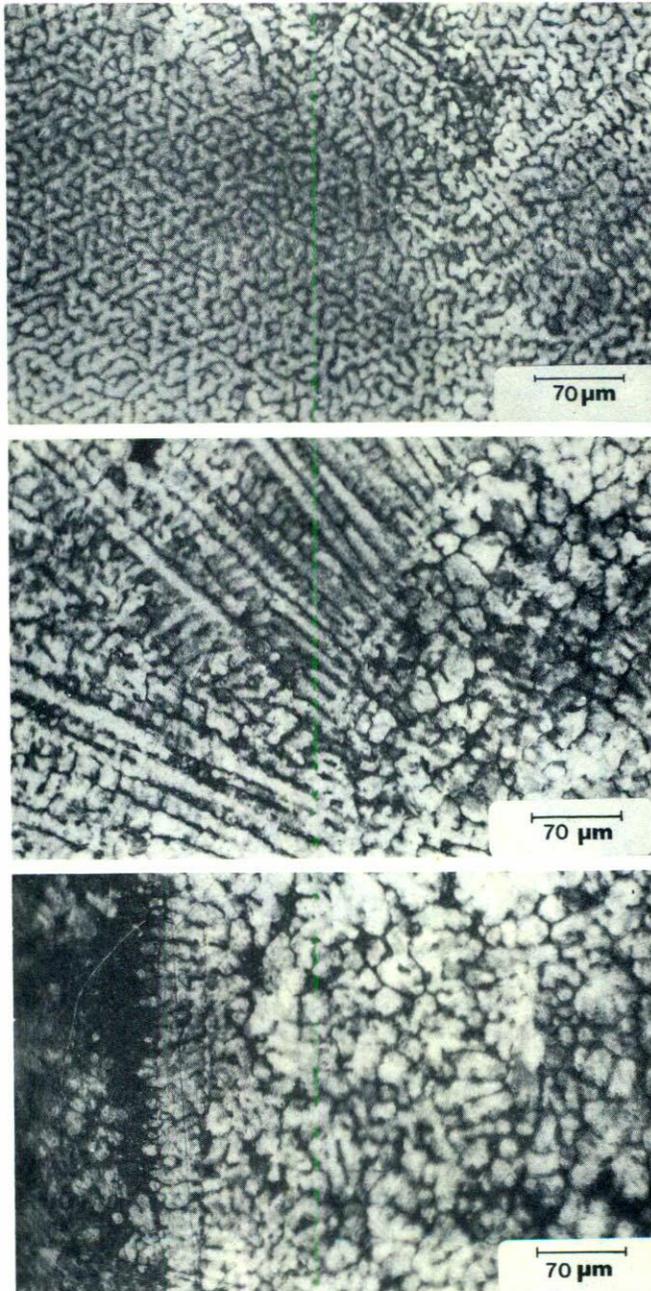


FIGURA 2. Estructura granular observada por microscopía óptica en la sección transversal de las barras del grupo *a* (velocidad de colada: 2.3×10^{-3} m/s, temperatura de colada: 540°C). a) Brazos secundarios de dendrita equiaxiados en la zona central. b) Dendritas columnares orientadas en el anillo interior. c) Granos equiaxiados en el anillo exterior.

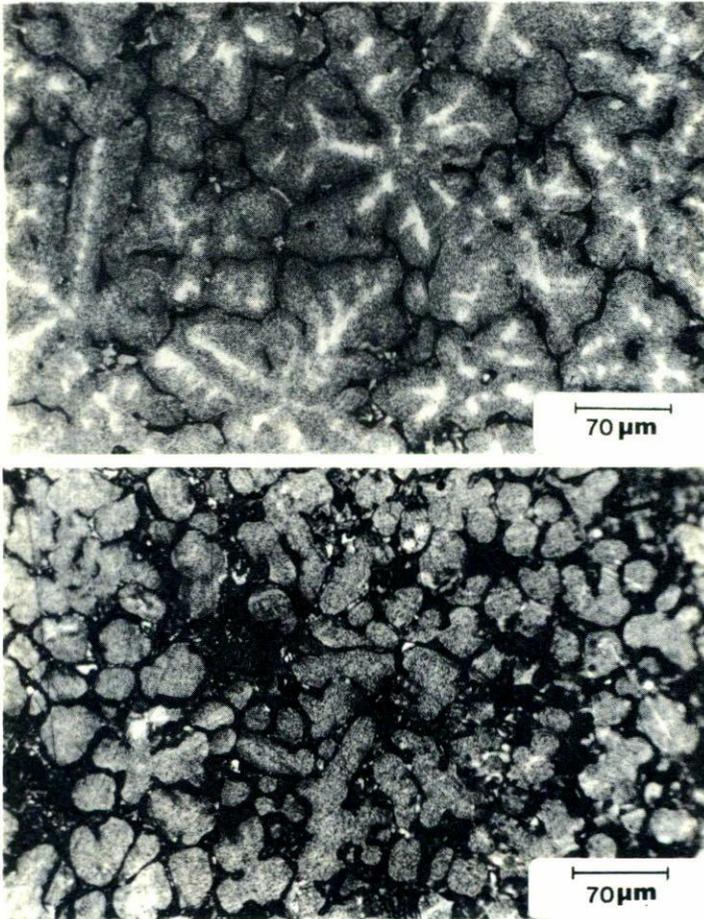


FIGURA 3. Estructura granular observada por microscopía óptica en la sección transversal de las barras del grupo *b* (velocidad de colada: 3×10^{-4} m/s, temperatura de colada: 515°C). a) Dendritas en forma de roseta en la zona central. b) Brazos de dendrita equiaxiados, dendritas en forma de roseta y granos equiaxiados en el anillo exterior.

consecuencia, entre más altos sean los gradientes térmicos en la interfase líquido-sólido, más fuertes serán los movimientos convectivos dentro del líquido próximo al sólido y habrá un mejor refinamiento de grano; tal refinamiento es semejante al que ocurre en colada con agitación. La estructura mostrada en la figura 3-a se obtuvo con una velocidad de colada y un gradiente térmico menores que los correspondientes a la mostrada en la Figura 2-a (compárese el tamaño de grano).

Por otra parte, la emisión de cobre a las regiones interdendríticas se produjo por la saturación de la fase rica en Al con Zn (dendritas), ya que por medio del microanálisis se observó que el Cu se encuentra principalmente en la zona inter-

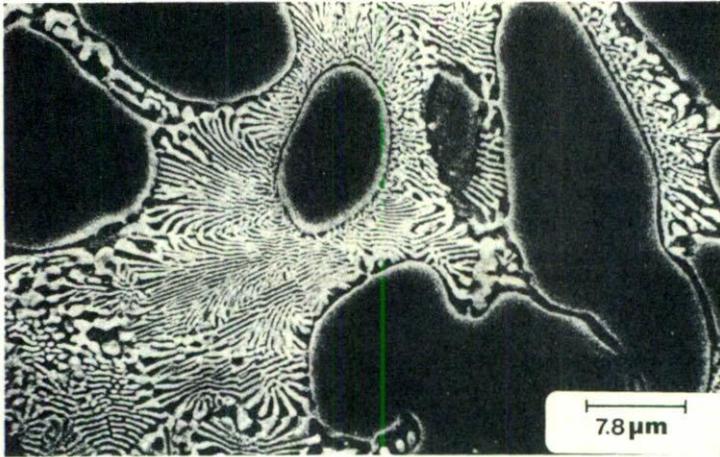


FIGURA 4. Estructura laminar de dos fases (fases α y β del diagrama de fases Al-Zn) observada por microscopía electrónica de barrido en la región interdendrítica tanto en las barras del grupo *a* como en las barras del grupo *b*, siendo α la fase oscura y β la fase clara.

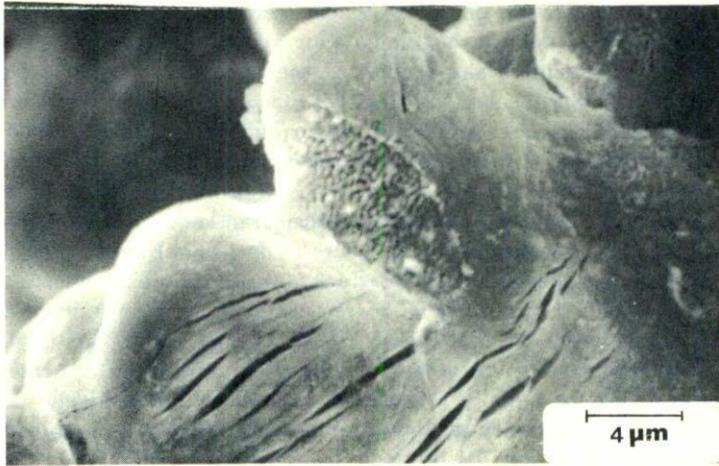


FIGURA 5. Estructura laminar bifásica (fases α y β del diagrama de fases Al-Zn) observada por microscopía electrónica de barrido en el interior de las dendritas tanto en barras del grupo *a* como en barras del grupo *b*. Nótese la cáscara sobre tal estructura laminar y compárese esta estructura con la mostrada en la Figura 4.

dendrítica. Una posible razón para explicar esto es la siguiente: durante la solidificación el primer sólido en formarse es la fase α ; luego, de acuerdo al diagrama de fases, el zinc es muy soluble en la fase α mientras que la solubilidad del cobre en dicha fase es muy pequeña. Este efecto produce una saturación de la fase α por el zinc, creando un potencial químico que sirve como barrera a la entrada del cobre. Al disminuir más la temperatura la solubilidad del Cu en α es mucho

menor, resultando que casi todo el Cu se queda en el líquido que al solidificar forma la región interdendrítica. Esto nos lleva a concluir que la fase rica en Al se ve reforzada por precipitados de Zn, que lo convierten en un aluminio de la serie 7000 (que es sabido son los más resistentes que existen). Entonces, la fase rica en Al se endurece principalmente por precipitados de Zn y no de Cu. Esto repercute en la deformabilidad de esta aleación, pues la alta dureza de esta fase (dendritas) hace que ésta se comporte rígidamente durante la deformación deslizándose entre la fase blanda interdendrítica rica en cobre. Los precipitados de Zn ya han sido observados anteriormente en aleaciones de Zn-Al [12,13].

La observación de la morfología de las dendritas por medio de MBE, mostró que éstas son en realidad celdas eutécticas de estructura laminar originadas por la descomposición de la fase α abajo de la temperatura eutécticoide (en correspondencia con el microanálisis) [11]. Por otra parte, la cáscara observada sobre las dendritas (véase Figura 5), es producto de una reacción de pasivación con el reactivo durante la preparación de las muestras para su observación sin ser una característica de la estructura del material o del proceso. Consideramos que la fisuración de esta cáscara se debe a diferencias notables entre su coeficiente de expansión térmica y el de la estructura que se encuentra debajo de ésta.

El incremento observado en la resistencia mecánica del Zinalco obtenido por colada semicontinua, se debe al refinamiento logrado en la estructura y a una mejor distribución de los aleantes. Las dendritas gruesas, como las que se obtienen al solidificar en molde permanente, no tienen la misma movilidad que las dendritas finas obtenidas por colada semicontinua; esto explicaría la alta fragilidad que presenta el material vaciado en molde permanente y la excelente ductilidad que tienen las barras de colada semicontinua. Se observó que las barras del grupo *a* son más dúctiles que las del *b*. Este hecho se explica considerando que la deformación ocurre fundamentalmente por deslizamiento de fronteras de grano. En este caso, durante la deformación, con el deslizamiento de los granos irán creciendo los huecos existentes y generándose nuevos. Como se sabe, la fractura generalmente se inicia en fisuras o poros existentes en el material (véase Figura 6); luego, cada material tiene un tamaño crítico de fisura o poro a partir del cual al aplicar un esfuerzo se inicia la fractura [14]. En los metales este tamaño crítico es del orden de decenas de micrómetros. En las barras del grupo *b*, los poros de mayor tamaño estarán más cerca del tamaño crítico que los poros de las barras del grupo *a*; y dado que las barras del grupo *a* tienen una densidad mayor que las del grupo *b*, tales barras soportarán deformaciones mayores sin romperse. Finalmente es de esperarse, como sucede en todo metal o aleación, que la deformación origine nuevas fisuras.

4. Conclusiones

Se obtuvieron barras de Zinalco con estructura dendrítica fina mediante el proceso de colada semicontinua. Este proceso produjo una disminución del tamaño de grano y una distribución más homogénea de los aleantes que las logradas por colada

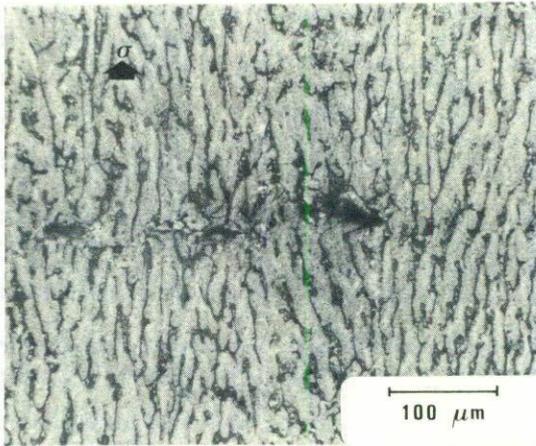


FIGURA 6. Fotomicrografía que muestra poros y microfisuras alineándose en dirección perpendicular al esfuerzo en regiones próximas a la fractura en muestras de Zinalco de colada semicontinua sometidas a tensión.

en molde permanente. Tanto en la región interdendrítica como al interior de las dendritas se observó una estructura laminar.

Se mejoraron considerablemente las cualidades mecánicas como: límite elástico, módulo elástico, resistencia máxima a la tensión y ductilidad respecto a las del Zinalco obtenido por colada en molde permanente.

Se pudo controlar el tamaño y la forma de grano así como la distribución de los aleantes, variando los parámetros de colada.

Con base en lo antes mencionado consideramos que será fácil variar las dimensiones y perfiles de las barras a obtener con este proceso, si se reajustan para cada caso los parámetros de colada. Asimismo, es posible que el proceso de colada semicontinua elimine, en algunos casos, la necesidad de extruir durante la producción de perfiles.

Por otro lado, consideramos que un estudio de la termofluencia en muestras de Zinalco obtenidas por colada semicontinua, permitirá avanzar en el conocimiento de los mecanismos microscópicos que rigen el fenómeno de la superplasticidad en dicha aleación. El trabajo en esta dirección, está actualmente en proceso.

Referencias

1. E.F.Emley, *Int. Met. Rev.* **6** (1976) 75.
2. M. Brédillon e G.Kourmani, *La Fonderia Italiana* **10** (1973) 314.
3. J. Evans, *Tin and its Uses* **113** (1977) 1.
4. J. Hinojosa Torres, T. Rangel Ortiz y G. Torres Villaseñor, Patente en trámite, Registro 17400, Dirección General de Invenciones, Marcas y Desarrollo Tecnológico, Secretaría de Comercio y Fomento Industrial, México.
5. J. Hinojosa Torres, T. Rangel Ortiz, J. Montemayor Aldrete y G. Torres Villaseñor, enviado para publicación a la *Rev. Mex. Fís.*

6. R. Resnick and D. Halliday, *Physics*, John Wiley & Sons Inc.(1966) (Cap. 17, p. 431).
7. H.A. Bowman and R.M. Schoonover, *Journal of Research, National Bureau of Standards* **71C**, No. 3, July-August 1967, pp. 179-198.
8. J.L. Rodda, *Trans. AIME* **99** (1932) 149.
9. J.L. Rodda, *Trans. AIME* **124** (1937) 189.
10. W.J. Bergmann, *Aluminium* **51** (1975) 336.
11. M.C. Flemings, *Solidification Processing*, McGraw-Hill Book Company, (1974) (Cap.4, Cap. 7).
12. G. Torres Villaseñor and J. Negrete, "Superplasticity and superplastic Forming", The Minerals, Metals & Materials Society, C.H. Hamilton and N.E.Paton (1988) 51.
13. G. Torres Villaseñor and Van Tendeloo, *Phys. Stat. Sol. (A)* **107** (1988) 785.
14. G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Second Edition, McGraw-Hill Kogakusha LTD, (1976) (Cap. 7).
15. G. Torres Villaseñor y M. Lopes Buizán, "Materials Aspects of world Energy Needs", pp. 238-240, National Academy of Sciences, Washington, D.C., 1980.
16. G. Torres Villaseñor, *Rev. Mex. Fis.* **3** (1985) 489.
17. G. Torres Villaseñor y J. Hinojosa Torres, *Moldeo y Fundición* **51** (1987) 33.
18. Progress and Development Report, *Foundry Trade Journal* **28** July, (1983) pp 85.
19. E.J. Kubel Jr., *Metal Progress* **7** (1987) 51.
20. *Metal Progress Databook*, American Society for Metals mid-June (1980) 25.

Abstract. Bars of Zn-22 wt% Al-2wt%Cu were obtained by the semicontinuous casting process from Zinalco Commercial Alloy. The bars were characterized by means of mechanical tests, optical and scanning electron microscopy techniques and X-ray microanalysis. The structure of the bars resulted strongly dependent on the values of the casting parameters. Under optimal conditions bars with yield stress of 397 MPa, ultimate tensile strength of 497 MPa and a maximum strain of 20 to 28% were obtained. These values are higher than those of pieces prepared by permanent mold casting from the same alloy and those of some steels, but here they correspond to a 35% lighter and better corrosion resistant material. Also the relationship between microstructure and mechanical properties of the bars is discussed.