

CORRELACIÓN ENTRE MICROESTRUCTURA, PROPIEDADES MECÁNICAS Y VARIABLES DE SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES Zn-Al

A.E. Ares¹, S.F. Gueijman³ R. Caram² and C.E. Schvezov³

1 Investigadora Asistente del CONICET.

2 Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. C.P. 6122 - CEP: 13083-970. Campinas, SP, Brazil.

3 Programa de Materiales, Modelización y Metrología, Facultad de Ciencias Exactas, Químicas y Naturales, Universidad Nacional de Misiones. Félix de Azara 1552. 3300 Posadas-Misiones.

aares@fcegyn.unam.edu.ar

En el presente trabajo se correlaciona la microestructura con las propiedades mecánicas y las variables de solidificación de aleaciones Zn-Al. Algunos modelos de crecimiento dendrítico que expresan el espaciamiento dendrítico secundario como una función de la velocidad de la punta de la dendrita o del tiempo de solidificación local han sido contrastados con datos experimentales de la solidificación unidireccional de las aleaciones binarias. Basados en esos modelos dendríticos y en expresiones analíticas que describen la posición de las isoterms solidus y liquidus durante la solidificación unidireccional de aleaciones binarias y en resultados experimentales de microdureza de las probetas solidificadas, se obtuvieron expresiones que permiten correlacionar la microdureza con el espaciamiento dendrítico y con las variables del proceso de solidificación.

In the present article, some important trends have been shown regarding the relationship between mechanical properties, microstructure and solidification variables of Zn-Al alloys castings. Some theoretical dendritic growth models, expressing secondary spacings as function of tip growth rate or local solidification time, have been tested against experimental data obtained during unsteady-state solidification. Based on these dendritic models, on analytical expressions describing the position of solidus and liquidus isotherms in the unidirectional solidification of binary alloys and on experimental results concerning tensile testing of casting samples, expressions have been developed permitting a correlation between ultimate and yield strength, dendrite secondary spacings and solidification processing variables.

I. INTRODUCCIÓN

La imposición de un amplio rango de condiciones operacionales en los procesos de fundición genera, como una consecuencia directa, una diversidad de estructuras de solidificación. Parámetros estructurales tales como, el tamaño de grano y el espaciamiento interdendrítico son altamente influenciados por el comportamiento térmico del sistema metal/molde durante la solidificación, consecuentemente, imponiendo una estrecha correlación entre los sistemas descriptos y la microestructura resultante. Las propiedades mecánicas de una aleación dependen del arreglo microestructural. Bajo estas circunstancias, el comportamiento mecánico de una aleación, representado por los esfuerzos, estará definido por el tamaño de grano, el espaciamiento interdendrítico, la porosidad, los productos segregados y por otras fases presentes⁽¹⁾.

Efecto de los parámetros térmicos de solidificación en la microestructura dendrítica

Numerosos estudios de solidificación han sido desarrollados con la finalidad de caracterizar el espaciamiento dendrítico bajo condiciones experimentales que involucran solidificación en condiciones de régimen estable e inestable⁽²⁻⁹⁾.

Un caso de suma importancia es cuando el régimen de flujo de calor acompaña a la mayoría de los procesos industriales. En el caso de estado inestable, que es en el que focaliza este artículo, el espaciamiento dendrítico λ_1 y λ_2 , se expresan usualmente como una función de la velocidad de enfriamiento, \dot{T} , o del tiempo de solidificación local, t_{SL} , de acuerdo con:

$$\lambda_{1,2} = C_i (GV)^{-a} \quad (1)$$

$$\lambda_2 = K(t_{SL})^a \quad (2)$$

donde C_i son constantes y el exponente a ha sido recientemente resumido en la literatura para un número de aleaciones ⁽²⁾

$$\lambda_1 = \left[\frac{64D\Gamma[m(k-1)]C_0 - kGDV^{-1}}{G^2V} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (6)$$

Feurer y Wunderlin⁽⁵⁾ Kirkwood⁽⁴⁾ han derivado la formula del espaciamiento dendrítico secundario como una función del tiempo de solidificación local, que difiere solamente en un pequeño factor en la constante numérica y puede expresarse como:

$$\lambda_2 = K(Mt_{SL})^{1/3} \quad (3)$$

donde:

$$M = -\frac{\Gamma D_L}{(1-k_0)m_L(C_E - C_0)} \ln\left(\frac{C_E}{C_0}\right) \quad (\text{m}^3\text{s}^{-1}) \quad (4)$$

y $K = 5.5$ (Feurer y Wunderlin) o $K = 5.0$ (Kirkwood), Γ es el coeficiente de Gibbs-Thomson, D_L es la difusividad del soluto en el líquido, k_0 es el coeficiente de partición, C_0 es la composición de la aleación, C_E es la composición eutéctica y m_L es la pendiente de la línea liquidus.

Bouchard y Kirkaldy⁽⁸⁾ han derivado una formula del tipo Mullins y Sekerka⁽¹⁰⁾ para el espaciamiento dendrítico secundario, que ha probado ser satisfactoria en ambos estados, estable e inestable, la misma está dada por:

$$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left(\frac{4\sigma_{SL}}{C_0(1-k_0)^2 \rho L} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right)^{1/3} \quad (5)$$

donde a_2 es el factor de calibración que depende de la composición de la aleación, σ_{SL} es la energía de superficie líquido/sólido, ρ es la densidad, L es el calor latente y V_L es la velocidad de la punta de la dendrita.

Básicamente cuatro modelos teóricos han sido utilizados para describir el espaciamiento dendrítico primario en función de la velocidad de crecimiento, del gradiente de temperatura y de las características de la aleación: los modelos de Hunt⁽¹¹⁾, de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾, de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ y de Trivedi⁽¹⁴⁾.

El modelo de Hunt⁽¹¹⁾ fue el primer modelo consistente a ser aplicado en la previsión del espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , en función de parámetros de solidificación. Tal modelo está dado por la siguiente ecuación:

donde V es la velocidad de crecimiento, D es el coeficiente de difusión, G es el gradiente de temperatura en el líquido, m es la pendiente de la línea liquidus, C_0 es la concentración inicial, k es el coeficiente de distribución de soluto y Γ es el coeficiente de Gibbs – Thompson. De acuerdo con Hunt, para una condición de crecimiento dendrítico o cuando $V \gg kGD$, la ecuación (1) se vuelve igual a:

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2} \{D\Gamma[m(k-1)]C_0\}^{\frac{1}{4}} G^{-\frac{1}{2}} V^{-\frac{1}{4}} \quad (7)$$

El modelo de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ es una forma simple de correlacionar el espaciamiento dendrítico con los parámetros de solidificación. Para el desarrollo de tal modelo, Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ asumieron que los ramos dendríticos secundarios tienen una forma de placas que engrosan a medida que la solidificación progresa. El modelo de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ está dado por la siguiente ecuación:

$$\lambda_1 = 2\varepsilon [-DC_0m(1-k)]^{\frac{1}{2}} (VG)^{-\frac{1}{2}} \quad (8)$$

donde ε es una constante menor que la unidad. A partir de las experiencias con diferentes aleaciones de Aluminio, adoptaron el valor de $\varepsilon = 0.5$.

El modelo de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ fue desarrollado en base al criterio de estabilidad marginal. Para formular la correlación entre el espaciamiento dendrítico primario y los parámetros de solidificación, asumieron una morfología de dendrita similar a la de un elipsoide de revolución. También fue asumido que los brazos dendríticos están ubicados en los vértices de un hexágono. El modelo de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ es aplicado en función de las condiciones de velocidad de crecimiento. A bajas velocidades de crecimiento o cuando $V \ll V_{TR}$, el espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , está dado por la siguiente ecuación:

$$\lambda_1 = \left[\frac{6\Delta T}{G(1-k)} \left(\frac{D}{V} - \frac{\Delta T_0 k}{G} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (9)$$

donde V_{TR} es la velocidad de crecimiento de la transición celular dendrítica y se calcula de la siguiente forma:

$$V_{TR} = \frac{GD}{\Delta T_0 k} \quad (10)$$

donde

$$\Delta T_0 = -mC_0 \frac{(1-k)}{k} \quad (11)$$

$\Delta T'$ es el rango de solidificación en condiciones de no equilibrio y representa a una diferencia de temperatura entre la punta y la base de la dendrita.

$\Delta T'$ se obtiene de la relación:

$$\Delta T' = \left(1 - \frac{GD}{V\Delta T_0} \right) \frac{\Delta T_0}{(1-k)} \quad (12)$$

Cuando las velocidades de crecimiento son elevadas o cuando $V \gg V_{TR}$, λ_1 está dado por:

$$\lambda_1 = 4.3\Delta T^{\frac{1}{2}} \left(\frac{D\Gamma}{\Delta T_0 k} \right)^{\frac{1}{4}} V^{-\frac{1}{4}} G^{-\frac{1}{2}} \quad (13)$$

De acuerdo con Geying y Living⁽¹⁵⁾, los modelos de Hunt⁽¹¹⁾ y de Kurz y Fisher⁽¹³⁾, a altas velocidades de crecimiento son muy parecidos y la diferencia entre ambos es apenas una constante. Por otro lado, a bajas velocidades de crecimiento, los resultados obtenidos aplicando estos modelos son muy diferentes.

El modelo de Trivedi⁽¹⁴⁾ es el resultado de la modificación del modelo de Hunt⁽¹¹⁾ y está dado por la ecuación:

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2}G^{\frac{1}{2}}V^{\frac{1}{4}}[Lk\Delta T_0\Gamma D]^{\frac{1}{4}} \quad (14)$$

donde L es una constante que depende de la perturbación armónica. De acuerdo con Trivedi⁽¹⁴⁾, L es igual a 28.

II. MATERIALES Y MÉTODOS

El dispositivo experimental utilizado ha sido descrito previamente en otros trabajos⁽²¹⁾. Las aleaciones Zn-1%Al, Zn-2%Al, Zn-3%Al y Zn-4%Al (% en peso) fueron solidificadas direccionalmente. Para las mediciones de temperatura se utilizaron termocuplas tipo K protegidas con una pasta

refractaria. El set de 5 termocuplas fue inserto en agujeros de 0.7 cm de profundidad, que es el radio de la muestra. La distancia entre termocuplas fue de 2 cm.

Las propiedades termofísicas de estas aleaciones se resumen en la Tabla I. Después de la solidificación, las muestras fueron cortadas en la dirección longitudinal, pulidas con papel de lija de diferentes granulometrías y atacadas químicamente a fin de revelar la estructura. El reactivo utilizado fue una solución 5 g CrO₃, 0.5 g Na₂SO₄ and 100 ml H₂O (Reactivo de Palmerston)⁽¹⁶⁾. El tiempo de ataque varió entre 5 y 15 s, dependiendo del contenido de soluto de la aleación. Después del ataque, las muestras fueron sumergidas en una solución conteniendo 20 g CrO₃ y 100 ml H₂O antes del examen de microscopía óptica. Macrografías y micrografías típicas se pueden observar en las Figuras 1 y 2 para la aleación Zn-4%Al.

La microestructura fue analizada utilizando SEM y un sistema de procesamiento de imágenes (Neophot-32 y Leica Q500 MC Cambridge) fue utilizado para medir el espaciamiento dendrítico secundario (se realizaron 20 mediciones por cada posición seleccionada a partir de la interfase metal/molde). El espaciamiento dendrítico fue medido en cada una de las secciones transversales de la muestra. Cada sección fue montada, pulida y atacada y el espaciamiento dendrítico fue determinado por el número de intercepciones en una línea recta. Fueron incluidos en el conteo los brazos dendríticos secundarios activos e inactivos.

Se cortaron secciones transversales de las probetas obtenidas y se prepararon para ensayos de tracción, de acuerdo a las especificaciones de la norma ASTM Standard E8M⁽¹⁷⁾. Para asegurar reproducibilidad de resultados, para asegurar reproducibilidad de resultados se ensayaron tres especímenes por cada posición seleccionada y se determinaron los valores de tensiones en las diferentes posiciones con respecto a la interfase metal/molde.

Tabla I. Propiedades termofísicas de los materiales utilizados ⁽¹⁸⁻²⁰⁾.

Propiedades	Símbolo / Unidades	Zn	Zn-1%Al*	Zn-2%Al*	Zn-3%Al*	Zn-4%Al*	Al
Conductividad térmica (sólido)	K_S (WmK ⁻¹)	101	103	104	105	106	222
Conductividad térmica (líquido)	K_L (WmK ⁻¹)	48.5	48.8	49.25	49.7	50.1	92
Densidad (sólido)	ρ_S (kgm ⁻³)	6597	6556	6514	6473	6431	2550
Densidad (líquido)	ρ_L (kgm ⁻³)	6575	6533	6491	6449	6407	2380
Calor específico (sólido)	C_{pS} (JkgK ⁻¹)	446	452.8	459.6	466.4	473.1	1123
Calor específico (líquido)	C_{pL} (JkgK ⁻¹)	480.0	486.4	492	498.5	504.5	1086
Difusividad Térmica (sólido)	α_S (m ² s ⁻¹)	$3.44 \cdot 10^{-5}$	$3.45 \cdot 10^{-5}$	$3.46 \cdot 10^{-5}$	$3.47 \cdot 10^{-5}$	$3.48 \cdot 10^{-5}$	$7.75 \cdot 10^{-5}$
Difusividad Térmica (líquido)	α_L (m ² s ⁻¹)	$1.53 \cdot 10^{-5}$	$1.54 \cdot 10^{-5}$	$1.54 \cdot 10^{-5}$	$1.55 \cdot 10^{-5}$	$1.55 \cdot 10^{-5}$	$3.56 \cdot 10^{-5}$
Calor latente de fusión	L (kJ/kg ⁻¹)	113	115.72	118.44	121.16	123.88	385
Temperatura de fusión	T_M (°C)	419.5	----	----	----	----	660
Temperatura Liquidus	T_L (°C)	----	411	405	399	390	----
Temperatura Solidus	T_S (°C)	----	382	382	382	382	----
Energía superficial líquido / sólido	σ_{SL} (Jm ⁻²)	----	$87 \cdot 10^{-3}$	$87 \cdot 10^{-3}$	$87 \cdot 10^{-3}$	$87 \cdot 10^{-3}$	----
Difusividad del soluto	D_L (m ² s ⁻¹)	----	$3.5 \cdot 10^{-9}$	$3.5 \cdot 10^{-9}$	$3.5 \cdot 10^{-9}$	$3.5 \cdot 10^{-9}$	----
Coefficiente de partición	K_0	----	0.2	0.2	0.2	0.2	----
Coefficiente de Gibbs-Thomson	Γ (Km)	----	$49 \cdot 10^{-9}$	$49 \cdot 10^{-9}$	$49 \cdot 10^{-9}$	$49 \cdot 10^{-9}$	----
Pendiente de la línea liquidus	M_L (K % en peso)	----	7.25	7.25	7.25	7.25	----

* Calculado

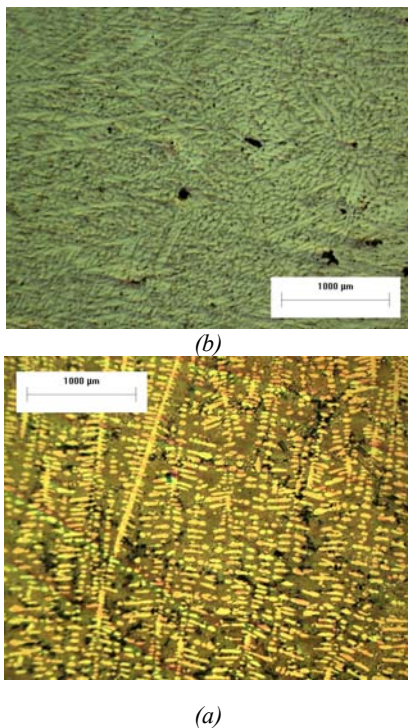


Figura 1. Microestructuras de (a) Zn-2%Al. (b) Zn-4%Al. Se puede apreciar que, incrementando el contenido de soluto se obtiene una estructura dendrítica más fina.

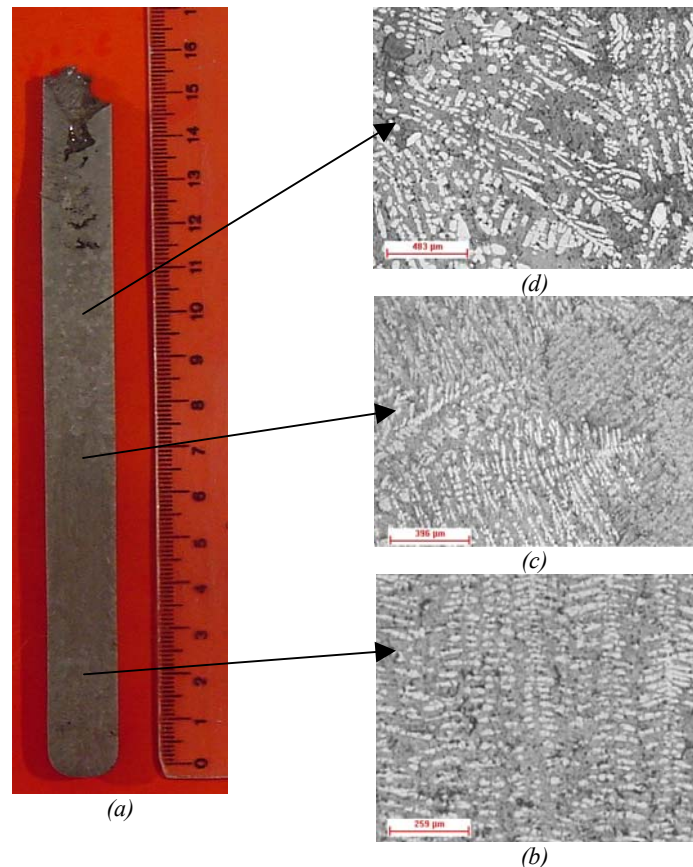


Figura 2. (a) Macroestructura de aleación Zn-4%Al. (b-d) Microestructuras de una probeta de Zn-4%Al: b) 20 mm, c) 65 mm (zona de TCE) y e) 100 mm de la interfase metal/molde

III RESULTADOS EXPERIMENTALES

Se realizaron un total de 12 experiencias de solidificación direccional. Los parámetros calculados para cada experiencia y los resultados obtenidos se indican en un trabajo previo⁽²¹⁾.

Las microestructuras de solidificación de las aleaciones Zn-1%Al a Zn-4%Al presentan una estructura dendrítica consistente en brazos dendríticos primarios ricos en aluminio (Figuras 3), evidenciado por el EDAX que se puede observar en las Figuras 4 y 5. El eutectoide $\alpha + \eta$ es formado a partir de las dendritas α y del peritético β a través de la transformación a 275°C, siguiendo el diagrama de fase Al-Zn (Figura 6) y se forma durante la etapa final de solidificación. Este eutectoide $\alpha + \eta$ tiene la forma típica de placas de α y η . Los análisis de rayos-X muestran que las fases α y η consisten en la fase Al (α) con una estructura fcc y un parámetro de red $a = (4.0474 \pm 0.0002) \text{ \AA}$ y la fase Zn (η) con una estructura hcp y un parámetro de red $a = (2.6655 \pm 0.0001) \text{ \AA}$ y $c = (4.9494 \pm 0.0003) \text{ \AA}$. Además se observó una estándar y fina estructura eutéctica.

A nivel de macroescala, la concentración de aluminio se incrementa en la dirección de solidificación desde la base a la parte superior de la muestra, como se indica en la Figura 7.

En la Figura 8 se dibuja el espaciamiento dendrítico secundario, λ_2 , en función del tiempo de solidificación local, t_{SL} . Las leyes de crecimiento exponencial experimental se obtuvieron como se indica en las Figuras 8 (a) a (d). A fin de establecer comparaciones, también se incluyen en las gráficas las predicciones a partir de los modelos de Feurer y de Grugel. Se puede observar que el modelo de Feurer ajusta mejor con los datos experimentales, mientras que el modelo de Grugel predice valores superiores a los espaciamientos medidos.

La Figura 9 ilustra los espaciamientos dendríticos secundarios en función de la velocidad de crecimiento, para dos diferentes composiciones de aleaciones. En nuestra investigación experimental, un factor de calibración de 4.4 parece ser apropiado para las aleaciones examinadas, como se indica por la razonable concordancia que se aprecia en la Figura 9

entre espaciamientos dendríticos secundarios medidos y calculados.

Los resultados de datos de tensiones obtenidos en varias experiencias se resumen en las Figuras 10 (a) y (b), donde la tensión máxima de esfuerzo (UTS), σ_u , se relaciona con los espaciamientos dendríticos secundarios. Se puede apreciar que estas propiedades mecánicas tienen un significativo incremento con el λ_2 . Los resultados de las UTS para las aleaciones Zn-4%Al son consistentes con aquellos encontrados en la literatura concernientes a aleaciones comerciales Zn-Al⁽²²⁾.

En la Figura 11 se grafica el espaciamiento dendrítico primario como una función de la velocidad de crecimiento para las aleaciones Zn-2%Al y Zn-4%al (% en peso). Estas figuras muestran claramente que un aumento en la velocidad de crecimiento produce una disminución del espaciamiento dendrítico primario.

Además, se muestra la influencia de la velocidad de crecimiento en el espaciamiento dendrítico primario comparado con los resultados provistos por los modelos de Hunt⁽¹¹⁾, Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾, Trivedi⁽¹⁴⁾ y Kurz y Fisher⁽¹³⁾. En la aplicación de estos modelos se emplearon los parámetros termofísicos estimados de las aleaciones Zn-Al, ver Tabla I⁽¹⁸⁻²⁰⁾ (% en peso).

Se puede apreciar en la Figura 11 que los modelos de Hunt⁽¹¹⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales, en cambio, los modelos de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ y de Trivedi⁽¹⁴⁾ brindan buenos resultados.

Los modelos de Hunt⁽¹¹⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ conducen a valores pequeños de espaciamiento dendrítico primario, no así los de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ y de Trivedi⁽¹⁴⁾; comparados los valores con los datos experimentales para las mismas condiciones de solidificación.

Similares resultados se obtuvieron en las otras experiencias con aleaciones Zn-Al.

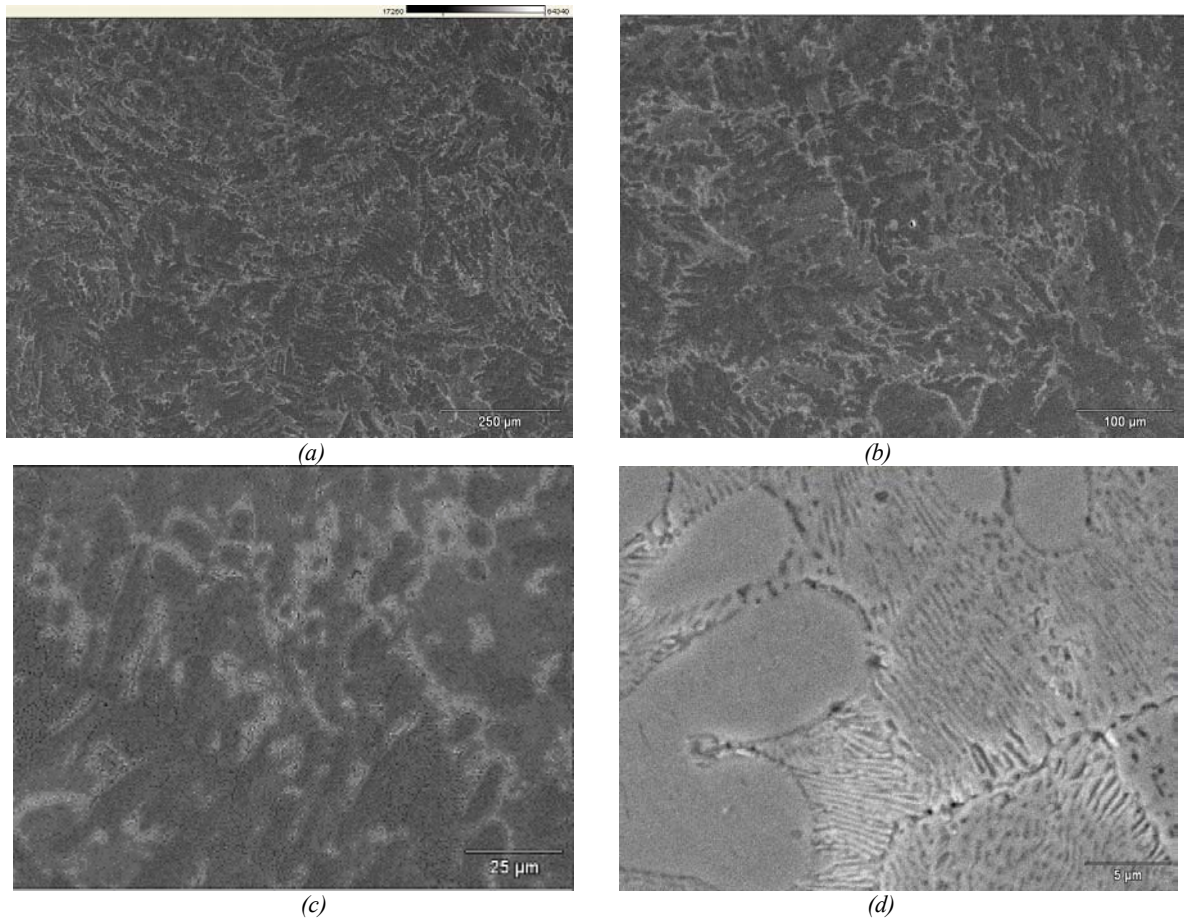
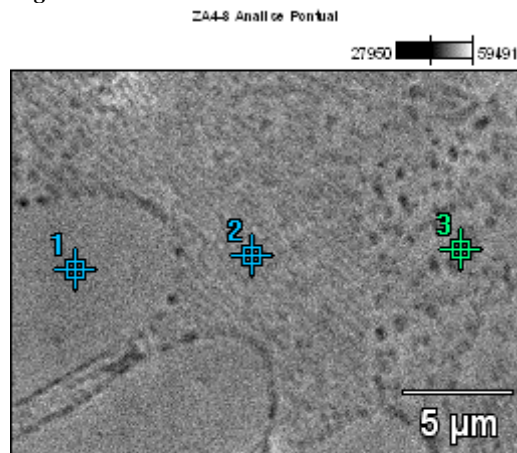
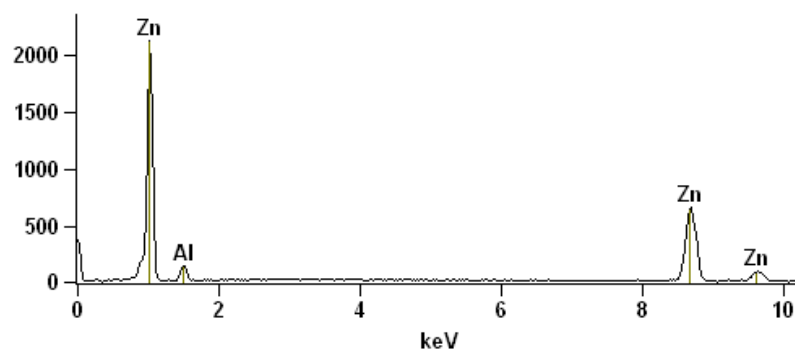


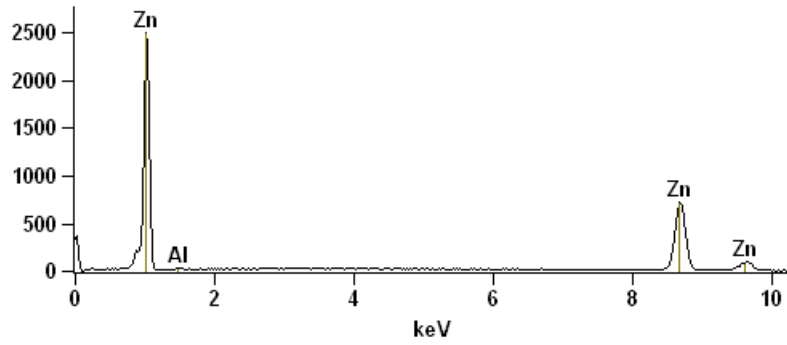
Figura 3. Microestructuras de la aleación Zn-4%Al.



Full scale counts: 2126 ZA4-8 Analise Pontual_pt2



Full scale counts: 2493 ZA4-8 Analise Pontual_pt1



Full scale counts: 2191 ZA4-8 Analise Pontual_pt3

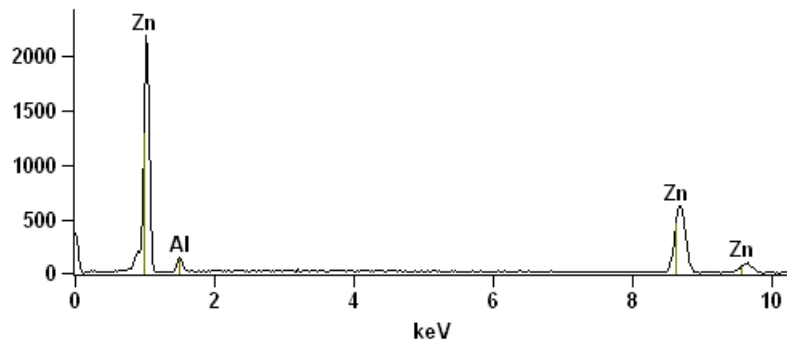


Figura 4. Análisis puntual de composición.

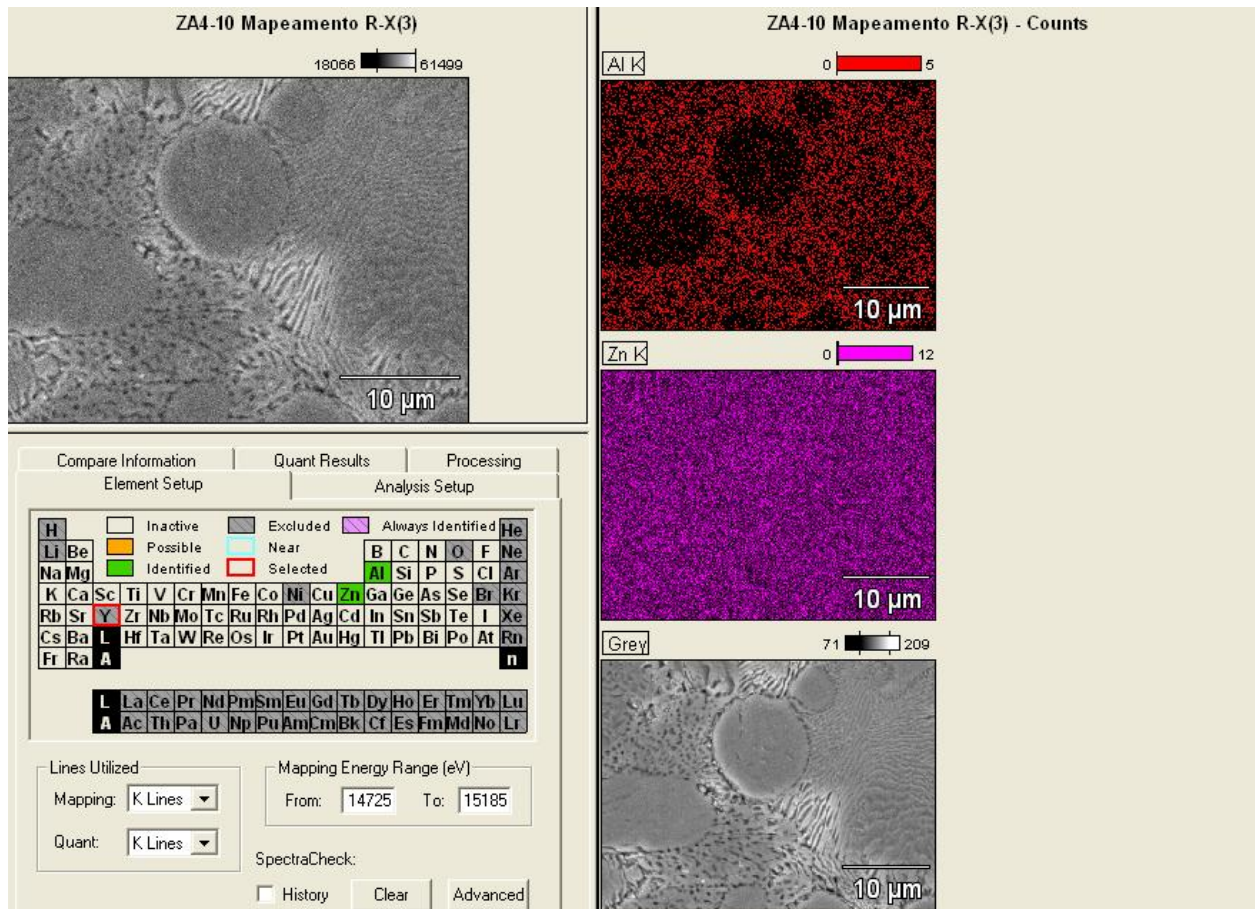


Figura 5. Mapeamiento de los elementos Zn y Al en la microestructura de la aleación Zn-4%Al.

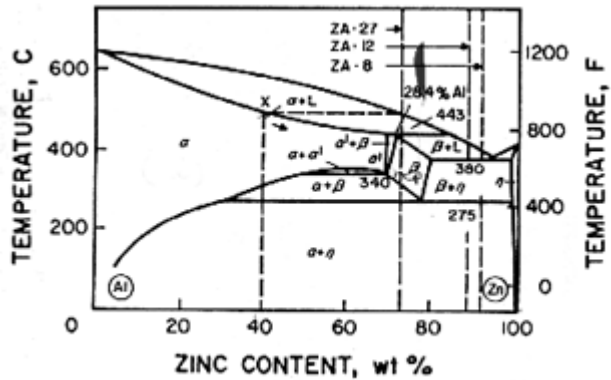


Figura 6. Diagrama de fase Zn-Al [10].

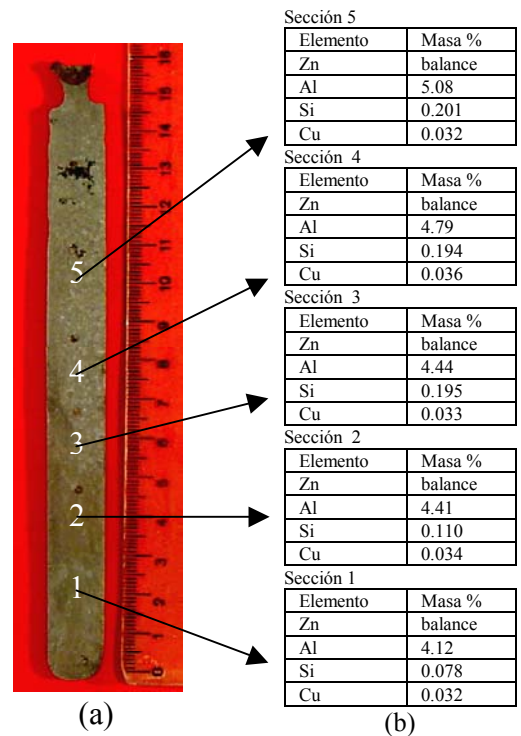
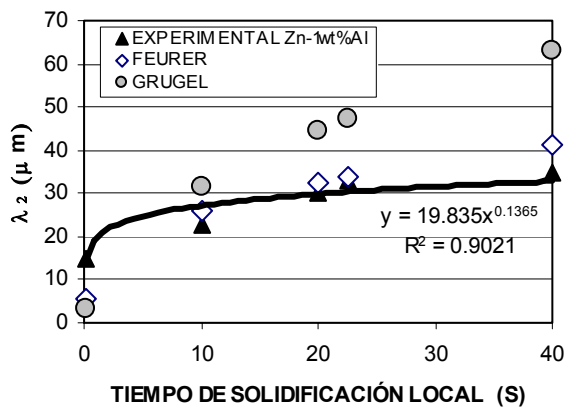
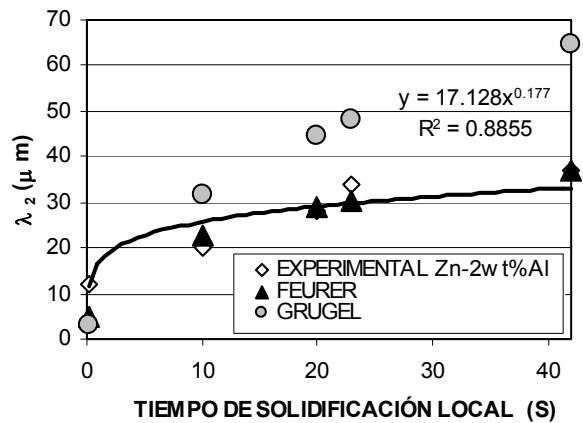


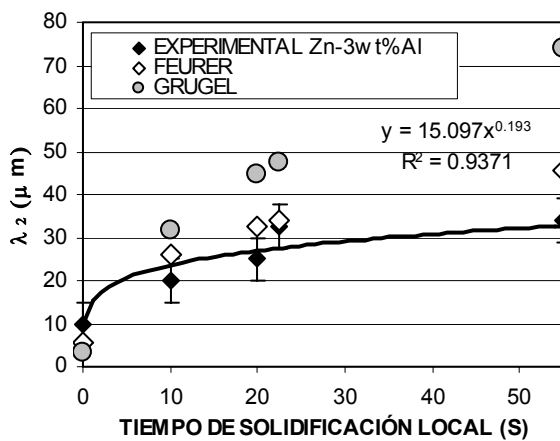
Figura 7. (a) Macroestructura de la aleación ZA-4%Al. (b) Análisis de concentración.



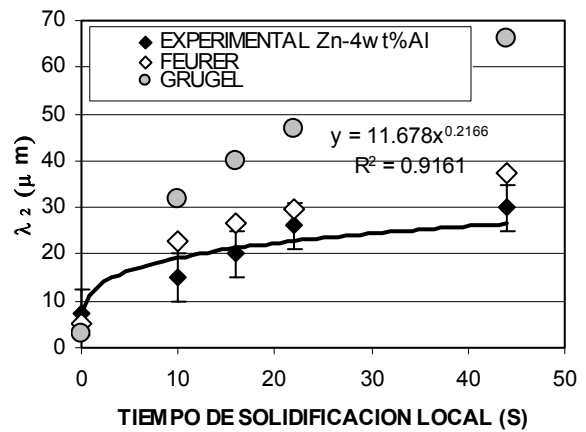
(a)



(b)

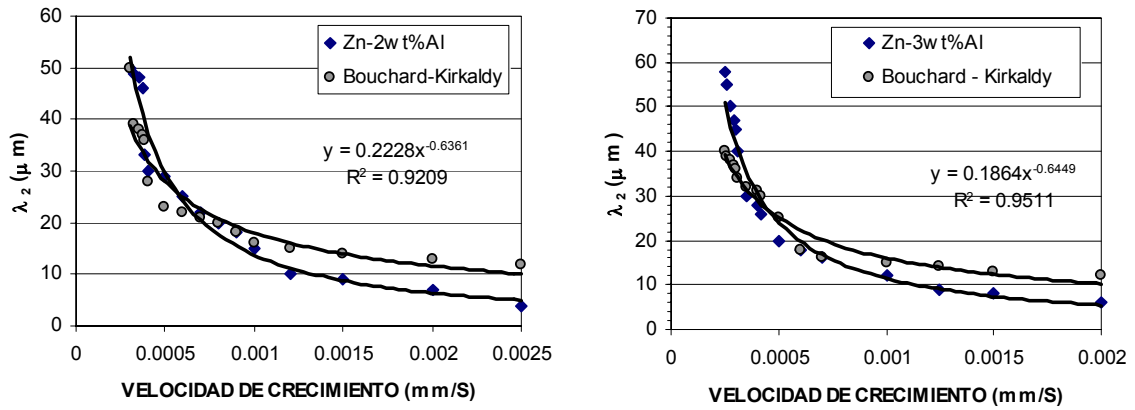


(c)



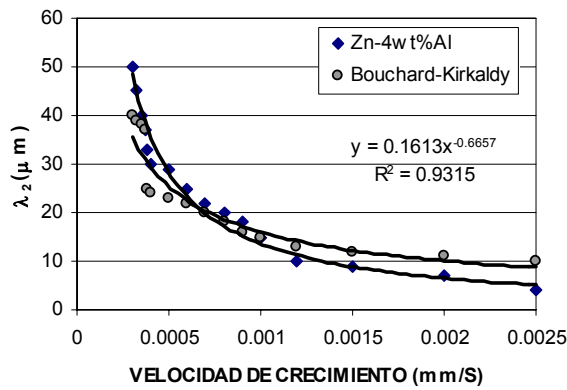
(d)

Figura 8. Variación del espaciamiento dendrítico secundario con el tiempo de solidificación local.



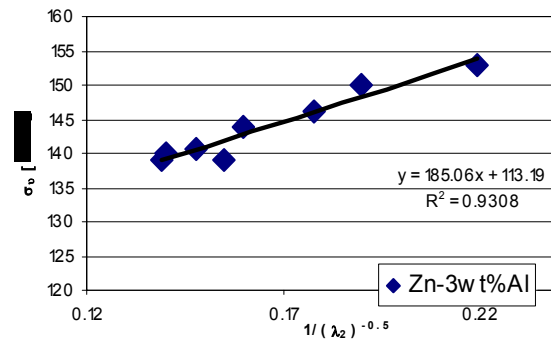
(a)

(b)

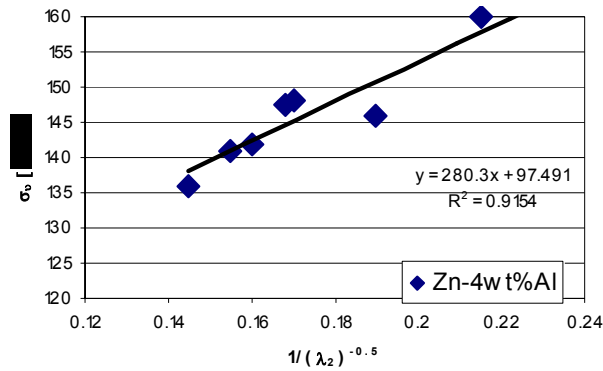


(c)

Figura 9. Variación del espaciamiento dendrítico secundario con la velocidad de crecimiento.

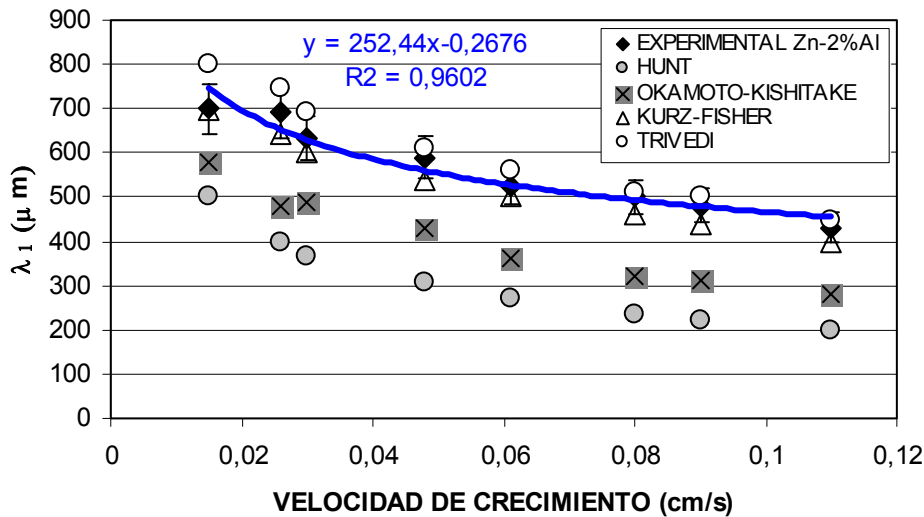


(a)

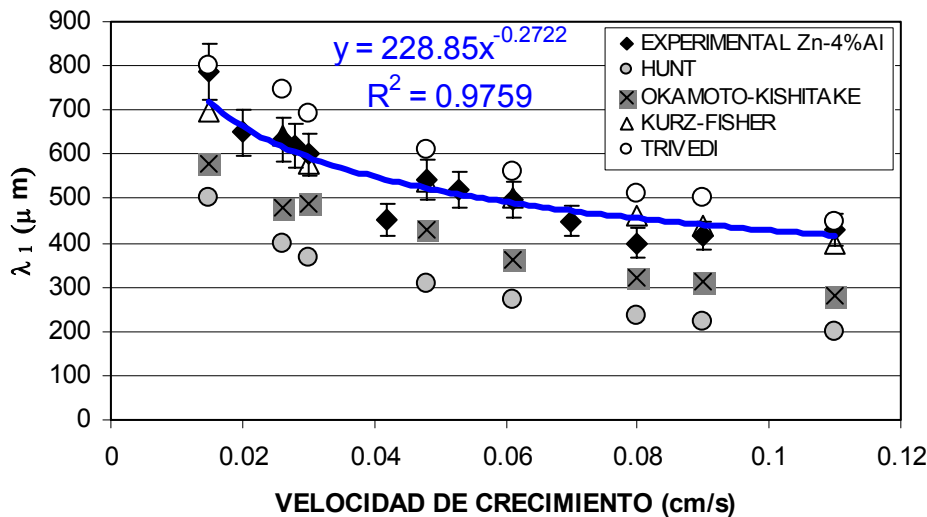


(b)

Figura 10. Tensión máxima versus espaciamiento dendrítico secundario.



(a)



(b)

Figura 11. Variación del espaciamiento dendrítico primario con la velocidad de crecimiento.

RESUMEN Y CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos conducen a las siguientes conclusiones:

1. La realización de la presente investigación involucró el uso de la técnica de solidificación direccional en el análisis y correlación de los espaciamientos dendríticos primarios y secundarios y los parámetros de los procesos de solidificación.
2. A medida que se aumenta el contenido de soluto en las aleaciones se obtiene una estructura dendrítica más fina.
3. El trabajo permite concluir que un aumento de la velocidad de crecimiento produce una disminución del espaciamiento dendrítico primario y un aumento

del tiempo de solidificación local resulta en un aumento del espaciamiento dendrítico secundario.

4. Los modelos de Hunt⁽¹¹⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹²⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales, en cambio, los modelos de Kurz y Fisher⁽¹³⁾ y de Trivedi⁽¹⁴⁾ brindan buenos resultados.

5. La utilización del modelo de Feurer es una herramienta bastante eficiente en la previsión de los espaciamientos dendríticos secundarios, la utilización del modelo de Grugel tiene sus limitaciones y depende de la dinámica de crecimiento de los brazos secundarios.

6. El modelo de Bouchard-Kirkaldy que correlaciona los espaciamientos dendríticos secundarios con la

velocidad de crecimiento parece apropiado en el caso de las aleaciones examinadas.

7. Se obtuvieron correlaciones experimentales de la tensión máxima con el espaciamiento dendrítico secundario.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET) y a la Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) por el soporte financiero. También, agradecen al personal del Laboratorio de Metalografía del Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, por su colaboración.

Referencias

1. Hall, E.O., Proc. Phys. Soc. B, **71** 747–752 (1951)
2. Bouchard, D., Kirkaldy, J.S., Metall. Mater. Trans. B, **28**, 651–663 (1997).
3. Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D., Scr. Metall., **23** 1603–1608 (1989).
4. Kirkwood, D.H., Mater. Sci. Eng., **73** L1–L4 (1985).
5. Feurer, U., Wunderlin, R. cited by: Kurz, W., Fisher, D.J., Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications Ltd., Aedermannsdorf-Switzerland, Appendix 8: 214–216 (1986).
6. Hunt, J.D., Lu, S.Z., Metall. Mater. Trans. A, **27**, 611–623 (1996).
7. Laxmanan, V., Scr. Mater. **38**, 1289–1297 (1998).
8. Bouchard, D., Kirkaldy, J.S., Metall. Mater. Trans. B **27**, 101–113 (1996).
9. Mortensen, A., Metall. Trans. A, **22**, 569–574 (1991).
10. Mullins, W.W, Sekerka, R.F., J. Appl. Phys. **35**, 444–451 (1964).
11. Hunt, J.D., The Metals Society, London, 3 (1979).
12. Okamoto, T., Kishitake, K., Journal of Crystal Growth, **29**, 137 (1975).
13. Kurz, W., Fisher, D.J., Acta Met., **29**, 11 (1981).
14. Trivedi, R., Met. Trans., **15**, 977 (1984).
15. Geying, A. N., Lixin, L.J., Journal of Grystal Growth, **80**, 383 (1987).
16. Tunca, N., Smith, R.W., J. Mater. Sci., **23**, 111–120 (1988).
17. ASTM E 8M, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. American Society of Testing and Materials (1995).
18. Mondolfo, L.F., Aluminum Alloys—Structure and Properties, first ed., Butterworth, London, Boston (1976).
19. Pehlke, R.D., Jeyarajan, A., Wada, H., Summary of Thermal Properties for Casting Alloys and Mold Materials, University of Michigan, Michigan (1982).
20. Smithells, C.J., Brandes, E.A., Metals Reference Book, fifth ed, Butterworth, London, Boston (1976).
21. A.E. Ares, S.F. Gueijman, R. Caram and C.E. Schvezov, Journal of Crystal Growth **275** (2005) e319-e327.
22. Durman, M., Zeitschr. Metallk., **89**, 417–423 (1998).