

ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE LAS ALEACIONES

Al-10%Cu, Al-20%Cu Y Al-33.2%Cu SOLIDIFICADAS

DIRECCIONALMENTE

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

Probetas de aleaciones Al-10%Cu, Al-20%Cu y Al-33.2%Cu fueron solidificadas direccionalmente con diversas velocidades y gradientes térmicos. En el caso de las aleaciones Al-10%Cu y Al-20%Cu se midieron los espaciamientos dendríticos primarios y secundarios y los resultados experimentales obtenidos se compararon con diversos modelos teóricos. Se observó que un aumento de la velocidad de crecimiento produce una disminución de los espaciamientos dendríticos primarios, y un aumento del tiempo de solidificación local produce un aumento de los espaciamientos dendríticos secundarios. En el caso de las aleaciones eutécticas Al-33.2%Cu se analizaron las microestructuras resultantes utilizando microscopía electrónica para determinar la dependencia del espaciado lamelar, λ , con la velocidad de crecimiento, v . Los datos son consistentes con la relación $\lambda \propto v^{-1/2}$ que predice la teoría.

Samples of Al 10 pct, 20 pct and 33.2 pct Copper were solidified with different velocities and thermal gradients. In the case of Al 10 pct and 20 pct Copper were measured the experimental primary and secondary dendritic spacings and the results were compared with different theoretical models. It was observed that an increase of velocity growth produce a decrease of primary dendritic growth and an increase of local solidification time produce an increase of secondary dendritic spacing. In the case of Al 33.2 pct Copper eutectic alloys were analyzed by electron microscopy to determine the dependence of interphase spacing λ on growth rate v . Data are consistent with the relation $\lambda \propto v^{-1/2}$ predicted by theory.

I. INTRODUCCIÓN

La formación de microestructuras en procesos de fabricación directamente relacionados a la solidificación depende de las características de la aleación procesada y de la distribución de temperaturas en el frente de solidificación. Entre estos diversos fenómenos presentes en un proceso de solidificación se encuentran el crecimiento dendrítico y el eutéctico. Cuando una aleación metálica es solidificada, la morfología más común es la dendrítica⁽¹⁾. La microestructura dendrítica está formada por arreglos de brazos primarios, secundarios, terciarios y en ciertos casos por brazos de mayor orden, los cuales forman una red compleja donde los espacios vacíos entre tales brazos

dendríticos son llenados por estructuras eutécticas o por fases intermetálicas⁽²⁾.

Generalmente, el crecimiento dendrítico resulta acompañado de microsegregación de soluto, que afecta significativamente las propiedades mecánicas del material⁽³⁾. En el estudio de la microestructura dendrítica, uno de los principales parámetros es el espaciamiento entre los brazos dendríticos, que puede ser clasificado como espaciamiento dendrítico primario, secundario ó terciario. De acuerdo con Grugel⁽²⁾, propiedades como la resistencia mecánica y la ductilidad son influenciadas por las dimensiones y continuidad de los brazos primarios, mientras que los brazos secundarios y terciarios permiten aislar las fases interdendríticas que pueden deteriorar el comportamiento mecánico del material.

Una manera interesante de estudiar el crecimiento dendrítico es estableciendo relaciones entre parámetros de solidificación con las dimensiones de la microestructura dendrítica.

Las aleaciones eutécticas o próximas a la composición eutéctica son de gran importancia en la industria de fundición, de soldadura, en el ambiente académico y en la búsqueda de nuevos materiales. Una solidificación direccional de las aleaciones eutécticas frecuentemente lleva al crecimiento cooperativo de sus fases constitutivas, permitiendo la obtención de materiales compuestos con propiedades mecánicas, ópticas, eléctricas y magnéticas anisotrópicas ^(4,5). La palabra "eutéctico" tiene el significado de fusión fácil. Los primeros estudios asociados a la solidificación de aleaciones eutécticas se remontan al inicio del siglo XX, y actualmente, a pesar de haber un volumen significativo de conocimiento sobre este tema, el crecimiento de aleaciones eutécticas todavía no está completamente entendido. Una revisión completa sobre la solidificación de aleaciones eutécticas se puede encontrar en los trabajos realizados por Hogan et al. ⁽⁶⁾ y por Taran ⁽⁷⁾.

El principal objetivo del presente trabajo consiste en estudiar experimentalmente la influencia de los parámetros térmicos de solidificación en el espaciamiento dendrítico primario y secundario de las aleaciones Al-10%Cu y Al-20%Cu (% en peso) y en el espaciamiento lamelar de las aleaciones Al-33.2%Cu (% en peso).

Modelos de crecimiento dendrítico.

a. Espaciamiento dendrítico primario, λ_1

En la literatura se muestran una serie de estudios relacionados a la medición del espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , en función de los parámetros térmicos del proceso. Esos modelos muestran que un aumento en la velocidad de crecimiento, produce una disminución en el valor de λ_1 ⁽⁸⁾.

Básicamente cuatro modelos teóricos pueden ser 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 Burden y Hunt ⁽⁹⁾, de Okamoto y Kishitake ⁽¹⁰⁾, de Kurz y Fisher ⁽¹¹⁾ y de Trivedi ⁽¹²⁾.

El modelo de Burden y Hunt ⁽⁹⁾ 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:

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

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 Burden y Hunt, para una condición de crecimiento dendrítico o cuando $V \gg kGD$, la ecuación (1) se vuelve igual a:

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

El modelo de Burden y Hunt ⁽⁹⁾ está basado en la hipótesis de máxima velocidad de avance de la punta de la dendrita y fue fuertemente criticado por otros autores y ha dejado de utilizarse frente a hipótesis de estabilidad simple (Kurz y Fisher: Estabilidad Marginal ⁽¹¹⁾) o más complejas (Langer ⁽¹³⁾, Trivedi ^(14,15), Brown ⁽¹⁶⁾).

El modelo de Okamoto y Kishitake ⁽¹⁰⁾ es una forma simple de correlacionar el espaciamiento dendrítico con los parámetros de solidificación. Para el desarrollo de tal modelo, Okamoto y Kishitake ⁽¹⁰⁾ 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 ⁽¹⁰⁾ está dado por la siguiente ecuación:

$$\lambda_1 = 2\epsilon \left[-DC_0m(1-k) \right]^{\frac{1}{2}} (VG)^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

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

El modelo de Kurz y Fisher ⁽¹¹⁾ 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 es aplicado en función de las condiciones de velocidad de enfriamiento. A bajas velocidades de crecimiento o cuando $V \ll V_{TR}$, el espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , está dado por la siguiente ecuación:

$$\lambda_1 = \left[\frac{6\Delta T}{G(1-k)} \left(\frac{D}{V} - \frac{\Delta T_0 k}{G} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

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

$$V_{TR} = \frac{GD}{\Delta T_0 k} \quad (5)$$

donde

$$\Delta T_0 = -mC_0 \frac{(1-k)}{k} \quad (6)$$

$\Delta T'$ 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:

$$\Delta T' = \left(1 - \frac{GD}{V\Delta T_0}\right) \frac{\Delta T_0}{(1-k)} \quad (7)$$

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

$$\lambda_1 = 4.3\Delta T'^{\frac{1}{2}} \left(\frac{DG}{\Delta T_0 k}\right)^{\frac{1}{4}} V^{-\frac{1}{4}} G^{-\frac{1}{2}} \quad (8)$$

De acuerdo con Geying y Lixing⁽¹⁷⁾ los modelos de Burden y Hunt⁽⁹⁾ y de Kurz y Fisher⁽¹¹⁾, 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⁽¹²⁾ está dado por la ecuación:

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2}G^{\frac{1}{2}}V^{\frac{1}{4}}[Lk\Delta T_0\Gamma D]^{\frac{1}{4}} \quad (9)$$

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

b. Espaciamento 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:

$$\lambda_2 = K_1 * t_{SL}^a \quad (10)$$

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.⁽¹⁸⁾. De acuerdo con Kattamis et. al.⁽¹⁸⁾, 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 Feurel⁽³⁾. Este modelo fue realizado a partir del trabajo de Kattamis et. al.⁽¹⁸⁾ 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:

$$\lambda_2 = 4.36(\overline{M}t_L)^{1/3} \quad (11)$$

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

$$\overline{M} = \frac{2\sigma_{sl}T_L D_1 \ln(C_E / C_0)}{Hm(1-k_0)(C_E - C_0)} \quad (12)$$

donde σ_{sl} es la tensión sólido/líquido, T_L es la temperatura líquida, D_1 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 líquida y k_0 es el coeficiente de partición. De acuerdo con la ecuación (12), la composición y la naturaleza de la aleación afectan significativamente el espaciamento dendrítico secundario. La tabla 1 muestra los valores de los parámetros empleados en el cálculo de \overline{M} , para aleaciones Al-Cu.

Tabla 1. Parámetros empleados en el cálculo de \overline{M} para aleaciones Al-Cu⁽¹²⁾.

Parámetro	Al-Cu
C_E (% en peso)	33.0
T_E (°C)	548
k_0	0.172
m (°C/%)	-3.39
D (10^9 m ² /s)	5.0
σ_{SL} (J/m ²)	0.1
H (10^9 J/m ³)	-1.0

Otro trabajo que analiza los espaciamentos dendríticos secundarios fue el elaborado por Grugel⁽²⁾. A partir de los datos experimentales,

Grugel demostró que el espaciamiento 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:

$$\lambda_2 = 10(t_{SL})^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

El hecho de que λ_2 sea función del tiempo de solidificación local, se puede explicar por el estudio realizado por Allen y Hunt⁽¹⁹⁾. 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.

c. Espaciamiento lamelar, λ

La estabilidad del crecimiento eutéctico depende del grado de enfriamiento de la interfase sólido/líquido, o sea, de la diferencia entre la temperatura eutéctica, T_E , y la temperatura de la interfase, T_I . En el crecimiento eutéctico lamelar o fibroso, las dos fases, α y β , crecen cooperativamente lado a lado, con una interfase sólido/líquido (S/L) próxima a ser plana y con un sobreenfriamiento total, ΔT . La acumulación de soluto interfacial con difusión lateral durante el crecimiento disminuye la temperatura interfacial a valores por debajo de la temperatura eutéctica en una cantidad ΔT_C . Esa contribución al sobreenfriamiento total se debe a la diferencia de composición entre la composición local $C_{\alpha,\beta}(X)$ y la composición eutéctica C_E .

Además, la curvatura de la interfase produce un desvío térmico en relación a la temperatura de una interfase planar, lo que resulta en la contribución, ΔT_σ , en el sobreenfriamiento total. Finalmente, ΔT_k es la contribución relativa al sobreenfriamiento cinético. El sobreenfriamiento total, ΔT , en un determinado lugar de la interfase está dado por la suma de: $\Delta T_C + \Delta T_\sigma + \Delta T_k$. El sobreenfriamiento cinético, ΔT_k , es despreciable en los sistemas no-facetados. De esta forma, se asume que el sobreenfriamiento total de la interfase está dado por:

$$\Delta T = \Delta T_E - \Delta T_I = \Delta T_C + \Delta T_\sigma \quad (14)$$

Basándose en las sugerencias de Brandt, Zener, Tiller y Hillert⁽²⁰⁾, Jackson y Hunt⁽²¹⁾ asumieron que el sobreenfriamiento total debe ser constante. Esto es equivalente a escribir:

$$\Delta T_{\alpha,\beta} = \Delta T_C + \Delta T_\sigma = m_{\alpha,\beta} [C_E - C_{\alpha,\beta}(x)] + \frac{a_{\alpha,\beta}^L}{R_{\alpha,\beta}(x)} = \text{cte} \quad (15)$$

donde a es una constante dada por la relación de Gibbs-Thomson, $R_{\alpha,\beta}(x)$ es la curvatura local de la interfase, $m_{\alpha,\beta}$ es la inclinación de las líneas liquidus de cada fase α y β , $C(x)$ es la composición en el punto x y el índice superior L denota valores referentes al crecimiento lamelar. La constante a y $R(x)$, corresponden a variaciones en la temperatura local de equilibrio en relación a la temperatura eutéctica y pueden derivarse de la termodinámica de sistemas en equilibrio, estableciéndose una igualdad entre los potenciales químicos.

El sobreenfriamiento medio total de cada fase en la interfase para un eutéctico lamelar se obtiene por la solución de la ecuación de difusión. Jackson y Hunt obtuvieron esa expresión igual a:

$$\Delta T_\alpha = m_\alpha \left[C_\infty + B_0 + 2 \frac{V}{D} C_0 \frac{(S_\alpha + S_\beta)^2}{S_\alpha} P \right] + \frac{a_\alpha^L}{S_\alpha} \quad (16)$$

$$\Delta T_\beta = m_\beta \left[-C_\infty - B_0 + 2 \frac{V}{D} C_0 \frac{(S_\alpha + S_\beta)^2}{S_\beta} P \right] + \frac{a_\beta^L}{S_\beta} \quad (17)$$

con:

$$a_\alpha^L = \left(\frac{T_E}{L_f} \right)_\alpha \sigma_\alpha^L \sin \theta_\alpha^L \quad \text{y} \quad a_\beta^L = \left(\frac{T_E}{L_f} \right)_\beta \sigma_\beta^L \sin \theta_\beta^L$$

el parámetro L_f es el calor latente de fusión por unidad de volumen de cada fase σ_α y σ_β son las tensiones superficiales entre el líquido y las fases α y β , respectivamente.

Las ecuaciones (15) y (16) contienen tres variables, λ , V y ΔT . La relación entre las mismas puede ser mejor abordada utilizando lo que se acordó en denominar como crecimiento en condiciones extremas, donde el sobreenfriamiento total debe ser mínimo para una dada velocidad de crecimiento [18]. En estas condiciones existe un mínimo para una velocidad de crecimiento constante encontrado en la solución de las ecuaciones (16) y (17), o sea, el eutéctico crece de acuerdo con $[\partial(\Delta T)/\partial\lambda = 0]$, lo que conduce a la relación:

$$\lambda^2 V = \frac{a^L}{Q^L} = \text{Constante} \quad (18)$$

La relación $\lambda^2 V = \text{Constante}$, obtenida en condiciones extremas, corresponde a uno de los resultados más interesantes e importantes de la teoría de Jackson y Hunt⁽²¹⁾. De acuerdo con Trivedi et al.⁽²³⁾, las aproximaciones utilizadas con baja velocidad, no pueden ser aplicadas cuando el crecimiento se da a altas velocidades de solidificación, o en procesos de solidificación rápida. Trivedi establece también que

para todos los valores de k , el modelo prevee una velocidad máxima por encima de la cual no se observa más el crecimiento cooperativo de las fases eutécticas. De acuerdo con Aziz⁽²⁴⁾, cuando el avance de la interfase se da con velocidades muy superiores a la velocidad de difusión, los átomos de soluto son englobados por la interfase en progresión e incorporados al sólido, pudiendo generar regiones amorfas en la estructura solidificada, fenómeno conocido por aprisionamiento de soluto.

II. MATERIALES Y MÉTODOS

La correlación entre la microestructura y los parámetros térmicos fue obtenida por la realización de la solidificación de las aleaciones Al-10%Cu, Al-20%Cu y Al-33.2%Cu (% en peso), donde la velocidad de crecimiento, el perfil de temperatura en el líquido y la dirección de crecimiento, pueden ser, dentro de ciertos límites, controlados.

Las aleaciones fueron solidificadas direccionalmente en un equipo de solidificación direccional con un arreglo de termocuplas para medidas del perfil térmico en la muestra durante el proceso de crecimiento⁽²⁵⁾. A través del análisis de la evolución de temperaturas en el lingote y considerando la distancia entre termocuplas y las temperaturas de transformación de la aleación (liquidus a solidus) fue posible calcular la velocidad de crecimiento y el gradiente térmico junto al frente de solidificación. Después de la solidificación direccional, una de las secciones transversales de cada muestra fue cortada en las posiciones donde se colocaron las termocuplas, cada una de las seis secciones fue embutida en moldes de resina y pulida mecánicamente con lijas de diferentes granulometrías y por último con paños de hasta 0.25 μm . Para analizar la microestructura, las muestras fueron atacadas con solución conteniendo 1 gr de NaOH en 100 ml de H₂O destilada, durante un tiempo de 5 a 15 segundos. La medición de los espaciamientos dendríticos en Al-10%Cu y Al-20%Cu y del espaciamiento lamelar eutéctico en Al-33.2%Cu se realizó próximo a la posición de cada termocupla, utilizando analizador de imágenes, acoplado a microscopio óptico (Neophot). En la Figura 1 (a) se muestra, a modo de ejemplo, la macroestructura de una probeta Al-10%Cu, indicando la posición de las termocuplas y las secciones donde se realizó la medición de los espaciamientos dendríticos primarios y secundarios. En las Figuras 1 (b-g) se muestran microestructuras representativas de las secciones en

donde se realizó cada medición. En las Figuras 2 (a-c) se muestran tres microestructuras representativas de las secciones donde se realizó la medición en una probeta de aleación Al-20%Cu. En las figuras 3 (a-d) se muestran tres microestructuras representativas de las secciones donde se realizó la medición en una probeta de aleación Al-33.2%Cu (eutéctico).

III. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Espaciamiento dendrítico primario, λ_1

En las Figuras 4 (a) y (b) se grafica el espaciamiento dendrítico como una función de la velocidad de crecimiento para las aleaciones (a) Al-10%Cu y (b) Al-20%Cu. Estas figuras muestran claramente, y para diferentes concentraciones, 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⁽⁹⁾, Okamoto y Kishitake⁽¹⁰⁾, Trivedi⁽¹²⁾ y Kurz y Fisher⁽¹¹⁾. En la aplicación de estos modelos se emplearon parámetros termofísicos estimados de las distintas aleaciones.

Se puede apreciar en las Figuras 4 (a) y (b) que los modelos de Hunt⁽⁹⁾, de Okamoto y Kishitake⁽¹⁰⁾, y de Kurz y Fisher⁽¹¹⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales. En cambio, el modelo de Trivedi⁽¹²⁾ brinda buenos resultados.

Los modelos de Hunt⁽⁹⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹⁰⁾ conducen a valores pequeños de espaciamiento dendrítico primario, y el modelo de Kurz y Fisher⁽¹¹⁾ a valores elevados, comparados los valores con los datos experimentales para las mismas condiciones de solidificación.

Similares resultados se obtuvieron en un trabajo previo en aleaciones Al-2%Cu y Al-4%Cu (% en peso)⁽²⁶⁾.

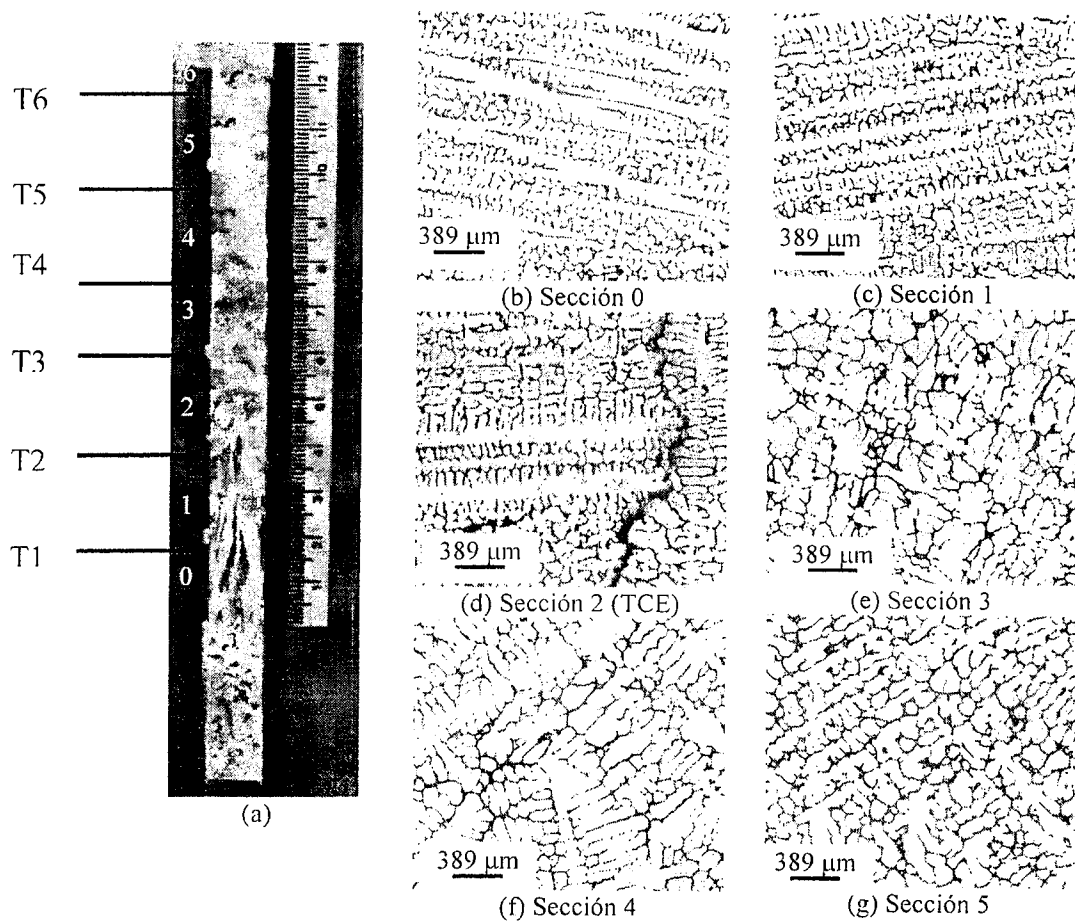


Figura 1. (a) Macroestructura de la probeta de Al-10%Cu indicando la posición de las termocuplas (T1-T6) y las secciones (0-6) en donde se realizó la medición de espaciamientos dendríticos. (b-g) microestructuras representativas de cada sección.

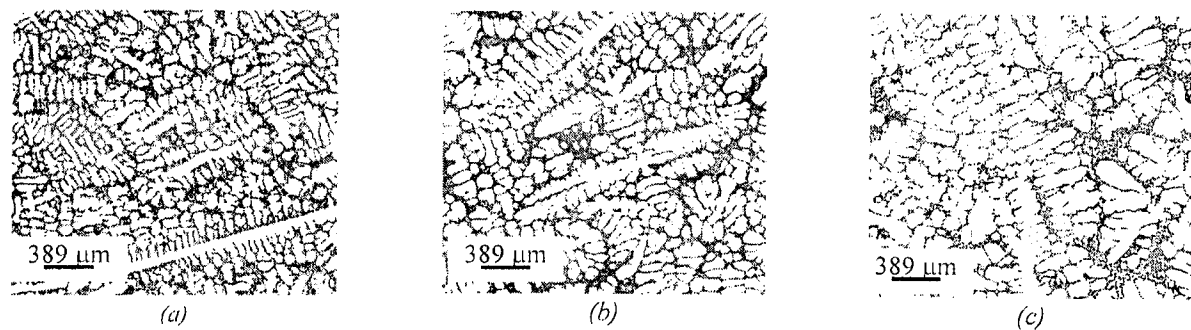
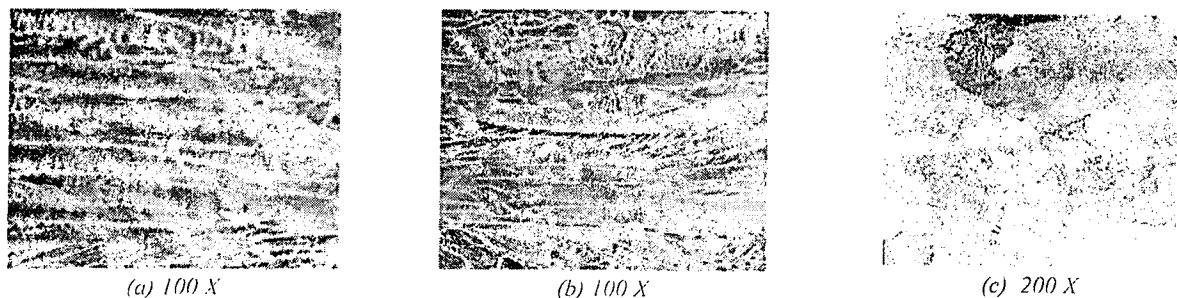


Figura 2. Microestructuras representativas de distintas secciones. (a) Zona de TCE. (b-c) Zona equiaxial de la probeta.



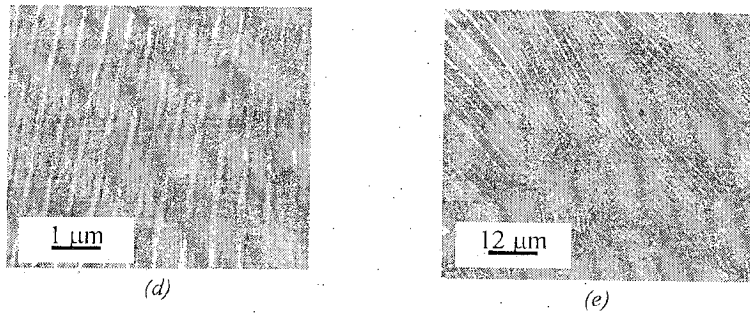
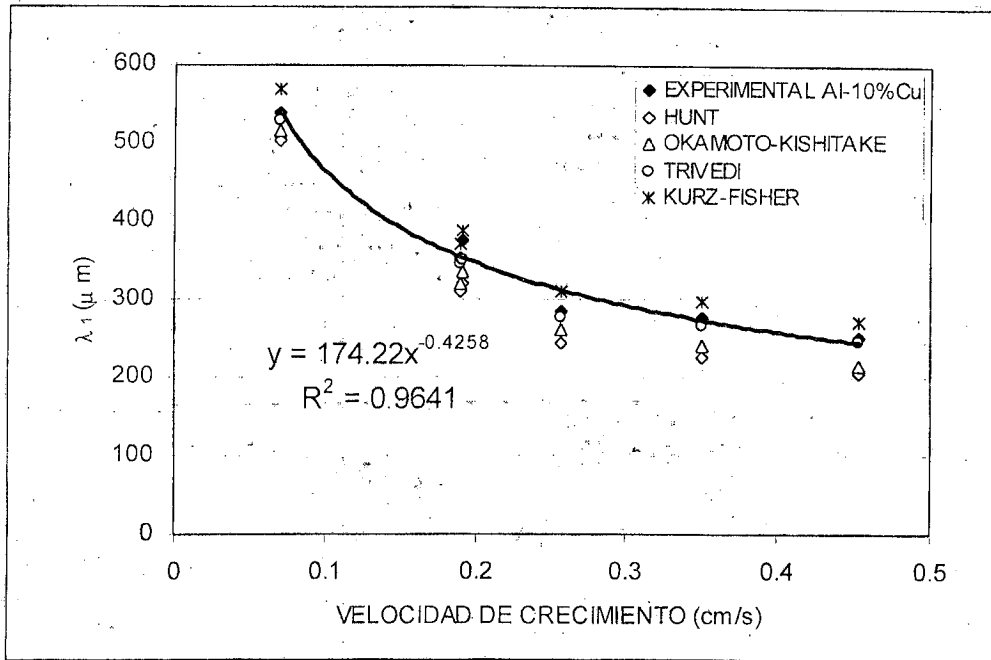
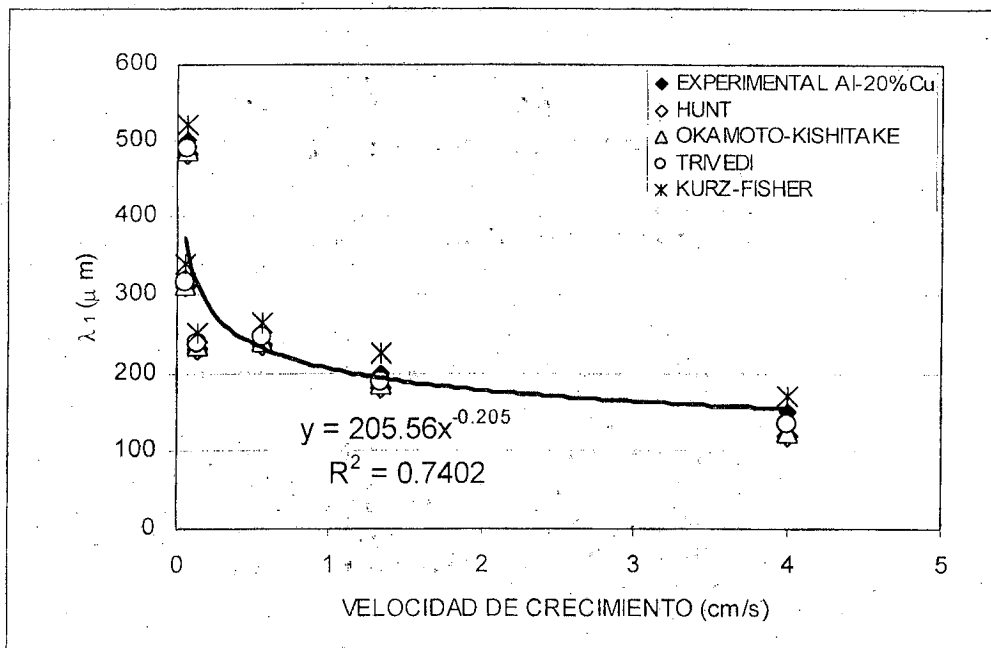


Figura 3. Microestructuras representativas de distintas secciones. (a) Zona Columnar. (b) Zona de TCE. (c) Zona equiaxial. (d-e) Zonas en donde se realizó la medición de espaciamiento lamelar, λ .



(a)



(b)

Figura 4. Evolución de los espaciamientos dendríticos primarios, λ_1 , con la velocidad de crecimiento. (a) Al-10%Cu. (b) Al-20%Cu.

Espaciamiento dendrítico secundario, λ_2

En la medición de los brazos secundarios se consideraron todos los brazos dendríticos (activos e inactivos). Los resultados experimentales de espaciamiento secundario se compararon con el modelo teórico de Feurer⁽³⁾ y el modelo empírico de Grugel⁽²⁾.

El empleo del modelo de Feurer fue realizado a partir de los parámetros y datos termofísicos para las aleaciones Al-Cu. 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⁽³⁾, se obtuvo la siguiente ecuación para Al-10%Cu (% en peso):

$$\lambda_2 = 9.8 t_{SL}^{1/3} \quad (19)$$

y para Al-20%Cu (% en peso):

$$\lambda_2 = 8.8 t_{SL}^{1/3} \quad (20)$$

donde λ_2 está dado en μm y t_{SL} en segundos.

El modelo de Grugel, para los espaciamientos dendríticos secundarios, λ_2 , está dado por la ecuación (13). En la Figura 5 se grafica la evolución de los espaciamientos dendríticos secundarios, λ_2 , con el tiempo de solidificación local. En esta figura se puede observar que 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. La utilización del modelo de Grugel brindó valores de espaciamientos dendríticos secundarios superiores a los obtenidos en el presente trabajo.

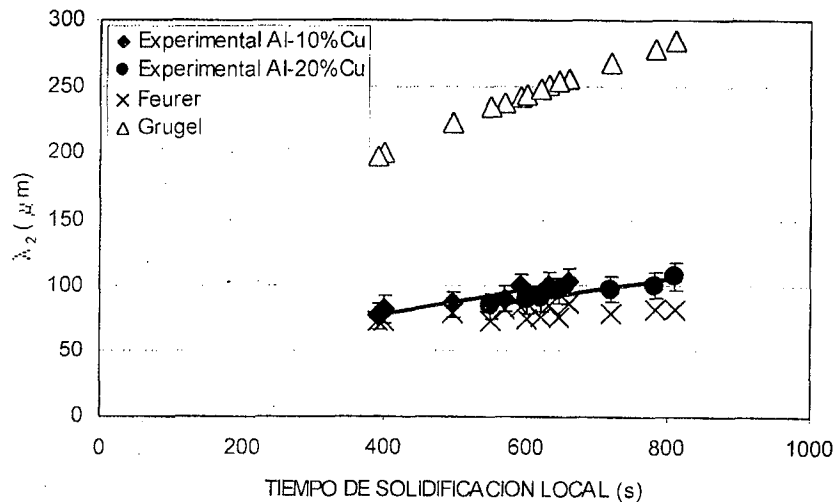


Figura 5. Variación del espaciamiento dendrítico secundario, λ_2 , en función del tiempo de solidificación local.

Espaciamiento lamelar, λ

El espaciamiento lamelar, λ , medido en distintas zonas de las probetas de Al-33.2%Cu se correlacionó con la velocidad de crecimiento. En la figura 5 se presentan los resultados. En esta figura los puntos grises corresponden a los valores experimentales propios, y los otros puntos corresponden a los valores obtenidos previamente por otros autores en el mismo sistema de aleación⁽²⁷⁻³⁰⁾.

Los valores experimentales se ajustan mediante la ecuación:

$$\lambda = 0.1336 v^{-0.5002} \quad (21)$$

En tanto que los valores experimentales obtenidos por Moore y Elliot⁽²⁷⁾, Cooksey et al.⁽²⁸⁾, Chadwick⁽²⁹⁾ y Livingston et al.⁽³⁰⁾, se ajustan mediante la ecuación:

$$\lambda = 0.1283 v^{-0.438} \quad (22)$$

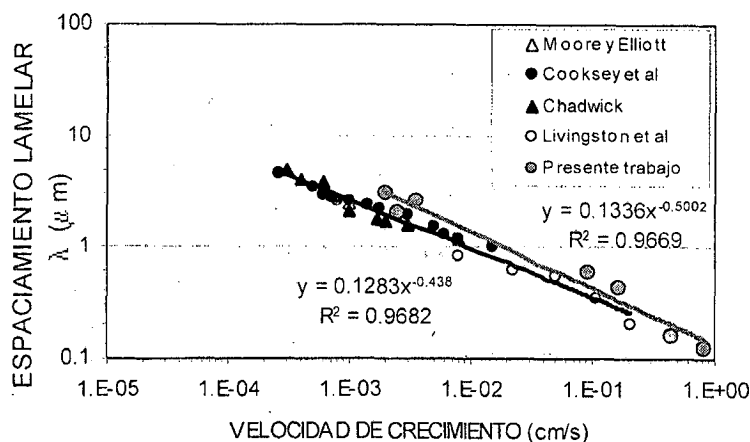


Figura 6. Variación del espaciamiento lamelar, λ , experimentalmente determinado, en función de la velocidad de crecimiento para Al-33.2%Cu.

RESUMEN Y CONCLUSIONES

En resumen, los principales resultados pueden enunciarse como sigue:

1- 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.

2- Los modelos de Hunt⁽⁹⁾, de Okamoto y Kishitake⁽¹⁰⁾ y de Kurz y Fisher⁽¹¹⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales, en cambio, el modelo de Trivedi⁽¹²⁾ brinda buenos resultados, en relación con el espaciamiento dendrítico primario.

3- La utilización del modelo de Feurer⁽³⁾ es una herramienta bastante eficiente en la previsión de los espaciamientos dendríticos secundarios, la utilización del modelo de Grugel⁽²⁾ tiene sus limitaciones y depende de la dinámica de crecimiento de los brazos secundarios.

4- Se han solidificado direccionalmente aleaciones Al-Cu de composición eutéctica y se examinaron las microestructuras resultantes. Se encontró que el espaciamiento lamelar, λ , varía con la velocidad de crecimiento mediante la ecuación $\lambda = 0.1336 v^{-0.5002}$.

AGRADECIMIENTOS

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

Referencias

- 1- Trivedi, R., Kurz, W., Theory of Dendritic Growth During The Directional Solidification of Binary Alloys, International Materials Reviews, 39, 49 (1994).
- 2- Grugel, R.N., Secondary and Tertiary Dendrite Arm Spacing relationships in Unidirectionally Solidified Al-Si Alloys, J. Materials Science, 28, 677 (1993).
- 3- Feurer, U., in: The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, Delft, 131 (1977).
- 4- Galasso, F.S., Journal of Metals, 19,17 (1967).
- 5- Parsons, J.D., Yue, A.S., Journal of Crystal Growth, 55, 470 (1981).
- 6- Hogan, M., Kraft, R.W., Lemkey, F.D., in: Advances in Materials Research, Wiley Interscience, 5, 91(1971).
- 7- Taran, J.N. in: Microstructural Design by Solidification Processing, The Minerals, Metals and Materials Society, 193 (1992).
- 8- Taha, M.A., Some Observations on Dendritic Morphology and Dendrite arm Spacings, Metals Science, 9, 9 (1979).
- 9- Hunt, J.D., The Metals Society, London, 3 (1979).
- 10- Okamoto, T., Kishitake, K., Dendritic Structure in Unidirectionally Solidified Aluminum, Tin, and Zinc Base Binary Alloys, Journal of Crystal Growth, 29, 137 (1975).
- 11- Kurz, W., Fisher, D.J., Acta Met. 29, 11 (1981).
- 12- Trivedi, R., Met. Trans., 15, 977 (1984).
- 13- Langer, J.S., Muller-Krumbahar, H., Acta Metall., 26, 1689-1695 (1978).
- 14- Trivedi, R., Acta Metall., 19, 287-296 (1980).
- 15- Trivedi, R., Kurz, W., Acta Metall. Mater., 42(1), 15-23 (1994).
- 16- Brown, R.A., Ungar, L.H., Phys. Rev. B, 30(7), 3993-3999 (1984).
- 17- Geying, A. N., Lixin, L.J., Dendrite Spacing in Unidirectionally Solidified Al-Cu Alloys, Journal of Crystal Growth, 80, 383 (1987).

18- Kattamis, T.Z., Couglin, J.C, Flemings, M.C., Trans. AIME, **239**, 1504 (1967).
19- Allen, D.J., Hunt, J.D., Metall. Trans. A, **7**, 767 (1976).
20- Elliott, R., Eutectic Solidification, Int. Met. Reviews, **219**, 161 (1977).
21- Jackson, K.A., Hunt, J.D., Lamellar and Rod Eutectic Growth, Trans. AIME, **236**, 1129 (1966).
22- Langer, J.S., Eutectic solidification and Marginal Stability, Physical Review Letters, **44**, 1023 (1980).
23- Trivedi, R., Magnin, P., Kurz, W., Theory of Eutectic Growth Under Rapid Solidification Conditions, Acta Metall., **35**, 971 (1987).
24- Aziz, M.J., Model for Solute Redistribution During Rapid Solidification, J. Appl. Phys., **53**, 1158, (1982).
25- Ares, A.E.; Rios, T.C., Caram, R., Schvezov, C.E., Solidificación Direccional de Aleaciones Base

Aluminio Conteniendo Hasta un 10 % de Cobre. SULMAT 2002. Aceptado (2002).
26- Ares, A.E.; Rios, T.C., Caram, R., Schvezov, C.E., Espaciamientos Dendríticos Primarios y Secundarios en Función de Parámetros de Solidificación en Aleaciones Al-2%Cu y Al-4%Cu, Anales AFA. Aceptado (2002).
27- Moore, A., Elliott, R., Solidification of Metals, Iron and Steels Institute (1969).
28- Cooksey, D.J.S., Munson, D., Wilkinson, M.P., Hillawell, A., Phil. Mag., **10**, 745 (1964).
29- Chadwick, G.A., J. Inst. Metals, **92**, 18 (1963-64).
30- Livingston, J.D., Cline, H.D. , Trans. Metals Soc. AIME, **245**, 351 (1969).