

Rev. Cienc. Tecnol.
Año 9 / Nº 9 / 2007 / 59-69

CORRELACIÓN ENTRE LA COMPOSICIÓN, LA ESTRUCTURA Y LA MICRODUREZA DE ALEACIONES ZA-27

^{1,2}Alicia E. Ares; ²Sergio F. Gueijman; ²Carlos E. Schvezov.

¹Investigadora Asistente del Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET).

²Programa de Materiales, Modelización y Metrología. Facultad de Ciencias Exactas, Químicas y Naturales, Universidad Nacional de Misiones. Félix de Azara 1552, (3300), Posadas, Misiones. Argentina.

CORRELATION BETWEEN COMPOSITION, STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF ZA-27 ALLOYS

ABSTRACT

Zinc-Aluminum (ZA) alloys are castable and can be manufactured using a variety of processes including pressure and reocasting. Their good performance, versatility and low cost have converted these alloys in an attractive alternative for noble applications. ZA alloys such as ZA-8, ZA-12 and ZA-27 were developed for casting prototype parts. Particularly, the ZA-27 alloy is known for its high strength/density ratio.

In the present work, Zn-27% Al (ZA-27) alloys were directionally solidified with additions of Si, Cu and reinforcements of SiC particles. Microhardness tests and studies of quantitative metallography were carried out. The analyses of distribution of the different elements and silicon precipitates in different areas of the samples were carried out using Scanning Electron Microscopy and Energy Dispersive X-Ray Analysis. Correlations among composition, structure and microhardness of the alloys were determined.

KEYWORDS: ZA27 ZA27 alloys, characterization, composition, structure, microhardness.

RESUMEN

Las aleaciones Zinc-Aluminio (ZA) son versátiles y pueden ser manufacturadas utilizando técnicas de fundición, incluyendo fundición bajo presión y procesos de conformado en estado semi-sólido. Su buena performance, versatilidad y bajo costo convirtieron a estas aleaciones en una alternativa atractiva para nobles aplicaciones. Las aleaciones ZA tales como ZA-8, ZA-12 y ZA-27 fueron desarrolladas para partes de prototipos de fundición. Particularmente, la aleación ZA-27 es conocida por su elevada relación resistencia/densidad.

En el presente trabajo fueron preparadas aleaciones Zn-27% Al (ZA27) con adiciones de Si, Cu y/o refuerzos de partículas de SiC. Se realizaron ensayos de microdureza y de metalografía cuantitativa. Los análisis de la variación de distribución de los distintos elementos y de los precipitados de silicio en distintas zonas de las probetas fueron realizados mediante Microscopía Electrónica de Barrido y Espectroscopia Dispersiva en Energía. Fueron determinadas las correlaciones entre la composición, la estructura y la microdureza de las aleaciones.

PALABRAS CLAVE: Aleaciones ZA27, caracterización, composición, estructura, microdureza.

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones ZA fueron desarrolladas en los años setenta y comenzaron a ser una opción para las aplicaciones en componentes en los que se requieren aleaciones resistentes al desgaste. Estas aleaciones pueden ser manufacturadas por técnicas de fundición, incluyendo fundición bajo presión y procesos de conformado en estado semi-sólido [1]. También pueden ser elaboradas por las técnicas convencionales de trabajado mecánico: forjado, extrudado, laminado. Estas aleaciones poseen una excelente fluidez en moldes de secciones finas. Se manifestó un particular interés en la aleación ZA27 (Zn-27% Al, porcentaje en peso) por su alta tensión de fluencia, aunque la misma resulta ser susceptible a defectos de porosidad, los cuales ocurren en la parte inferior de las aleaciones y se conocen como defectos de contracción inferior o “Underside Shrinkage Defects” (USD). Estos defectos de contracción inferior suman un costo de producción adicional en las aleaciones ZA27. Esta contracción inferior puede ser eliminada si se utilizan enfriadores en ubicaciones apropiadas del molde para incrementar el gradiente de temperatura durante la solidificación, o mediante el agregado de una variedad de elementos aleantes. La contracción inferior también puede ocurrir en las aleaciones ZA8 y ZA11 [1-8].

Las primeras investigaciones realizadas por Gervais, E. *et al.* [3] y por Barnhurst, *et al.* [4] marcan el comienzo del desarrollo de estas aleaciones, (ZA27-2% Cu-0,01% Mg) y muestran que la USD se produce por: el alto rango de solidificación de las aleaciones ZA27, la diferencia de densidades entre la fase sólida y la fase líquida presentes y la tensión superficial del líquido. Sahoo, M. *et al.* [6] atribuyen que la USD en las aleaciones ZA27 es influenciada por: el tipo de molde, las relaciones de las secciones en el sistema de alimentación al molde, la temperatura de vertido, las modificaciones microestructurales de la aleación y el uso de enfriadores y mangas insufflantes.

Del efecto de la adición de los elementos se puede resumir lo siguiente [7-10,12]:

–La adición de trazas de elementos produce una pequeña disminución de la tensión de rotura de la aleación.

–Los elementos formadores de escoria, como Na, Ca, Sr, y sus sales, reducen la tensión de rotura. Los elementos refinadores de granos Ti, Zr, B no influyen en la tensión de rotura pero mejoran la elongación, la cual es reducida por los elementos formadores de escoria.

–La energía al impacto se reduce considerablemente por la adición de trazas de elementos incluyendo Sr, Sr⁺, B y Be. Los valores de la energía de impacto son gene-

ralmente más altos en la ZA12.

–Sr, Ca, Li, Na, Be y K eliminan la contracción inferior en las aleaciones ZA; sin embargo, el Ti, Zr, Sb, B no tienen efectos sobre esta propiedad. La influencia del P y S sobre la contracción inferior no es aun clara.

–La capacidad de adhesión al molde de ambas aleaciones es reducida por la adición de elementos reactivos del grupo IA y IIA.

–La tensión de rotura, la tensión de fluencia y el porcentaje de elongación de las aleaciones son reducidas en las aleaciones tratadas con Sr, pero son elevadas con la adición de Be. La dureza se incrementa con la adición de este elemento. Adiciones combinadas de Sr y B no incrementan la elongación y la tensión al impacto.

–Agregados de trazas de elementos, como el Mg y el Cu mejoran la resistencia a la corrosión y el endurecimiento de la aleación. La adición de magnesio de 0,01% produce un marcado incremento en la tensión de fluencia y un marcado descenso de la ductilidad. No obstante, las fases formadas por el Cu, que actúan como endurecedoras, son responsables de la falta de estabilidad dimensional de las correspondientes aleaciones.

En el presente trabajo fueron preparadas aleaciones de Zn-27% Al (ZA27) con adiciones de Si, Cu y/o refuerzos de partículas de SiC. Se realizaron ensayos de solidificación direccional, de composición, estudios de metalografía cuantitativa y de microdureza. Los análisis de la variación de distribución de los distintos elementos y de los precipitados de silicio en distintas zonas de las probetas fueron realizados mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Espectroscopia Dispersiva en Energía (EDAX).

MATERIALES Y MÉTODOS

Preparación de las Probetas

Se prepararon probetas solidificadas direccionalmente y “as cast”. El crecimiento direccional de las aleaciones en estudio tuvo como objetivo establecer el proceso de solidificación con control de dirección y la velocidad de solidificación y también el perfil de temperaturas en la interfase sólido/líquido, dentro de ciertos límites, utilizando un horno de solidificación direccional tipo Bridgman-Stockbarger vertical, con unidad de calentamiento, unidad de movimiento de las muestras, sistemas de control de temperaturas, de traslación de las muestras y se le añadió un sistema de extracción calórica. El equipamiento utilizado para las solidificaciones direccionales se presenta en la Figura N°1 y el utilizado para las fundiciones “as cast” en la Figura N°2.

Las aleaciones fundidas fueron preparadas a partir de

los elementos puros, Zn con 99.98% y Al con 99.99% de pureza (% en peso), y los compuestos con la aleación pesada como matriz, y además, con partículas de SiC de alta pureza.

Las mediciones de temperatura se realizaron utilizando termocuplas tipo K, las cuales fueron previamente calibradas utilizando los elementos puros y protegidas con una pasta cerámica. Las muestras fueron fundidas en moldes cilíndricos rectos de alúmina de 16 mm de diámetro interno, 18 mm de diámetro externo y 200 mm de altura, los cuales fueron lavados con acetona y posteriormente secados antes de utilizarlos. El tiempo de solidificación

fue de aproximadamente 100 segundos.

Para el análisis metalográfico, las probetas fueron cortadas y lijadas utilizando lijas de diferentes granulometrías, desde graduación 80 hasta 1200 y luego pulidas con pasta de diamante de 1 μm . El ataque químico fue realizado con una mezcla conteniendo ácido crómico (50 g Cr_2O_3 ; 4 g Na_2SO_4 en 100 ml de agua) durante 6 segundos a temperatura ambiente (25°C) que resultó adecuado para revelar la microestructura. Las composiciones de las muestras que se consideran en este trabajo se indican en la Tabla N°1.

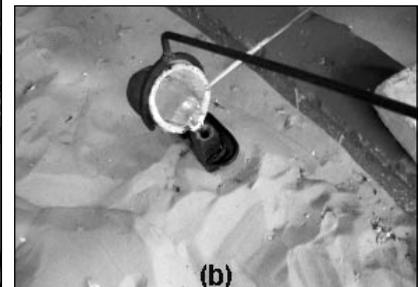
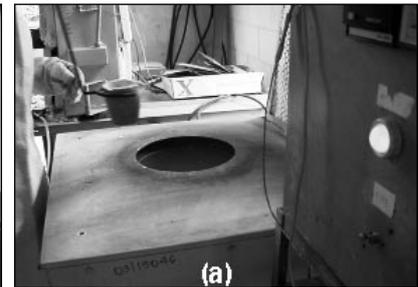
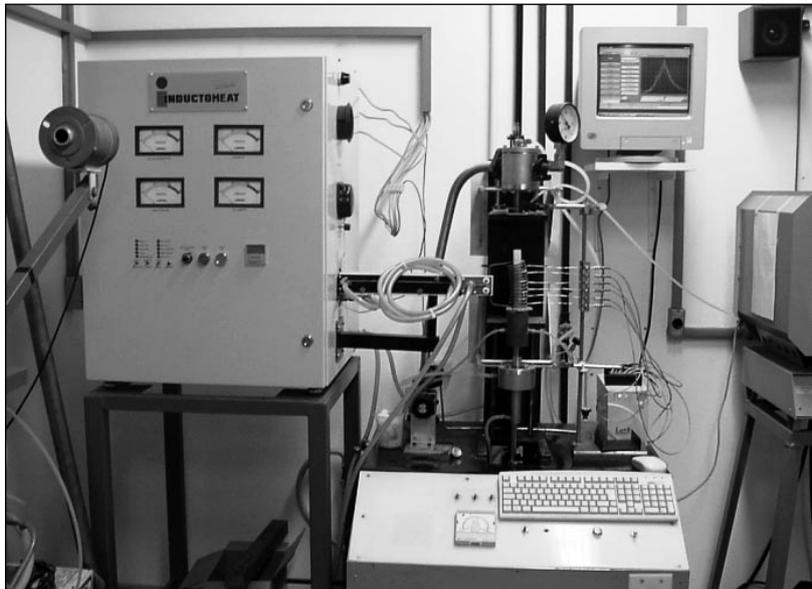


FIGURA 1 (izq.). Dispositivo experimental empleado para la solidificación direccional. DEMA-FEM-UNICAMP. **FIGURA 2.** (a) y (b) Fundición "as cast".

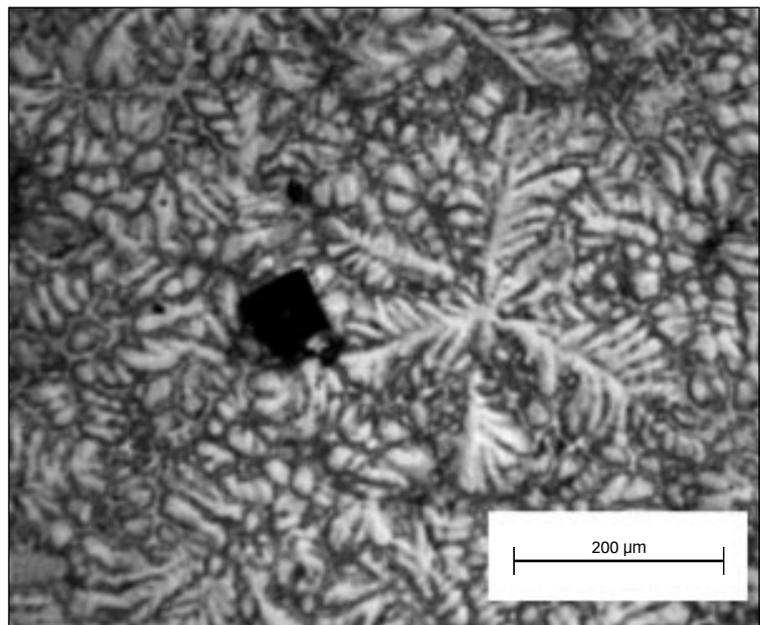


FIGURA 3 (izq.). Microdurómetro Buehler. **FIGURA 4** (der). Micrografía de aleación ZA27+7% Si+2.5% Cu.

Tabla 1. Composición de las probetas solidificadas.

#	Descripción (% en peso)	Al	Cu	Si	Zn
1	ZA27	27.00			Balance
2	ZA27+7% Si+2.5% Cu	26.98	0.701	6.619	Balance
3	ZA27+3.5% Si+1% Cu	27.57	1.04	3.73	Balance
4	ZA27+5 vol% SiC	24.01		1.707	Balance
5	ZA27+3.5% Si+1% Cu+16 vol% SiC	21.46	1.31	3.46	Balance

Ensayos de Microdureza

Las pruebas de dureza fueron realizadas a temperatura ambiente utilizando un microdurómetro Buehler. Las cargas utilizadas estuvieron entre 10 g y 1000 g. Las medidas fueron realizadas utilizando la norma ASTM E 384–89 [13] utilizando un tiempo de impresión de 15 segundos. Para determinar la microdureza promedio se realizaron un mínimo de 10 mediciones. La microdureza Vickers (HV) fue determinada utilizando la siguiente relación:

$$HV = \frac{1.854,4Q}{a^2} = \text{kg} / \text{mm}^2 \quad (1)$$

donde, Q es la carga en gramos y a es la longitud de la diagonal en μm . En la Figura N°3 se presenta una foto del equipo utilizado en las mediciones de microdureza y en la Figura N°4 una micrografía de la aleación ZA27+7% Si+2.5% Cu mostrando la impronta.

Metalografía Cuantitativa

La microestructura fue analizada mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. El tamaño de grano y la fracción en volumen de las partículas fueron determinados utilizando las normas técnicas ASTM E-112 [14] y E-562-89 [15], respectivamente. La distribución de los elementos en la microestructura fue analizada utilizando EDAX.

RESULTADOS

Los resultados experimentales están relacionados a la microestructura de las aleaciones y de los materiales compuestos, a las pruebas de microdureza Vickers (HV) y a la metalografía cuantitativa.

Microestructuras

ALEACIONES ZA27

La microestructura de la aleación ZA27 sin la adición de partículas presenta una matriz rica en aluminio y una zona interdendrítica rica en zinc. Posee una estructura dendrítica de brazos primarios rica en aluminio, lo que se evidencia en las Figuras N°5 (a) y (b) y en la Figura N°6. El eutéctico está formado por dendritas y el peritético ocurre por una transformación a 275°C , siguiendo el diagrama de fases Al-Zn [11], (ver la Figura N°7) el mismo se forma en el estado final de la solidificación. Este eutéctico tiene una morfología de finas láminas de α y η . El análisis de rayos-X muestra que las fases α y η consisten en Al (α) con estructura fcc y parámetro de red $a=(4.0474\pm 0.0002)$ y la fase del zinc (η) por una estructura hcp y parámetros de red $a=(2.6655\pm 0.0001)$ y $c=(4.9494 \pm 0.0003)$, coincidiendo con otros estudios previos [10, 12]. A escala macroscópica, la concentración de aluminio se incrementa en la dirección de solidificación desde la base hasta la parte superior de la muestra, como se indica en la Figura N°8.

ALEACIÓN ZA27+Si+Cu

La adición de silicio a la aleación ZA27 no produce cambio en la morfología de las aleaciones. El silicio aparece en la microestructura en dos formas: en solución y como precipitado. Los precipitados aparecen generalmente en el centro de las dendritas, como se indica en la Figura N°9 (a). Esta Figura muestra un análisis EDAX

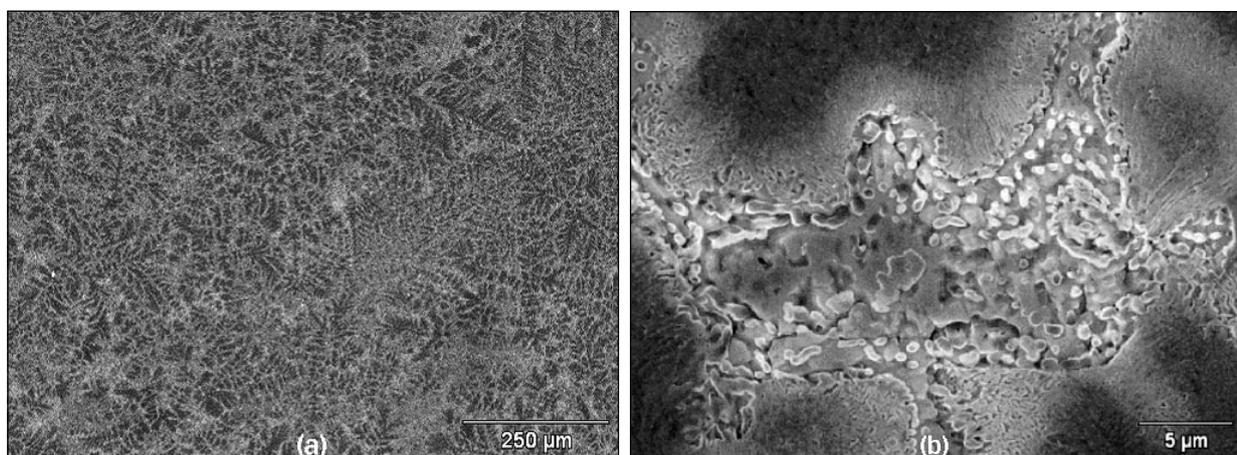


FIGURA 5. Microestructura de aleaciones ZA27. (a) espaciamiento dendrítico primario rodeado por el eutéctico laminado $\alpha + \eta$. (b) Típica estructura de láminas de $\alpha + \eta$ en el eutéctico $\alpha + \eta$.

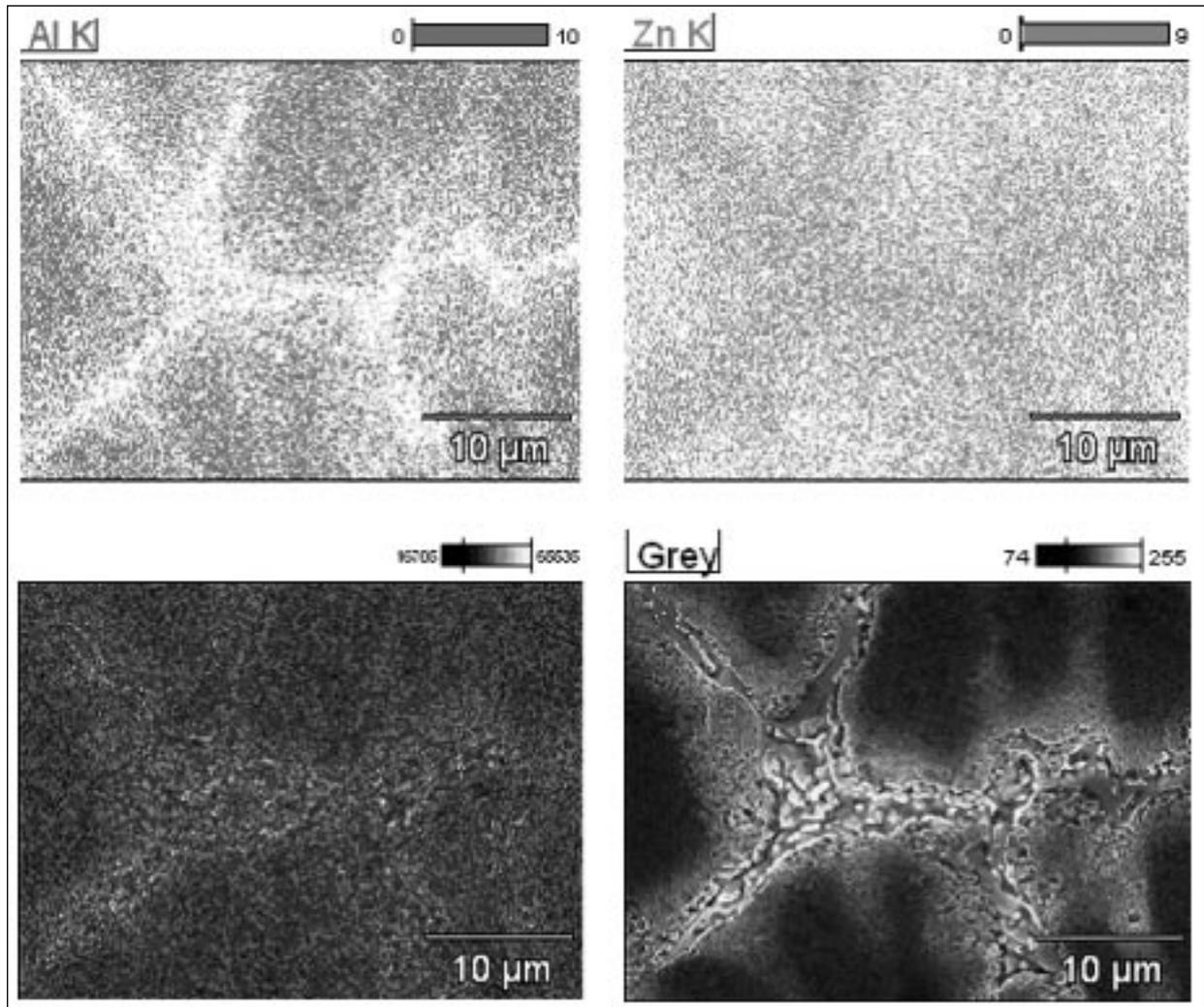


FIGURA 6. Microestructura de la aleación ZA27 y la distribución de elementos presentes.

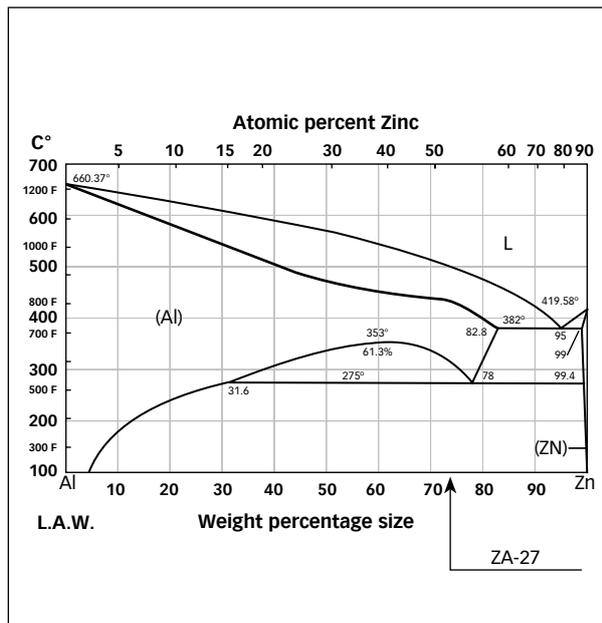


FIGURA 7. Diagrama de fase Al-Zn [11].

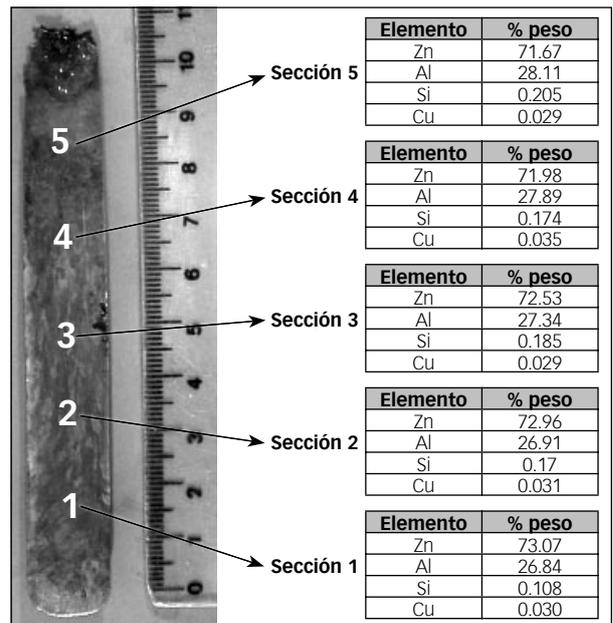


FIGURA 8. Izq. (a): Probeta de la aleación ZA-27. Der. (b): Análisis de concentración.

de los precipitados de silicio indicados en la misma figura. La presencia de los precipitados en la matriz de la aleación y en el centro de las dendritas está indicando que los precipitados se forman en la aleación líquida y que posiblemente las dendritas nucleen sobre ellos, en concordancia con el diagrama de fase ternario para los tres elementos, Zn-Al-Si [11] y coincidiendo con los resultados obtenidos por Auras y Schvezov [10] y por Ares y colaboradores [12] previamente.

Se observó la presencia de poros en las muestras, la porosidad se incrementó desde la parte inferior a la superior de las muestras conforme se incrementó la distribución de los precipitados de silicio. Se observó una correlación cualitativa entre el incremento de la porosidad y el número de partículas de Si; las muestras con menor concentración de silicio presentaron menos porosidad que las muestras con mayor concentración de este elemento.

El mapa de composición del cobre, muestra que para una concentración nominal de 2.5% y por debajo de la misma, el cobre se encuentra distribuido homogéneamente en solución sólida. Esto se puede apreciar también en la Figura N°9 (a).

ALEACIÓN ZA27+Si+Cu+SiC(p)

El efecto de la adición de partículas en la microestructura de la aleación ZA27 es el de disminuir el tamaño de grano según se incrementa la fracción en volumen de las partículas. Las partículas aparecen en su mayoría en las regiones interdendríticas, en forma opuesta a la aparición de los precipitados de silicio, como se puede observar en la Figura N°9 (b). Las partículas de SiC se distinguen de los precipitados de silicio en dos aspectos: en primer lugar, los precipitados tienen un color gris claro, mientras que las partículas tienen un color gris oscuro; en segundo lugar, los precipitados poseen un contorno irregular, mientras que las partículas tienen esquinas y contornos bien definidos. Se midió el tamaño promedio de las partículas, la distribución de promedio de partículas que se encontró en las aleaciones reforzadas fue de $5.27 \pm 1.07 \mu\text{m}$.

La distribución de los precipitados se incrementa en la dirección de solidificación desde la base de la muestra. El efecto de la adición de partículas de refuerzo a la aleación ZA27 se puede realizar analizando los resultados de la muestra 5. En primer lugar, la fracción en volumen medida en esa muestra no es uniforme incrementándose desde la base a la parte superior, indicando que existió el fenómeno de flotación de las partículas. La distribución de las partículas se muestra en la Figura N° 10 en los lugares considerados. Se observó que existe un gran número de partículas grandes en la parte superior, consistente con el

fenómeno de flotación. Contrariamente a lo que se observa con los precipitados de silicio, que aparecen en su mayoría en el centro de las dendritas, como se puede observar en la Figura N°10 (b.1 a b.3)), las partículas de CSi aparecen en su mayoría en las regiones interdendríticas (Figuras 10 (c.1) a (c.3)). Las aleaciones presentaron porosidad, la porosidad ocurre normalmente en forma más intensa en la parte de abajo de las muestras y recibe el nombre de “underside shrinkage defects (USD)” [3-9], ver los pequeños puntos negros en las Figuras 10 (d.1) a (d.3).

En la Figura N°11 se muestran los resultados del análisis de composición lineal en las muestras, realizados en dos zonas, (a) donde no hay partículas de CSi presentes y (b) en una zona en donde las mismas se encuentran en gran cantidad. En el caso (a) el análisis lineal evidenció mayores cantidades de Zn y Al; mientras que en el caso (b) son muy evidentes los picos de Si en las zonas donde se encuentran las partículas de CSi.

PRUEBAS DE MICRODUREZA Y METALOGRAFÍA CUANTITATIVA
Se realizaron mediciones de microdureza en las muestras. En las mismas posiciones se determinaron las fracciones en volumen de las partículas y el tamaño promedio de los granos de acuerdo con las normas técnicas ASTM E 112-88 [14] y ASTM E 562-89 [15]. El tamaño promedio de las partículas estuvo en el rango de diámetro promedio entre $1,76 \mu\text{m}$ a $15,79 \mu\text{m}$.

En la posición 1 no se observaron partículas mayores que $8,77 \mu\text{m}$, mientras que en la posición 2, la distribución de tamaño fue mucho más homogénea que en las otras posiciones. En la posición 3 es posible apreciar partículas de un diámetro promedio de $3,51 \mu\text{m}$. En la Tabla 2 se presentan los datos correspondientes a los estudios de metalografía, esto es, posición, tamaño de grano (Abrams), fracción de volumen interdendrítico, diámetro promedio de las partículas (μm), número de partículas/ mm^2 , fracción en volumen, tamaño de grano promedio (μm), microdureza promedio HV (Kg/mm^2) en cada posición. A modo de ejemplo se analizan los resultados de los ensayos de microdureza realizados en la probeta 4. Analizando la Tabla N°2, en primer lugar, se puede ver que la microdureza se incrementa linealmente con el diámetro promedio de partícula. Segundo, la microdureza se incrementa con el incremento de la fracción en volumen de las partículas, este incremento es significativo considerando las bajas fracciones en volumen empleadas. Tercero, el tamaño de grano disminuye con el incremento de la fracción en volumen de las partículas. Los resultados indican que la presencia de partículas tiene un efecto sobre la solidificación, disminuyendo el tamaño de la estructura. En el presente caso, la variación

Tabla N° 2. Distribución de partículas de SiC, microestructura y dureza obtenidas en una de las muestras analizadas.

#	Abrams (ASTM N°)	Fracción de Volumen Interdendrítico	Diámetro de Partícula Promedio (um)	Número de Partículas (mm ²)	Fracción en Volumen de Partículas	Tamaño de Grano Promedio (um)	Microdureza Promedio HV (Kg/mm ²)
1	5,1	29,38	4,08	1142	1,49	50,15	165,5
2	5,2	32,5	5,41	1079	2,48	38,94	172
3	4,86	30,94	4,93	1828	3,49	41,64	168,05
4	5,1	28,13	6,65	1155	4,01	39,34	176,55
5	5,2	31,46	6,11	1117	3,24	39,14	174,27

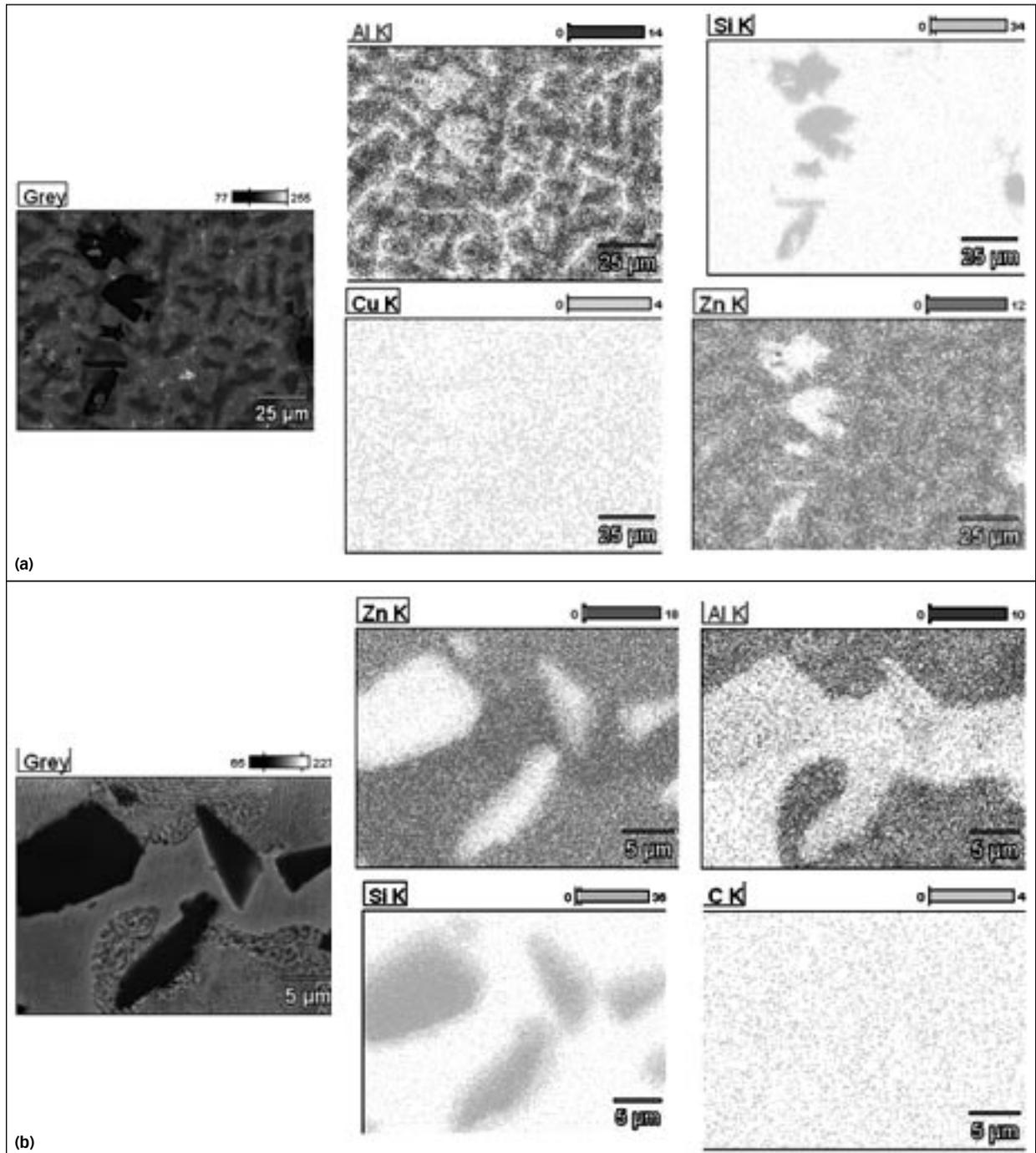


FIGURA 9. Microestructura y distribución de elementos de (a) ZA27+7% Si+2.5% Cu, mostrando los precipitados de Si en el centro de las dendritas. (b) ZA27 + 3.5 %Si+1% Cu + 16 vol %SiC, mostrando las partículas de SiC en las zonas interdendríticas.

en tamaño podría no ser atribuida a un incremento en las velocidades de solidificación ya que la primera parte en solidificar es la de abajo, y es la que presenta el tamaño mayor. Además, esto indica que las partículas podrían tener un fuerte efecto en la estructura de solidificación.

En las probetas solidificadas direccionalmente se realizaron análisis de la variación de la microdureza en la longitud y en el ancho de las probetas utilizando diferentes cargas, entre 200 gf a 1000 gf, sin embargo, y debido a que los resultados obtenidos con las diferentes

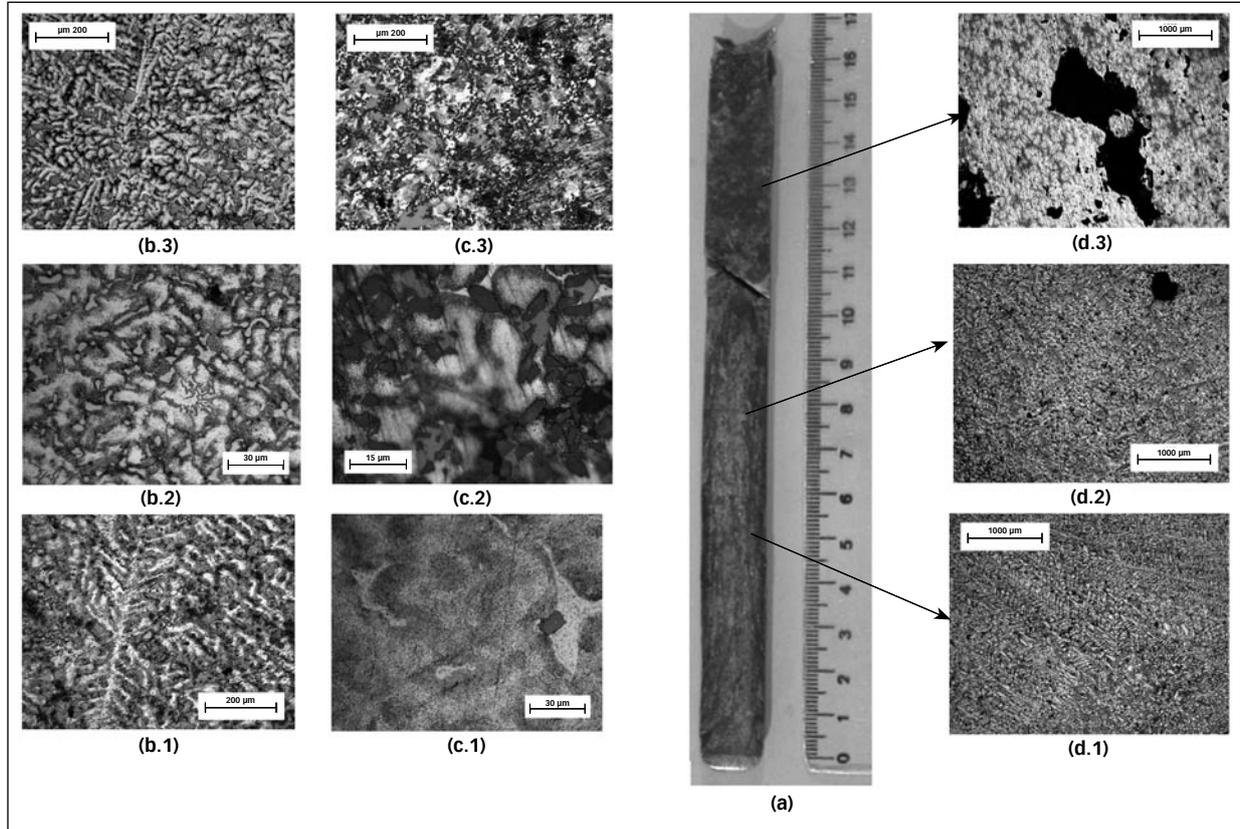


FIGURA 10. (a) Macroestructura de la aleación ZA27+3.5% Si+1% Cu+16 vol % SiC (b.1 a b.3). Precipitados de Si. (c.1 a c.3) Partículas de SiC. (d.1 a d.3). Efecto de la porosidad.

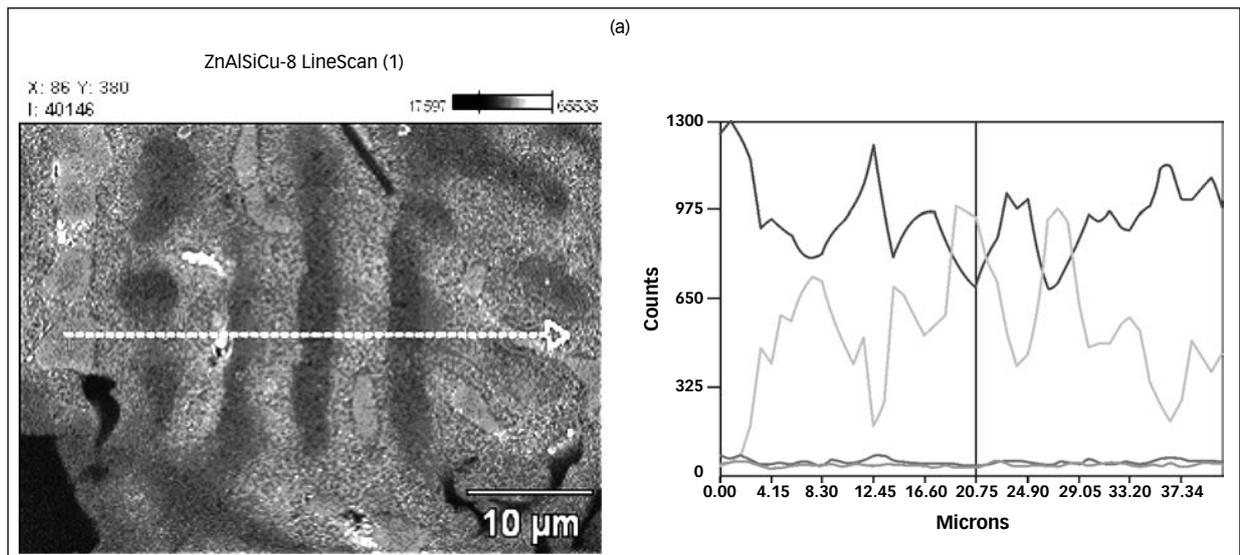


FIGURA 11. Análisis de composición lineal. (a) Zona de la matriz, sin la presencia de precipitados o de partículas de SiC. — AL K: 955, — SI K: 34, — Cu K: 40, — Zn K: 689.

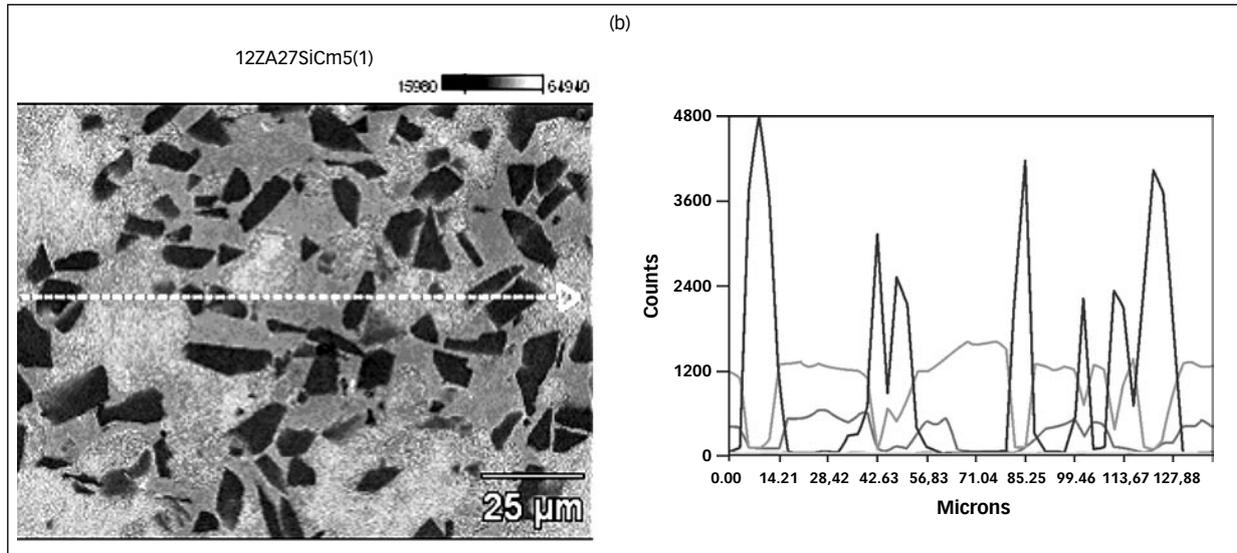


FIGURA 11. Análisis de composición lineal. (b) Zona de precipitados y de partículas de CSI. — C K: 42, — O K: 39, — Al K: 393, — Si K: 53, — Zn K: 1284.

cargas fueron bastante similares, se presentan los resultados obtenidos utilizando una carga de 200 gf.

En la Figura N°12 (a) se muestra la variación con la longitud y en la Figura N°12 (b) la variación con el ancho. En el caso (a) se analiza la variación de la microdureza con el tipo de estructura, esto es columnar, con transición de estructura columnar a equiaxial (TCE) y con estructura equiaxial al final de la probeta. En general, se obtuvieron valores mayores de microdureza con las estructuras equiaxial y con TCE [12]. En el caso (b) se analiza la variación de la microdureza con el ancho. En general, se observaron mayores valores de microdureza en los bordes que en el centro de las muestras.

Los valores de microdureza obtenidos en las probetas “as cast” han sido aproximadamente iguales a los valores obtenidos en las zonas equiaxiales de las probetas solidificadas direccionalmente.

CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos conducen a las siguientes conclusiones:

- 1) Se realizó la solidificación direccional de aleaciones ZA27 con estructura dendrítica rodeada por estructura eutéctica. A escala macroscópica, la concentración de aluminio se incrementa con la dirección de solidificación, desde la base a la parte superior de las muestras.
- 2) En la escala microscópica el silicio aparece en dos formas: en solución y como precipitado. Los precipitados de silicio aparecen generalmente en el centro de las dendritas.
- 3) La presencia de precipitados de silicio dentro de las dendritas indica que los precipitados se forman en el líquido y que posiblemente las dendritas nucleen sobre los mismos.
- 4) Para una concentración nominal de 1 por ciento y

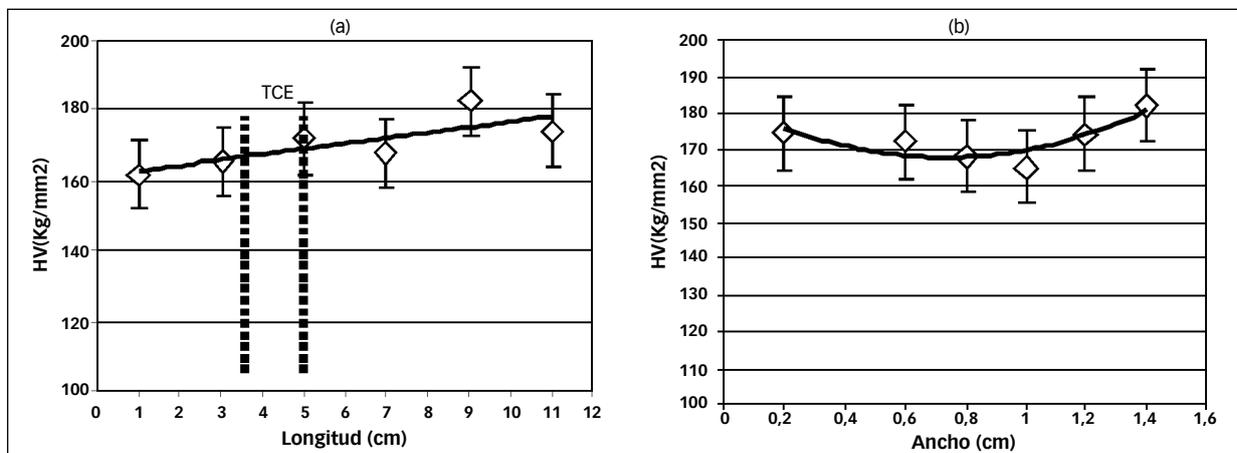


FIGURA 12. Variación de la microdureza HV con: (a) la longitud y (b) el ancho de la probeta solidificada direccionalmente. ZA27 + 5 vol % SiC. ◇ 200 gf.

por debajo de la misma, el cobre se encuentra homogéneamente distribuido en solución sólida.

5) Las partículas de SiC aparecen en las regiones interdendríticas.

6) La distribución de las partículas de SiC no es uniforme a lo largo de la fundición debido al fenómeno de flotación.

7) Las partículas de SiC para bajas fracciones en volumen tienen el efecto de incrementar la microdureza de la aleación y de reducir el tamaño de la microestructura.

8) La microdureza se incrementa linealmente con el diámetro promedio de las partículas de SiC.

9) En las muestras solidificadas direccionalmente, la microdureza es mayor en las zonas equiaxial y con transición de estructura columnar a equiaxial, TCE. Además, se observaron mayores valores de microdureza en los bordes que en el centro de las probetas.

10) Los valores de microdureza obtenidos en las probetas "as cast" han sido aproximadamente iguales a los valores obtenidos en las zonas equiaxiales de las probetas solidificadas direccionalmente.

11) Los resultados son consistentes con los obtenidos recientemente por Auras y Schvezov y por Ares, Caram y Schvezov.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET) por la ayuda financiera. Uno de los autores, Alicia Esther Ares, agradece al Dr. Rubens Caram por el uso del equipamiento y del Laboratorio del DEMA-FEM-UNICAMP, y además, por muchas discusiones útiles. También, agradece a R.H. Jacon, C. Vieira Leal, S. Gomes da Cruz, F. Gatamorta, J.L. Lisboa y E. Cardoso por su asistencia en los experimentos y en las observaciones metalográficas.

REFERENCIAS

1. Gervais, E.; Levert, H.; Bess, M.

The Development of a Family of Zinc-Base Foundry Alloys, AFS Transactions, 88: p. 183-194.2. 1980.

2. Sahoo, M.; Whiting, L. V.

Foundry Characteristics of Sand Cast Zn-Al Alloys. AFS Transactions, 92: p. 861-870. 1984.

3. Gervais, E.; Barnhurst, R. J.; Loong, C. A.

An Analysis of Selected Properties of ZA Alloys, J. Met. November, 43: p. 84. 1985.

4. Barnhurst, R. J.; Gervais, E.; Bayles, F. D.

Gravity Casting of Zinc-Aluminum Alloys- Solidification

Behavior of ZA-8, ZA-12 and ZA-27. AFS Transactions, 72: p. 569-584. 1983.

5. Barnhurst, R. J.; Gervais, E.

Gravity Casting of Zinc-Aluminum (ZA) Alloys: Dependence of Mechanical Properties on Soundness, Microstructure, and Inclusion Content, AFS Transactions, 93: p. 591-602. 1985.

6. Sahoo, M.; Whiting, L. V.; Whited, W. G.

Control of Underside Shrinkage in Zinc-Aluminum Foundry Alloys by the Addition of Trace Elements, AFS Transactions, 93: p. 475-80. 1985.

7. Sahoo, M.; Whiting, L. V.; Chartrand, G.

Effect of the Strontium On the Structure and Mechanical Properties of the Melted Zn-Al Alloys Zn-Al, Weatherall. AFS Transactions, 94: p.225-242. 1986.

8. Sriram, P.; Seshan, S.; Roshan, H. MD

Effect of Trace Elements on Casting Characteristics and Mechanical Properties of Cast ZA Alloys. AFS Transactions, 109: p. 769-775. 1992.

9. Delneville, D.

Tribological Behavior of Zn-Al Alloys (ZA27) Compared with Bronze When Used as a Bearing Material with High Load and at Very Low Speed, Wear. 105: p. 283-292. 1985.

10. Auras, R. A.; Schvezov, C. E.

Wear Behavior, Microstructure, and Dimensional Stability of As Cast Zinc-Aluminum/SiC (Metal Matrix Composites) Alloys, Metallurgical Transactions, 35: p. 1579-1590. 2004.

11. ASM Handbook

Alloy Phases Diagrams, American Society of Materials, 3: p. 3.19. 1985.

12. Ares, A. E.; Caram, R.; Schvezov, C. E.

Solidification, Structures and Properties of Zinc-Aluminum/SiC (MMC) Alloys, Solidification Processing of Metal Matrix Composites, A publication of the Minerals, Metals, & Materials Society, p. 183-196. 2006.

13. Standard Test Methods for Determining Hardness. ASTM E 384-89. Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, PA 19103. p. 235-240. 1989.

14. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM E 112-88. Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, PA 19103. p. 297-322. 1988.

Standard Test Methods for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. ASTM E 562-89. Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, PA 19103. p. 612-617. 1989.

Recibido: 13/02/07.

Aprobado: 10/08/07.

• Alicia Esther Ares.

Ingeniera Química. Dra. en Ciencia y Tecnología, mención Materiales, además de haber realizado Pos-Doctorados en Universidades de Brasil y Estados Unidos en la misma Área. Profesora Adjunta en las Cátedras de Ciencia de los Materiales de la Ingeniería Química y Fisicoquímica Ic. (FCEQyN-UNaM) y en la Cátedra de Tecnología de los Materiales (FA-UNaM). Investigadora Asistente del CONICET y posee actualmente la Categoría I en el Sistema Nacional de Incentivos a los Docentes-Investigadores.

• Sergio Fabian Gueijman.

Licenciado en Ingeniería Mecánica. Magíster en Ciencia y Tecnología de los Materiales y ha realizado varios cursos con nivel de Doctorado en Universidades de Estados Unidos. Se desempeña actualmente como Profesor Adjunto en la Cátedra de Física General (FCEQyN-UNaM). Posee la Categoría III en el Sistema Nacional de Incentivos a los Docentes-Investigadores.

• Carlos Enrique Schvezov.

Licenciado en Física. Ph. D. de la Universidad de British Columbia, Canadá. Se desempeña actualmente como Profesor Titular en la Cátedra de Matemática Aplicada (FCEQyN-UNaM). Posee la Categoría I en el Sistema Nacional de Incentivos a los Docentes-Investigadores. También, se desempeña como Director del CEDIT/ Gobierno de la Provincia de Misiones.