

ANÁLISIS DE LOS ESPACIAMIENTOS DENDRÍTICOS SECUNDARIOS Y TERCIARIOS DURANTE LA SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL DE DISTINTAS ALEACIONES

A.E. Ares¹, R. Caram², and C.E. Schvezov³

1 CONICET – U. of Florida, Department of Materials Science and Engineering, Gainesville, FL, USA.

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

3 Departamento Físico-Matemático, Facultad de Ciencias Exactas, Químicas y Naturales, Universidad Nacional de Misiones. Félix de Azara 1552. 3300 Posadas-Misiones.

aares@mse.ufl.edu

Experimentos asociados con las condiciones de crecimiento dendrítico controladas en cuanto a la velocidad y dirección de solidificación, donde es posible analizar aisladamente los parámetros térmicos del proceso, permiten constatar que los espaciamientos dendríticos secundarios y terciarios dependen fundamentalmente de la evolución del tiempo de solidificación local, t_{SL} . En el presente trabajo se correlacionan las medidas experimentales propias de espaciamientos dendríticos secundarios y terciarios como una función del tiempo de solidificación local; a medida que el tiempo de solidificación local aumenta, los espaciamientos dendríticos presentan tendencia a aumentar. Se investiga la variabilidad de las ecuaciones propuestas por Grugel y por Feurer en diferentes sistemas de aleaciones de crecimiento dendrítico, tales como Al-Cu, Al-Zn, Al-Li, Al-Si, Al-Si-Cu y Cu-Zn. Además, los resultados experimentales propios se comparan con los obtenidos por otros autores.

This paper reports on dendritic growth conducted in controlled conditions such as growth velocity and growth direction. In such conditions it is possible to analyze the thermal parameters of the process. This allows to determine that both, the secondary dendritic arm spacing and the tertiary dendritic arm spacing depend on the local solidification time, t_{SL} . In this work we correlate our experimental measurements of tertiary and secondary dendritic arm spacing with the local solidification time. It is noteworthy to mention that the interdendritic arm spacing increase when the local solidification time increase. Furthermore, we investigate the variability of calculated values by the proposed models of Grugel and Feurer in different dendritic alloy systems, such as Al-Cu, Al-Zn, Al-Li, Al-Si, Al-Si-Cu and Cu-Zn. Our experimental results are compared with those obtained by available models.

I. INTRODUCCIÓN

Considerando uno de los métodos más utilizados en la producción masiva de componentes industriales, el proceso de fundición permite producir piezas metálicas geométricamente complejas, con un nivel elevado de productividad. A pesar de que esa técnica se ha empleado hace miles de años, y que es tenida en cuenta como una base en infinidad de procesos de fabricación, su estudio científico se inició hace más de medio siglo, algunos de los fenómenos presentes en las operaciones de fundición no son comprendidos en su totalidad y entre ellos uno de los principales es el que gobierna la formación de microestructura del metal solidificado, que es fundamental en la definición de las propiedades de la pieza fundida⁽¹⁻²⁾.

La formación de microestructura de piezas fundidas ocurre durante la transformación líquido

sólido y su naturaleza lleva a la definición de la morfología de crecimiento, como también de los defectos metalúrgicos⁽³⁾. El estudio de esas microestructuras en general involucra la determinación de aspectos cualitativos y cuantitativos de las mismas, como también, a la definición de parámetros adimensionales y a la construcción y localización de sus fases.

La microestructura dendrítica es el tipo de morfología más observado durante la solidificación en procesos de fundición y lingotamiento de metales y sus aleaciones⁽⁴⁾. Tal microestructura se origina en arreglos complejos de los brazos dendríticos primarios, secundarios y terciarios y eventualmente otros de mayor orden.

La importancia de analizar el crecimiento dendrítico está relacionada a la influencia que este fenómeno tiene en relación a la formación de la

microestructura final. Tal formación, está en general, acompañada por una serie de fenómenos, tales como la evolución de microsegregaciones y la formación de diversos otros microdefectos⁽⁵⁾. Las microsegregaciones, en la mayoría de los casos deben minimizarse, lo cual se obtiene mediante tratamientos térmicos de homogeneización. Por ello la eficiencia de esos procesos está relacionada con las dimensiones de los espaciamentos dendríticos. Además de eso, se pueden alterar las condiciones observadas durante el crecimiento dendrítico, de manera intensa y negativamente, las características del producto final, como la disminución de la resistencia a la corrosión y al deterioro de algunas propiedades mecánicas.

En términos de propiedades mecánicas, se puede decir que, la resistencia a la ductilidad de los productos fundidos está, en la mayoría de los casos, relacionada a la continuidad de los brazos dendríticos primarios. Por otra parte, los brazos dendríticos secundarios y terciarios gobiernan la distribución de estructuras eutécticas y de otras fases interdendríticas que pueden influenciar negativamente a la integridad del componente⁽⁶⁾. Concluyendo, las características de las estructuras dendríticas en fundiciones es determinante en lo relacionado a la definición de las propiedades del material.

El análisis del crecimiento dendrítico es bastante complejo debido a que los factores que influyen el mismo son de difícil identificación⁽⁷⁾. Una forma eficiente de investigar el desarrollo de la estructura dendrítica y así tener condiciones de intervenir en su formación, se refiere a la utilización de modelos teóricos y empíricos que relacionan parámetros térmicos del proceso y características de la aleación que está solidificando, con los espaciamentos dendríticos⁽⁸⁾.

El principal objetivo del presente trabajo es el de analizar la influencia de los parámetros de solidificación en la microestructura dendrítica de diferentes aleaciones base aluminio y base cobre. El presente estudio fue realizado basándose en el comportamiento de los espaciamentos dendríticos secundarios y terciarios durante el proceso de solidificación direccional.

II. ASPECTOS FUNDAMENTALES DEL CRECIMIENTO

El crecimiento dendrítico es un fenómeno bastante común y su origen puede explicarse a partir del sobreenfriamiento constitucional. Esta teoría se fundamenta principalmente en el perfil térmico en el frente de la interfase sólido/líquido y en la distribución de soluto junto al líquido en la interfase.

A pesar de que la teoría del sobreenfriamiento constitucional permita prever la ocurrencia de degeneraciones interfaciales que llevan al crecimiento dendrítico, esa teoría no considera tensiones superficiales en la interfase sólido/líquido que tienden a evitar el quiebre del crecimiento plano. Una degeneración de la interfase plana lleva al crecimiento celular y posteriormente, al crecimiento dendrítico. Así, la formación de estructuras dendríticas está asociada a las condiciones de crecimiento bastante diferentes de aquellas donde se tiene la interfase sólido/líquido plana y estable.

La comprensión de la teoría del crecimiento dendrítico se dificulta bastante por la complejidad del problema, debido a que apenas una parte de los fenómenos involucrados es totalmente conocida y comprendida. En la literatura existen diversos modelos que permiten relacionar los parámetros de la microestructura dendrítica con los parámetros del proceso de solidificación. En tanto que un número importante de estos modelos fue desarrollado empíricamente, pocos fueron obtenidos de consideraciones esencialmente teóricas.

En el estudio del crecimiento dendrítico, los principales parámetros de influencia son la velocidad del frente de solidificación, V , y el gradiente junto a las isoterms liquidus y solidus, G . A partir de esos dos parámetros y del valor de la diferencia entre las temperaturas liquidus y solidus de la aleación, ΔT , es posible identificar el parámetro de mayor importancia en los espaciamentos dendríticos secundarios y terciarios, representado por el tiempo de solidificación local, t_{SL} , que está dado por la ecuación

$$t_{SL} = \frac{\Delta T}{GV} \quad (1)$$

Espaciamiento dendrítico secundario, λ_2

Experimentos asociados con las condiciones de crecimiento dendrítico controladas en cuanto a la velocidad y dirección de solidificación, donde es posible analizar aisladamente los parámetros térmicos del proceso, permiten constatar que los espaciamentos dendríticos secundarios y terciarios dependen fundamentalmente de la evolución del tiempo de solidificación local, t_{SL} . A medida que el tiempo de solidificación local aumenta, los espaciamentos presentan tendencia a aumentar, o sea:

$$\lambda_2 = K_1 * t_{SL}^a \quad (2)$$

donde a y K_1 dependen del sistema de solidificación.

En relación a los modelos de carácter teórico para la previsión de los espaciamentos dendríticos

secundarios y terciarios, son escasos los trabajos disponibles.

Uno de los primeros estudios en abordar la evolución de λ_2 con el progreso de la solidificación fue realizado por Kattamis et. al.⁽¹⁰⁾. De acuerdo con Kattamis et. al.⁽¹⁰⁾, los brazos dendríticos de menor radio de curvatura son refundidos durante la solidificación, lo que resulta en el engrosamiento de los ramos dendríticos de mayor radio.

Uno de los modelos teóricos más consistentes y que permite correlacionar los espaciamentos dendríticos secundarios con los parámetros del proceso de solidificación, se refiere al modelo de Feurer⁽⁶⁾. Este modelo fue realizado a partir del trabajo de Kattamis et. al.⁽¹⁰⁾ y de acuerdo con el mismo, los espaciamentos dendríticos secundarios, λ_2 , pueden calcularse en función del tiempo de solidificación local, t_{SL} , a través de la relación:

$$\lambda_2 = 4.36(\overline{M}t_L)^{1/3} \quad (3)$$

donde \overline{M} se define como el parámetro de engrosamiento, y se obtiene de la siguiente expresión:

$$\overline{M} = \frac{2\sigma_{sl}T_l D_l \ln(C_E / C_0)}{Hm(1 - k_0)(C_E - C_0)} \quad (4)$$

donde σ_{sl} es la tensión sólido/líquido, T_l es la temperatura liquidus, D_l es la difusividad del soluto, C_E es la composición eutéctica, C_0 es la composición nominal de la aleación, H es el calor latente de fusión, m es la pendiente de la línea liquidus y k_0 es el coeficiente de partición.

De acuerdo con la ecuación (4), la composición y la naturaleza de la aleación afectan significativamente el espaciamento dendrítico secundario. Se utilizaron los parámetros termofísicos específicos de cada sistema de aleación para el cálculo de \overline{M} .

Otro trabajo que analiza los espaciamentos dendríticos secundarios fue el elaborado por Grugel⁽⁸⁾. A partir de los datos experimentales, Grugel⁽⁸⁾ demostró que el espaciamento dendrítico secundario, λ_2 , en la solidificación de aleaciones Al-Si con 4, 6, 8, 10 y 12 % de Si (% en peso), considerando apenas los brazos activos, es función del tiempo de solidificación local, y se puede calcular mediante la ecuación:

$$\lambda_2 = 10(t_{SL})^{1/2} \quad (5)$$

en la ecuación (5), t_{SL} está dado en segundos y λ_2 en μm .

El hecho de que λ_2 sea función del tiempo de solidificación local, se puede explicar por el estudio realizado por Allen y Hunt⁽¹¹⁾. De acuerdo con este estudio, la región dendrítica puede dividirse en dos zonas. La primera zona se caracteriza por el engrosamiento de los brazos dendríticos con crecimiento bastante rápido. La otra zona se caracteriza por un engrosamiento esencialmente lento.

Espaciamento dendrítico terciario, λ_3

La disponibilidad de trabajos sobre espaciamentos dendríticos terciarios es bastante limitada, y básicamente se resume a los trabajos de Taha⁽⁹⁾ y de Grugel⁽⁸⁾. Para las mismas composiciones de aleaciones anteriormente citadas, Grugel⁽⁸⁾ concluyó que el crecimiento y engrosamiento de los brazos terciarios son similares a los de los brazos secundarios. De acuerdo con Grugel⁽⁸⁾, los espaciamentos dendríticos terciarios pueden predecirse mediante la relación:

$$\lambda_3 = 10(t_{SL})^{1/3} \quad (6)$$

en la ecuación (6), t_{SL} está dado en segundos y λ_3 en μm .

III. MATERIALES Y MÉTODOS

Para obtener las probetas de distintas aleaciones se utilizó un equipo de solidificación direccional que se describió previamente^(12,13). Se midieron las temperaturas durante la solidificación direccional de las aleaciones mediante termocuplas tipo K calibradas y colocadas en el interior de las probetas cilíndricas a diferentes alturas desde la base y en el centro de las mismas.

La caracterización de la microestructura se realizó a través de analizador de imágenes acoplado a microscopio óptico (Neophot). Para ello, luego de la solidificación se cortaron las probetas en dirección longitudinal, una de las mitades longitudinales de la probeta fue cortada transversalmente en varias secciones. Las muestras, fueron embutidas, desbastadas y pulidas con lijas de diferentes granulometrías y se atacaron químicamente con distintas soluciones⁽¹⁴⁾. En las muestras transversales y a través de la técnica de intercepción lineal se realizó la medida de los brazos dendríticos secundarios y terciarios. La medición de los espaciamentos dendríticos secundarios y terciarios se realizó en las posiciones próximas a las termocuplas.

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Espaciamiento dendrítico secundario, λ_2

Los principales parámetros analizados en la presente investigación fueron la velocidad de crecimiento y el gradiente térmico en la interfase sólido/líquido, que fueron calculados a partir de las siguientes ecuaciones:

$$V = \frac{2 \text{ cm}}{\Delta t} \quad (7)$$

$$G = \frac{\Delta T}{2 \text{ cm}} \quad (8)$$

donde el intervalo de tiempo Δt , se relaciona al periodo de tiempo necesario para que una de las interfases se desplace entre dos termocuplas y la

variación de temperaturas, ΔT , está relacionada a la diferencia de temperatura entre dos termocuplas.

En la medición de los brazos dendríticos secundarios se consideraron todos los brazos dendríticos (activos e inactivos). Los resultados experimentales de espaciamiento dendrítico secundario se compararon con el modelo teórico de Feurer⁽⁶⁾ y el modelo empírico de Grugel⁽⁸⁾

El empleo del modelo de Feurer⁽⁶⁾ fue realizado a partir de dos conjuntos de parámetros y datos termofísicos de cada sistema de aleación. La aplicación de los datos de las aleaciones citadas permite abordar los espaciamientos dendríticos secundarios dentro de un rango de valores. Para las aleaciones en estudio, utilizando el modelo de Feurer⁽⁶⁾, se obtuvieron las ecuaciones que se detallan en la tabla 1.

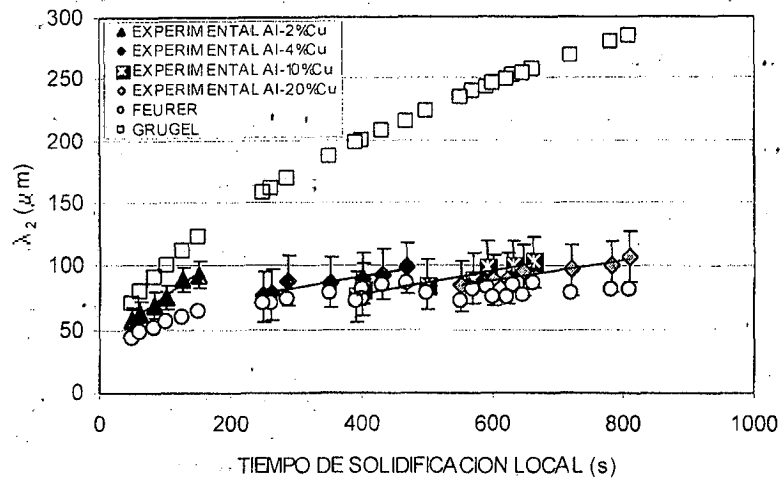
Tabla 1. Ecuaciones obtenidas aplicando el modelo de Feurer⁽⁶⁾ a los diferentes sistemas de aleaciones.

Aleación	Modelo de Feurer
Al-2%Cu	$\lambda_2 = 11.9 * t_{SL}^{1/3}$
Al-2.5%Cu	$\lambda_2 = 11.7 * t_{SL}^{1/3}$
Al-4%Cu	$\lambda_2 = 11.1 * t_{SL}^{1/3}$
Al-10%Cu	$\lambda_2 = 9.8 * t_{SL}^{1/3}$
Al-20%Cu	$\lambda_2 = 8.8 * t_{SL}^{1/3}$
Al-2%Zn	$\lambda_2 = 13.9 * t_{SL}^{1/3}$
Al-4%Zn	$\lambda_2 = 13.1 * t_{SL}^{1/3}$
Al-5%Si	$\lambda_2 = 10.3 * t_{SL}^{1/3}$
Al-7%Si	$\lambda_2 = 9.7 * t_{SL}^{1/3}$
Al-10%Si	$\lambda_2 = 8.9 * t_{SL}^{1/3}$
Al-1.2%Li	$\lambda_2 = 16.1 * t_{SL}^{1/3}$
Cu - 36%Zn	$\lambda_2 = 9.2 * t_{SL}^{1/3}$

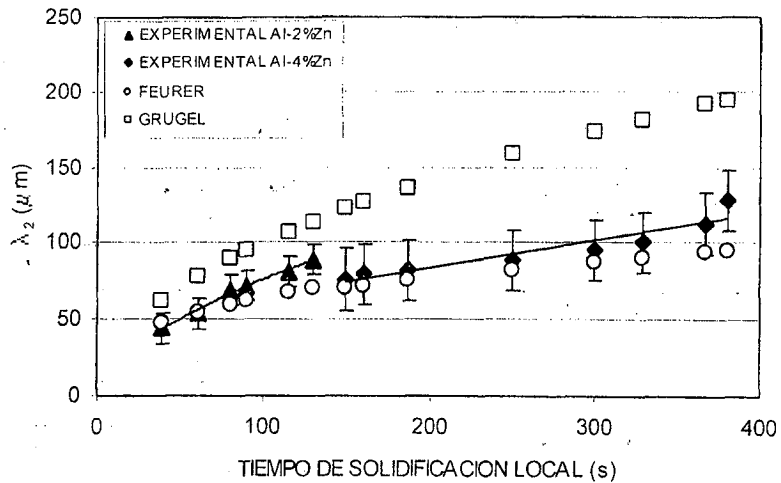
La ecuación correspondiente al modelo de Grugel⁽⁸⁾, para los espaciamientos dendríticos secundarios, λ_2 , es la ecuación (5).

En la figura 1 se grafica la evolución de los espaciamientos dendríticos secundarios, λ_2 , con el tiempo de solidificación local para los distintos sistemas de aleaciones. En esta figura se puede observar que, en todos los casos, un aumento del

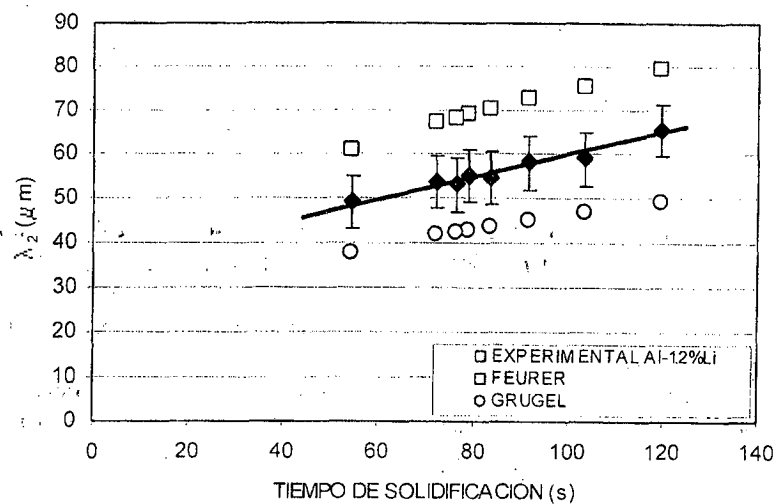
tiempo de solidificación local, t_{SL} , lleva a un aumento de λ_2 . Las medidas efectuadas considerando todos los brazos activos e inactivos exhiben buena concordancia con los resultados provistos por el modelo de Feurer⁽⁶⁾. La utilización del modelo de Grugel⁽⁸⁾ brindó valores de espaciamientos dendríticos secundarios superiores a los obtenidos en el presente trabajo.



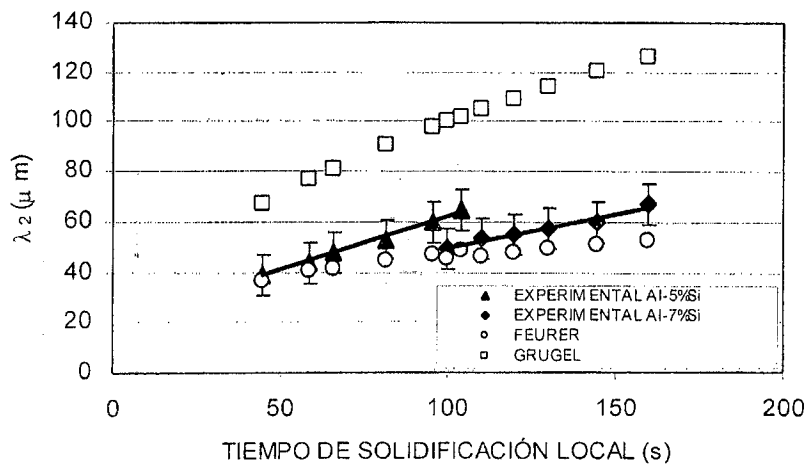
(a)



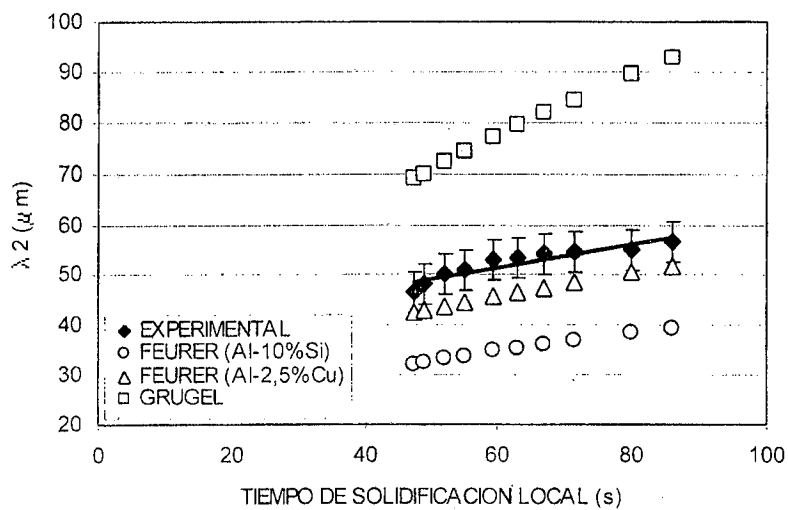
(b)



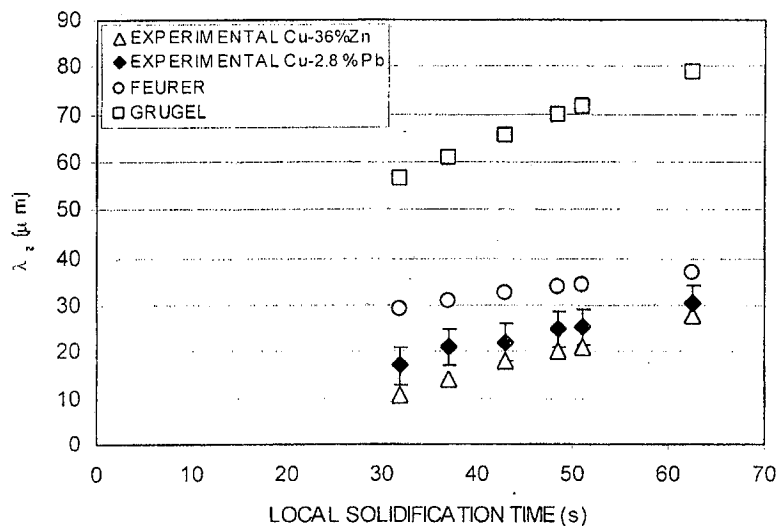
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 1. Influencia del tiempo de solidificación local en el espaciamiento dendrítico secundario obtenido experimentalmente y comparado con los resultados obtenidos de modelos teóricos y empíricos. (a) Al-Cu, (b) Al-Zn, (c) Al-Li, (d) Al-Si, (e) Al-Si-Cu, (f) Cu-Zn.

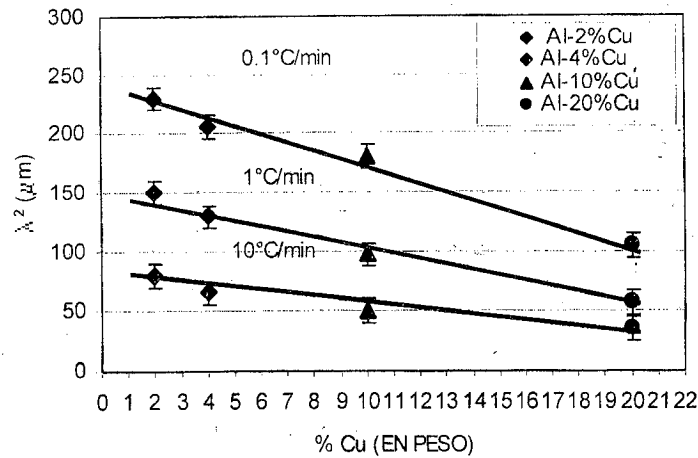


Figura 2. Efecto del contenido de soluto en el espaciamiento dendrítico secundario en cuatro aleaciones Al-Cu solidificadas con tres diferentes velocidades de enfriamiento.

En la figura 2 se puede apreciar el efecto del contenido de soluto en el espaciamiento dendrítico secundario en cuatro aleaciones Al-Cu solidificadas con tres diferentes velocidades de enfriamiento.

Se puede ver que conforme el contenido de cobre aumenta, el espaciamiento dendrítico secundario disminuye para una misma velocidad de enfriamiento.

Además, para una misma concentración de aleación, a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, disminuye el espaciamiento dendrítico secundario.

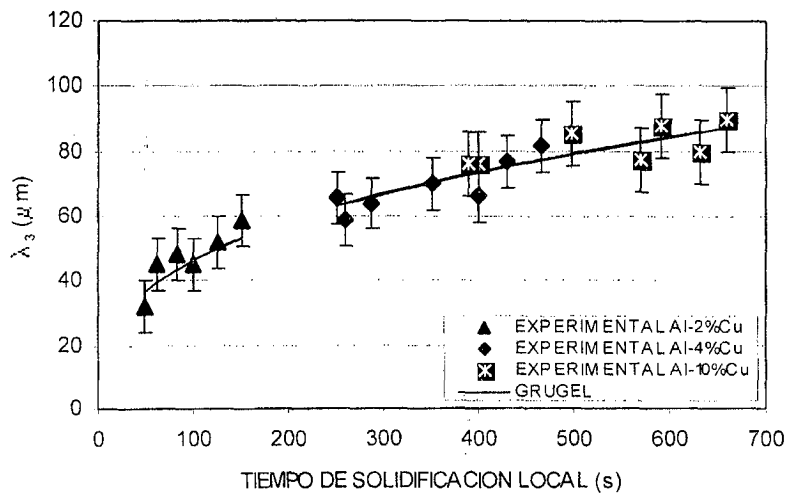
Estos datos coinciden con los obtenidos por Howard y Mondolfo⁽¹⁵⁾ en el mismo sistema de aleación.

Espaciamiento dendrítico terciario, λ_3

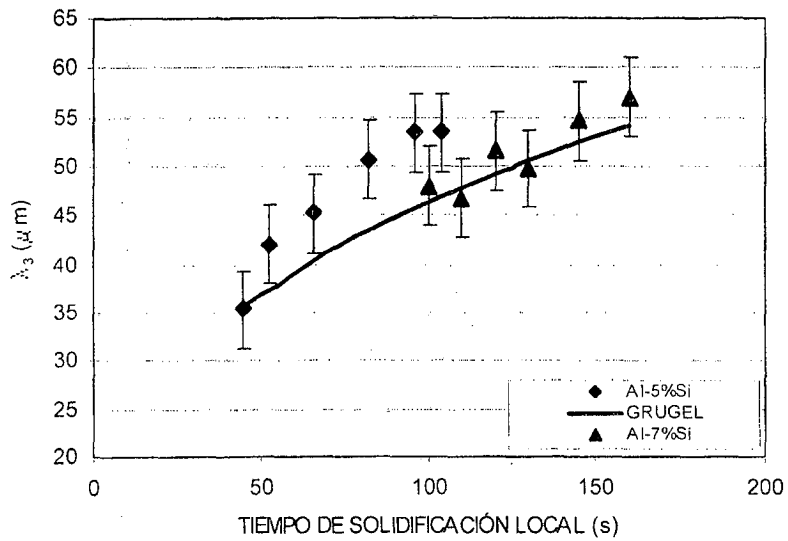
Los espaciamientos dendríticos terciarios, λ_3 , también fueron objeto de análisis. Se observó que tales espaciamientos también dependen del tiempo de solidificación local. En base a esto, se estudió la variación de λ_3 en función de t_{SL} . En las mediciones tomadas se computaron todos los brazos, activos e inactivos. En la figura 3 se muestra la influencia de t_{SL} en los espaciamientos dendríticos terciarios en los diferentes sistemas de aleaciones.

Nuevamente, un aumento del tiempo de solidificación local llevó a un aumento de los espaciamientos.

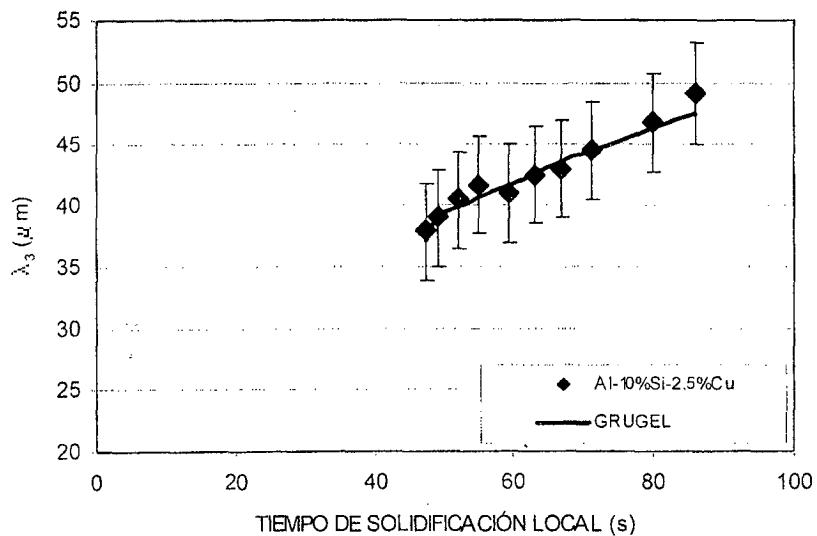
Los datos experimentales obtenidos de las mediciones de λ_3 fueron comparados con los obtenidos de la aplicación del modelo de Grugel⁽⁸⁾ para espaciamientos terciarios. Tal modelo está dado por la ecuación (6). Tal comparación muestra que existe una buena concordancia entre los valores experimentales y los obtenidos del modelo empírico.



(a)



(b)



(c)

Figura 3. Influencia del tiempo de solidificación local en el espaciamiento dendrítico terciario obtenido experimentalmente y comparado con los resultados obtenidos del modelo de Grugel. (a) Al-Cu, (b) Al-Si, (c) Al-Si-Cu.

V. CONCLUSIONES

En resumen, los principales resultados pueden enunciarse como sigue:

1. Un aumento del tiempo de solidificación local resulta en aumento de los espaciamentos dendríticos secundarios y terciarios.
2. El modelo de Feurer⁽⁶⁾ es una herramienta bastante eficiente en la predicción de los espaciamentos dendríticos secundarios, en tanto que la utilización del modelo de Grugel⁽⁸⁾ tiene sus limitaciones.
3. En cuanto a los espaciamentos dendríticos terciarios, el uso del modelo de Grugel⁽⁸⁾ permite obtener una buena concordancia entre los resultados experimentales y los provistos por el modelo.
4. En el sistema Al-Cu, se comprobó que, conforme el contenido de cobre aumenta, el espaciamento dendrítico secundario disminuye para una misma velocidad de enfriamiento. Además, para una misma concentración de aleación, a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, disminuye el espaciamento dendrítico secundario. Estos resultados coinciden con los obtenidos por Horwath y Mondolfo⁽¹⁵⁾ en aleaciones Al-Cu.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al CONICET y a FAPESP por el soporte financiero.

Referencias

- 1- Kurz, W., Fisher, D.J., *Fundamentals of Solidification*, Switzerland, 3° ed., Trans. Tech. Publications, 305 (1989).
- 2- Mc Kay, M.H., McKay, T.D., Hopkins, J.A., *Metall Trans. B*, **24**, 669 (1993).
- 3- Samuel, A.M., Samuel, F.H., *J. Materials Science*, **30**, 4823 (1995).
- 4- Kurz, W., Trivedi, R., *Acta Metall. Mater.*, **38**, 1, (1990).
- 5- Huang, S.C., Glicksman, M.E., *acta Metallurgica*, **29**, 701 (1981).
- 6- Feurer, U., in: *The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys*, Delft, 131 (1977).
- 7- Trivedi, R., Kurz, W., *International Materials Reviews*, **39**, 49 (1994).
- 8- Grugel, R.N., *J. Materials Science*, **28**, 677 (1993).
- 9- Taha, M.A., *Metals Science*, **9**, 9 (1979).
- 10- Kattamis, T.Z., Coughlin, J.C., Flemings, M.C., *Trans. AIME*, **239**, 1504 (1967).
- 11- Allen, D.J., Hunt, J.D., *Metall. Trans. A*, **7**, 767 (1976).
- 12- Ares, A.E., Rios, C.T., Caram, R., Schvezov, C.E., *Análisis Macroscópico y Microscópico de la Solidificación Direccional de Aleaciones Al-10%Si-2.5%Cu*, *Anales AFA 2001*. Aceptado. (2001).
- 13- Ares, A.E., Rios, C.T., Caram, R., Schvezov, C.E., *Análisis Macroscópico de la Transición de Estructura Columnar a Equiaxial en Acero 316 L*, *Anales AFA 2001*. Aceptado. (2001).
- 14- Kehl, G., *Fundamentos de la Práctica Metalográfica*, Editorial Aguilar, Madrid (1963).
- 15- Horwath, J.A., Mondolfo, L.F., *Dendritic Growth*, *Acta Met.*, **10**, 1037-1042 (1962).