

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL SISTEMA Al-Li-Cu OBTENIDO MEDIANTE SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL

A.E. Ares¹⁻²⁻³, C. T. Rios², R. Caram² and C.E. Schvezov³

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

ares@fem.unicamp.br

Las aleaciones Al-Li-Cu actualmente tienen gran importancia por su aplicación en la industria automotriz y aeronáutica. Esto es debido a que es un material de reducida densidad y con propiedades iguales o superiores a las aleaciones de aluminio. En el presente trabajo se solidificaron direccionalmente aleaciones conteniendo Al, Li y Cu con el agregado de refinadores de grano, en diferentes condiciones de solidificación. Los resultados mostraron microestructuras de granos completamente equiaxiales. Además, se realizó la medición del espaciamiento dendrítico secundario contrastándose los resultados experimentales obtenidos con los valores obtenidos aplicando el modelo teórico de Feurer y con los valores experimentales obtenidos por Brondino. El análisis microestructural fue realizado utilizando microscopía electrónica de barrido y analizador de imágenes acoplado a microscopio óptico.

Aluminum-Lithium-Copper alloys have great importance in automotive and aeronautic industry. This is due to the fact it is a material of low density and with equal properties or over the Aluminum alloys. In the present work, alloys containing Al, Li and Cu with addition of grain refiners were directionally solidified in different solidification conditions. The results showed completely equiaxed grains microstructures. In addition, the secondary dendritic space was measured and the results were compared and correlated with those derived from Feurer's theoretical model and Brondino's experimental results. The microstructural analysis was realized using scanning electron microscopy (SEM) and image analyzer through an optical microscope.

I. INTRODUCCIÓN.

Desde hace varias décadas es reconocida la aplicación del Aluminio puro y aleaciones base-Aluminio, por ser una categoría importante de materiales, sobre todo debido a su alto valor tecnológico y amplia gama de aplicaciones en la industria aeronáutica, automotriz y de melanaje. Desde inicios de 1980 se han realizado muchos estudios y esfuerzos para reemplazar aleaciones convencionales base-Al por nuevas aleaciones a base de Al-Li especialmente en materiales estructurales para la industria aeroespacial. Es conocido que adiciones de Li en aleaciones de Al incrementan el módulo de Young y el límite de fluencia, así como, simultáneamente disminuyen la densidad de las aleaciones⁽¹⁾. Sin embargo, en la búsqueda e identificación de nuevos materiales con características estructurales de alta performance, está involucrada la transformación líquido/sólido durante la solidificación de metales. Una correlación cualitativa y cuantitativa de los parámetros térmicos del proceso de solidificación, con la resultante microestructural, es de fundamental importancia en la industria con la finalidad de obtener microestructuras optimizadas.

La investigación del crecimiento dendrítico es de considerable importancia en la solidificación de aleaciones metálicas porque la microestructura dendrítica juega un notable rol en la determinación de la micro y macro segregación, distribución de porosidad, y propiedades mecánicas en piezas y productos de fundición⁽²⁻⁴⁾. En el análisis de la microestructura dendrítica, el parámetro más importante es el espaciamiento entre brazos dendríticos, por ejemplo, entre brazos primarios, secundarios o terciarios. De acuerdo con Grugel⁽³⁾, la tensión y la ductilidad se ven afectadas por la continuidad de las dendritas primarias, mientras que los brazos secundarios y terciarios contribuyen al deterioro del aislamiento de las fases interdendríticas.

Un método eficiente para examinar el desarrollo de la estructura dendrítica está conectado a la aplicación de experiencias de solidificación direccional en estado estable, con una velocidad impuesta de crecimiento, V y un gradiente térmico en la interfase sólido/líquido, G . Estos experimentos se realizan a fin de relacionar los parámetros de solidificación con la escala de las microestructuras dendríticas, tales como el espaciado interdendrítico.

En la literatura disponible, se encuentran un número de diferentes modelos teóricos y experimentales para tratar el crecimiento dendrítico. Estos modelos permiten la correlación del arreglo microestructural con los parámetros del proceso de solidificación. En general, la influencia de los parámetros en el análisis del crecimiento dendrítico son la velocidad de crecimiento, V ; y el gradiente térmico en la interfase sólido/líquido, G . El efecto de ambos parámetros sobre la escala de la microestructura dendrítica está bien descrito en la literatura. Según como la velocidad de crecimiento o el gradiente se incrementan, el espaciado entre los brazos dendríticos disminuye⁽⁵⁾. De acuerdo con Grugel⁽³⁾, el espaciado dendrítico primario es constante durante el proceso de solidificación direccional, mientras que, el espaciado dendrítico secundario y terciario se modifica notablemente a lo largo de los brazos primarios. Tal comportamiento se puede explicar sobre la base del proceso de engrosamiento de los brazos dendríticos durante la solidificación. Varios investigadores, incluyendo a Whisler y Kattamis⁽⁶⁾ y Feurer⁽⁷⁾ analizaron el fenómeno de engrosamiento durante el crecimiento dendrítico. De acuerdo con la teoría de engrosamiento, los brazos dendríticos secundarios con un pequeño radio de curvatura se refunden durante la transformación líquido/sólido, mientras que brazos con un mayor radio de curvatura, descriptos como brazos activos por Grugel⁽³⁾, están sometidos al proceso de engrosamiento. Debido al engrosamiento de brazos, es necesario analizar la evolución de λ_2 (próximo al extremo final de la dendrita, así como lejos de la misma). Este hecho hace que el tiempo de solidificación local sea un parámetro importante en la investigación del crecimiento dendrítico porque las evidencias experimentales muestran que el espaciado dendrítico secundario es una función de tal parámetro⁽⁴⁾. Utilizando la velocidad de crecimiento y el gradiente térmico en la interfase sólido/líquido, también como el rango de solidificación de equilibrio de la aleación, ΔT , es posible determinar el tiempo de solidificación local, que también es un parámetro importante en el estudio del crecimiento dendrítico. El tiempo de solidificación local, t_L , está dado por la relación: $t_L = \Delta T / (GV)$.

Aplicando las condiciones experimentales donde el crecimiento dendrítico está controlado en relación a la velocidad y dirección de solidificación, individualmente pueden analizarse los parámetros del proceso de solidificación. Utilizando tal procedimiento, puede observarse que los espaciamientos dendríticos secundarios dependen del tiempo de solidificación local, t_L . Si los tiempos de solidificación local se incrementan, los espaciamientos dendríticos también se incrementan.

El hecho de que λ_2 está influenciado por el tiempo de solidificación local puede explicarse por el trabajo realizado por Allen y Hunt⁽⁸⁾. En concordancia con este estudio, se puede considerar que el crecimiento dendrítico ocurre en dos etapas: en la primera los brazos dendríticos muestran un proceso rápido de engrosamiento; en la segunda, este fenómeno de engrosamiento se vuelve más lento.

Uno de los modelos más efectivos que relacionan el espaciado dendrítico secundario con los parámetros de solidificación fue propuesto por Feurer⁽⁷⁾. Para el espaciado dendrítico secundario, Feurer desarrolla un modelo teórico que relaciona el espaciado dendrítico, λ_2 , con el tiempo de solidificación local, t_L . El modelo de Feurer se desarrolló en base al modelo de Kattamis et al.⁽⁹⁾.

De acuerdo con Feurer⁽⁷⁾, el espaciado secundario, λ_2 , es una función del tiempo de solidificación local, t_L , y está dado por la ecuación:

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

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

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

donde σ_{sl} es la tensión sólido/líquido, T_L es la temperatura líquida, 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 líquida y k_0 es el coeficiente de partición.

También, un número muy restringido de tratamientos teóricos utilizados para analizar λ_2 como una función de parámetros de solidificación puede encontrarse en la literatura, varios modelos basados en datos experimentales están disponibles. Estos modelos empíricos revelan que es conveniente relacionar resultados experimentales del espaciado dendrítico secundario al tiempo de solidificación local utilizando la relación⁽⁵⁾:

$$\lambda_2 = K_1 t_L^a \quad (3)$$

donde a y K_1 dependen de las características de la aleación.

En el presente trabajo se estudia la caracterización y el efecto de la variación de la extracción calórica direccional sobre el espaciamiento dendrítico secundario de la aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso). La extracción calórica fue controlada variando el material del sistema del enfriamiento, en el primer caso se utilizó Acero y posteriormente se utilizó un sistema de enfriamiento construido de Cobre. Los resultados experimentales de espaciamiento dendrítico secundario se compararon con los obtenidos por Brondino⁽¹⁰⁾ y con la predicción del modelo de Feurer⁽⁷⁾.

II. MATERIALES Y MÉTODOS.

Para obtener las probetas de Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso) se utilizó un equipo de solidificación direccional, ver figura 1. El registro de medidas de temperatura durante la solidificación direccional fue realizada mediante termocuplas tipo K. Las termocuplas previamente revestidas con cerámica refractaria, fueron introducidas en orificios con profundidad de 0.7 cm, los cuales coinciden con el centro del diámetro de la probeta. La distancia entre termocuplas utilizada en las probetas fue de 2 cm.

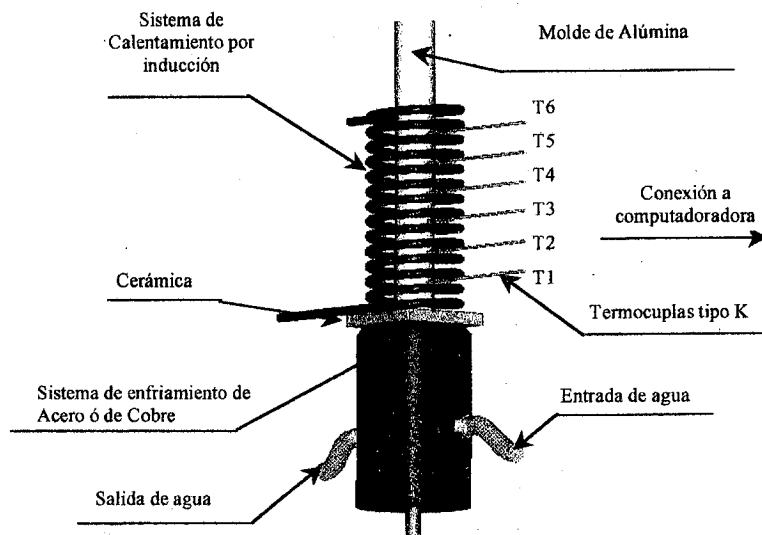


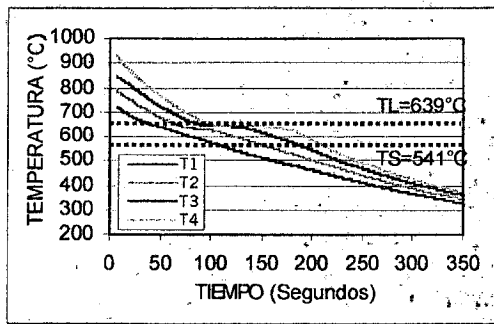
Figura 1. Esquema del dispositivo experimental empleado.

III. RESULTADOS OBTENIDOS.

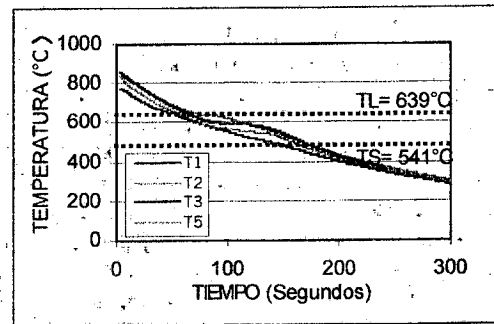
Mediante análisis térmico diferencial (DTA) se determinaron las temperaturas líquidas y sólidas de la aleación utilizada, las cuales fueron: $T_{Líquidas} = 639^{\circ}\text{C}$ y $T_{Sólidas} = 541^{\circ}\text{C}$.

En la figura 2 se pueden apreciar las curvas de temperatura versus tiempo obtenidas en dos experiencias. Si bien se utilizaron seis termocuplas en todas las experiencias, en los casos que se ejemplifica en la figura 2, (a) las termocuplas T5 y T6 no realizaron un correcto registro de los datos de temperatura durante la experiencia N°1 y (b) las termocuplas T4 y T6 durante la experiencia N°2, razón por la cual no se las consideró en el análisis de los resultados.

Las velocidades de enfriamiento de las aleaciones se obtuvieron como las pendientes de las curvas de temperatura versus tiempo de solidificación de la aleación en estado líquido, para la primera experiencia se obtuvo una velocidad de enfriamiento promedio en el líquido de 2.16°C/seg y para la segunda experiencia una velocidad de enfriamiento promedio de 2.97°C/seg . Esta diferencia en velocidades de enfriamiento demuestra la mayor eficiencia en la extracción calórica del sistema de enfriamiento de Cobre utilizado en la segunda experiencia, respecto al de Acero utilizado en la primera experiencia.



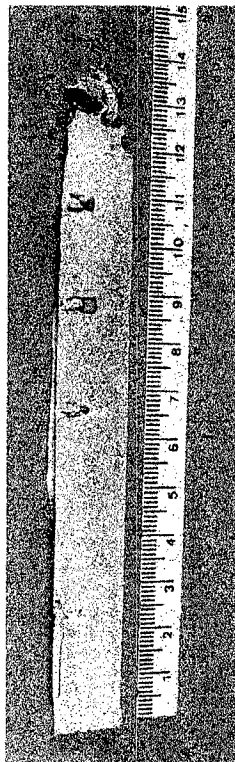
(a)



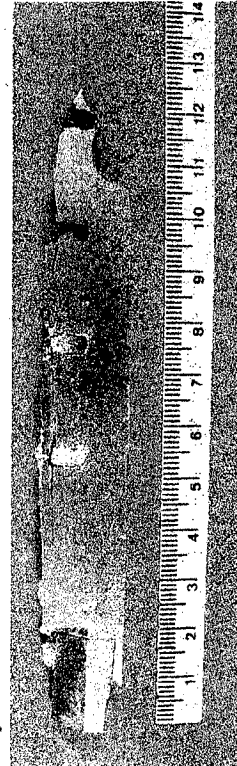
(b)

Figura 2. Curva de temperatura versus tiempo.

(a) Experiencia N°1. (b) Experiencia N°2. Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso).



(a) Escala 1: 1.4



(b) Escala: 1: 1.5

Figura 3. Macrografías obtenidas en las experiencias (a) N° 1 y (b) N°2.

Aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso).

En la figura 3 se puede observar una de las secciones longitudinales de cada una de las probetas obtenidas. En ambas experiencias, y debido al efecto del agregado del refinador de grano en la aleación, se obtuvo una estructura de grano completamente equiaxiales. Un refinador de grano comúnmente utilizado para el refinamiento de las aleaciones base Aluminio es el Titanio. El Titanio es adicionado (0.05-0.20% en peso) como refinador de grano para todas las aleaciones de fundición, normalmente en conjunto con el Boro, en la proporción de 5/1, como en el presente caso, y resulta bastante efectivo.

Luego de la solidificación se cortaron las probetas en dirección longitudinal, se pulieron con lijas de diferentes granulometrías y se atacaron químicamente mediante una solución conteniendo 15 ml de ácido nítrico, 10 ml de ácido clorhídrico, 5 ml de ácido fluorhídrico y 70 ml de agua destilada a temperatura ambiente durante aproximadamente 3 minutos. Las macrografías de las probetas correspondientes a dos experiencias distintas se pueden apreciar en la figura 3.

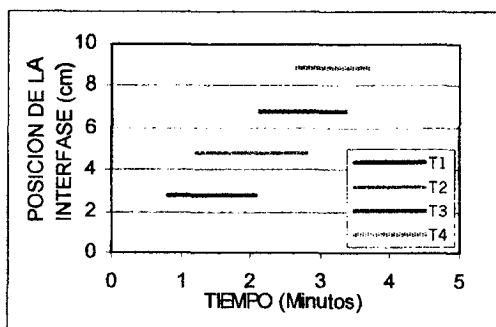
Las velocidades de solidificación se determinaron a partir de los tiempos de inicio y de fin de la solidificación y a partir de las posiciones de las termocuplas.

Con los datos obtenidos se elaboraron gráficos de posición de la interfase en función del tiempo para cada termocupla o velocidad de solidificación, como se muestra en las figuras 4 (a) y (b) para las dos experiencias con aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso).

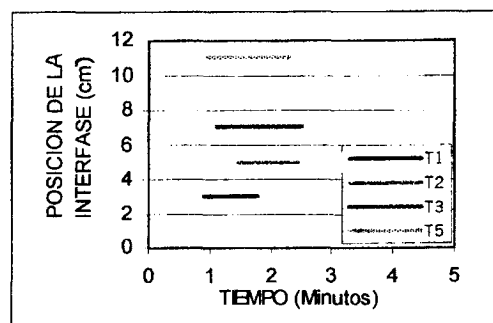
Se observa en la figura 4 (a) un desplazamiento uniforme de la interfase (experiencia N°1), en cambio, en la figura 4 (b) se observa que ocurrió un enfriamiento desde la parte superior de la probeta, esto se nota porque la solidificación comienza antes en las posiciones de las termocuplas T5 y T3, ubicadas en la parte superior, que en la posición de la termocupla T2, ubicada más abajo en la probeta (experiencia N°2).

A partir de las gráficas de posición de la interfase en función del tiempo, figuras 4 (a) y (b) ó figuras 5 (a) y (b), se determinan los valores de velocidades de las interfases líquida, V_L , y sólida, V_S , como las pendientes de las curvas de posición de la interfase versus tiempo. Los valores numéricos de las velocidades de ambas interfases se presentan en la tabla 1.

Nuevamente, los valores negativos de velocidades de interfase líquida y sólida de la experiencia 2 se deben al enfriamiento desde la parte superior de la probeta.

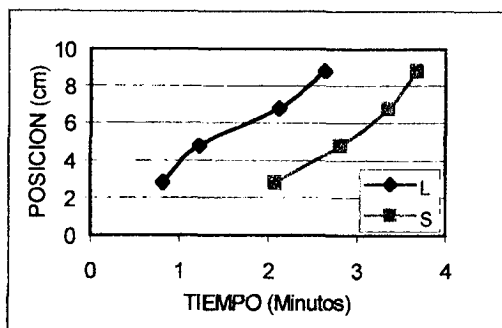


(a)

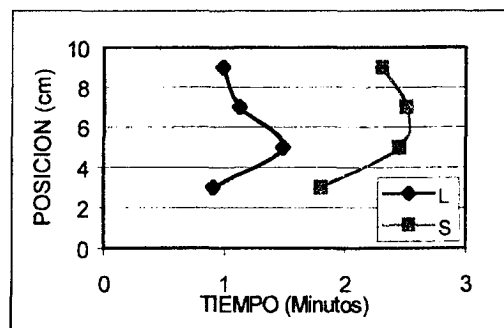


(b)

Figura 4. Posición de la interfase versus tiempo durante la solidificación de una aleación. (a) Experiencia N°1. (b) Experiencia N°2. Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso).



(a)



(b)

Figura 5. Posición de las interfases líquida (L) y sólida (S). (a) Experiencia N°1. (b) Experiencia N°2. Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% peso).

Tabla 1. Velocidades de las interfases líquida (V_L) y sólida (V_S).

N°	Aleación	V_L (cm/seg)			V_S (cm/seg)		
		V_{L1}	V_{L2}	V_{L3}	V_{S1}	V_{S2}	V_{S3}
1	Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso)	0.080	0.037	0.064	0.045	0.062	0.104
2	Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso)	0.058	-0.09	-0.241	0.051	0.586	-0.166

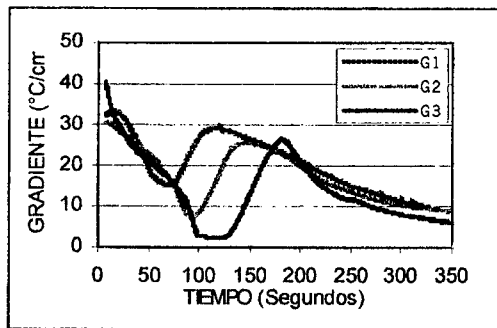
Los gradientes de temperatura, G para cada par de termocuplas contiguas se calculan como el cociente entre la diferencia de temperaturas a la diferencia de distancias entre termocuplas. Si el error promedio en la medición de las temperaturas es de $\Delta T \cong 0.5^\circ\text{C}$ y el error promedio en la medición de las distancias es $\Delta X = 0.1\text{cm}$, el error en el gradiente medido será

$$\Delta G = \frac{G}{T_{i-1} - T_i} + 0.04.G \quad (1)$$

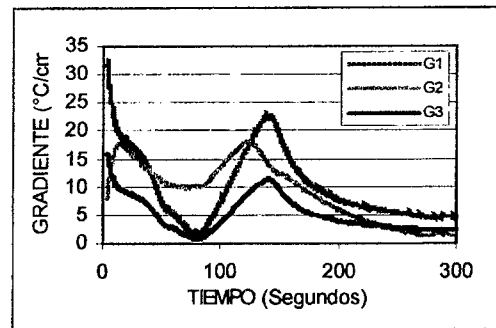
En la figura 6 se puede observar la gráfica de variación de gradientes, G en función del tiempo para las dos experiencias realizadas. Se puede apreciar en la figura 6 (a), que los gradientes $G1$ y $G2$ mantienen valores altos durante la experiencia, si bien el gradiente $G3$, alcanza valores más bajos ($\cong 2.5^\circ\text{C/cm}$), no son lo suficientemente mínimos y críticos como para provocar un cambio de estructura o bien, una transición de estructura, como por ejemplo de columnar a equiaxial. En la Figura 6 (b) se observa que el gradiente $G1$ mantiene valores muy altos durante toda la experiencia, los valores negativos de los gradientes $G2$ y $G3$ se deben al efecto del enfriamiento desde la parte superior de la probeta.

La caracterización de la microestructura se realizó a través de microscopía electrónica de barrido y analizador de imágenes acoplado a microscopio óptico (Neophot). Para ello, una de las mitades longitudinales de la probeta fue cortada transversalmente en varias secciones. Las muestras, fueron embutidas, desbastadas y pulidas hasta paño de $0.25\mu\text{m}$ y luego atacadas con reactivo Keller (2 ml HF, 3 ml HCl, 5 ml HNO₃, 190 ml H₂O destilada). En la medida de los brazos dendríticos, estas fueron asumidas como brazos secundarios. En muestras transversales y a través de la técnica de intercepción lineal se realizó la medida de los brazos secundarios considerando todos los brazos activos e inactivos.

La medición de los espaciamientos dendríticos secundarios se realizó en las posiciones próximas a las termocuplas. En las figuras 7 (a) y (b) se observa un aspecto general de la microestructura de la aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso), obtenidas en las experiencias 1 y 2.

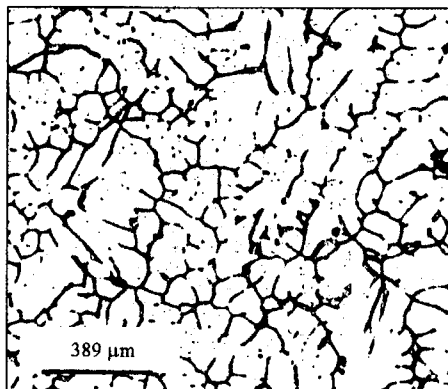


(a)

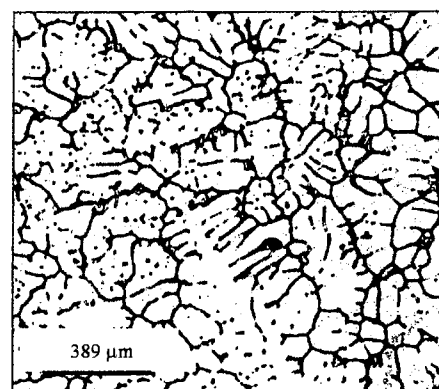


(b)

Figura 6. Gradientes versus tiempo. (a)Experiencia N°1. (b)Experiencia N°2.
Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% peso).



(a)



(b)

Figura 7. Aspecto de la microestructura obtenida (Neophot). (a) Experiencia N°1. (b) Experiencia N°2.
Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% peso).

Se puede apreciar que en la figura 7(b) el espaciado entre los brazos dendríticos es menor que en la figura 7(a), esto es consistente con lo que predice la literatura, y además, con el hecho, de que en la experiencia N°2 se utiliza un sistema de enfriamiento con base de contacto de Cu, mediante el cual la extracción calórica es más eficaz, comparado al sistema de enfriamiento con base de contacto de Acero utilizado en la experiencia N°1. El espaciado disminuye al aumentar la velocidad de enfriamiento debido al cambio del sistema de extracción calórica. Además, en la experiencia N°2 se obtuvieron velocidades de solidificación y gradientes más altos que con el sistema de enfriamiento de Acero (experiencia N° 1).

Utilizando las temperaturas solidus y liquidus, así como también, los perfiles de temperatura en la muestra durante el proceso de crecimiento dendrítico, se obtuvieron valores de velocidades de solidificación, V y de gradientes de temperatura, G y de tiempo de solidificación local, t_L , en la posición de cada termocupla, como se indicó anteriormente. Como resultado del crecimiento de los brazos dendríticos secundarios, que involucran el proceso de engrosamiento, se utilizaron mediciones que incluyen todos los brazos dendríticos (activos e inactivos). Los resultados experimentales se compararon con las predicciones del modelo teórico de Feurer⁽⁷⁾. El uso del modelo de Feurer fue acompañado con el empleo de parámetros termo físicos relacionados a la aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso). Utilizando estos parámetros se encontró la siguiente ecuación:

$$\lambda_2 = 16.1t_L^{1/3} \quad (5)$$

donde λ_2 está en μm y t_L en segundos.

La figura 8 muestra el espaciado dendrítico secundario como una función del tiempo de solidificación local. En la misma se observa que un incremento en t_L tiende a un incremento en λ_2 .

Estas medidas, considerando todos los brazos dendríticos (activos e inactivos) comparados con los resultados provistos por el modelo de Feurer⁽⁷⁾, muestran una buena concordancia. Además, en la misma figura se agregaron los datos correspondientes a los valores de medidas experimentales realizados por Brondino⁽¹⁰⁾ en la misma aleación, pero solidificada direccionalmente bajo diferentes condiciones de velocidades de crecimiento y de gradientes térmicos.

Se puede apreciar en la figura 8 que:

1. En la experiencia N°1, con valores menores de velocidad de crecimiento y de gradiente, el espaciado entre brazos dendríticos secundarios es mayor que en la experiencia N°2.
2. Los valores experimentales de espaciado dendrítico secundario medidos por Brondino⁽¹⁰⁾ son menores que los obtenidos en las experiencias propias.
3. Los valores de espaciamientos dendríticos secundarios calculados utilizando el modelo de Feurer⁽⁷⁾, en todos los casos son menores que los valores experimentales obtenidos en las posiciones de las termocuplas, en las experiencias 1 y 2 y también al aplicar el modelo de Feurer a los datos de Brondino. El error obtenido en el cálculo, se puede apreciar en la tabla 2, el cual en ningún caso supera el 10 %.

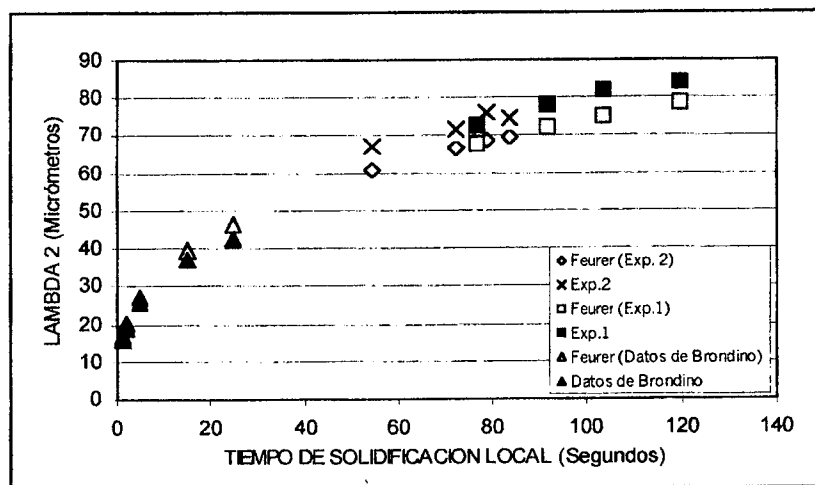


Figura 8. Espaciado dendrítico secundario, λ_2 versus tiempo de solidificación local. Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso).

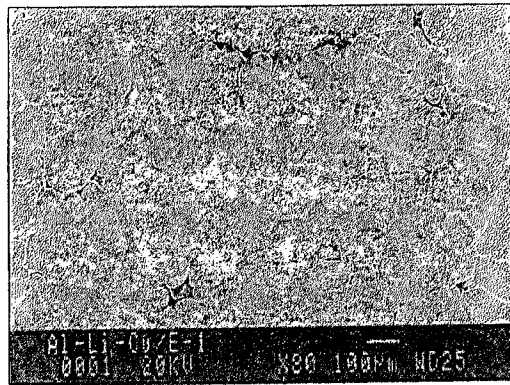
Tabla 2. Espaciamientos dendríticos secundarios experimentales y calculados mediante el modelo de Feurer ⁽⁷⁾.

EXPERIENCIA N°1			
	λ_2 Experimental (μm)	λ_2 Modelo de Feurer (μm)	Error porcentual
T1	83.89	78.83	6.02
T2	81.9	75.14	8.25
T3	78	72.15	7.49
T4	72.7	67.92	6.57
EXPERIENCIA N°2			
	λ_2 Experimental (μm)	λ_2 Modelo de Feurer (μm)	Error porcentual
T1	67.1	60.65	9.61
T2	71.58	66.63	6.91
T3	74.45	69.91	6.09
T4	76.29	68.60	10.07
DATOS DE BRONDINO ⁽¹⁰⁾			
	λ_2 Experimental (μm)	λ_2 Modelo de Feurer (μm)	Error porcentual
	25.7	27.35	6.42
	15.6	17.00	8.97
	42.3	46.53	10.07
	37	39.45	6.62
	18.8	20.16	7.23

La caracterización microestructural y de composición de la aleación Al-1.2Li-2.0Cu-1.0Mg-0.15Ti-0.09Fe (% en peso), se realizó a través de microscopía electrónica de barrido convencional. En la figura 9 (a), se observa una micrografía típica de la aleación estudiada. Se observan dendritas primarias de Aluminio del tipo globular con ramificación de brazos dendríticos en la parte externa de la dendrita. La región interdendrítica es ocupada por la fase clara, que está constituida básicamente por segundas fases, tal como Al_2CuLi , Al_6CuLi_3 , Al_7CuNi , Al_2CuMg , Li_3CuAl_5 . Se identificaron segundas fases a través de difracción de rayos-X, que fueron comparadas con los datos del banco de datos de la JCPDS (Joint Committee for Powder Diffraction Standards), tal como se observa en la figura 10. Las medidas de fracción de volumen de la región interdendrítica indican valores entre 7.8 a 9.4% y de porosidad entre 1.6 a 2.0% (Medidas realizadas a través de analizador de imágenes). En la figura 9 (b), se observa un encuentro de tres brazos dendríticos, en donde la región interdendrítica, es ocupada por diferentes fases y posiblemente correspondan a las fases; clara (T2: Al_6CuLi_3), oscura (T1: Al_2CuLi) y gris (Al_7CuNi).

A través de la técnica de microscopía electrónica de barrido equipada con microanálisis EDS no fue posible la identificación de la composición química de las fases T1 y T2, debido principalmente a la baja sensibilidad del equipo para con el elemento Li. Entre tanto, los análisis cuantitativos de esas segundas fases en relación al elemento Cu, permitió la identificación cualitativa de las fases T1 y T2. La aproximación fue realizada por la relación de proporciones entre Al y Cu, pues, en la fase T1 es de 2/1 y en la fase T2 es de 6/1. La presencia del elemento Ni en la fase Al_7CuNi puede atribuirse a las impurezas en los elementos de la aleación.

En las figuras 11 (a-b), se observa una región dendrítica donde fue realizada el análisis de composición química por EDS y el perfil de concentración del elemento Cu en la matriz de la fase primaria de Al, respectivamente. Se observa, que el límite de solubilidad máxima de Cu en las regiones próximas al contorno de las dendritas es de 3.67 % en peso. Tal valor, está muy por debajo de la predicción en el diagrama de equilibrio binario Al-Cu, en donde la solución sólida de Cu alcanza hasta 5.77 % en peso a la temperatura de 548°C. Tal variación, posiblemente, es afectada por la adición de terceros elementos de aleación, tal como; Li, Mg, Fe y Ni, que pueden modificar la temperatura de solidificación, así como la composición de los microconstituyentes (segundas fases).



(a)



(b)

Figura 9. Imágenes de electrón secundario, (a) microestructura típica de dendritas en la aleación Al-1.2Li-2.0Cu-1.0Mg-0.15Ti-0.09Fe (% en peso), y (b) región interdendrítica con presencia de segundas fases.

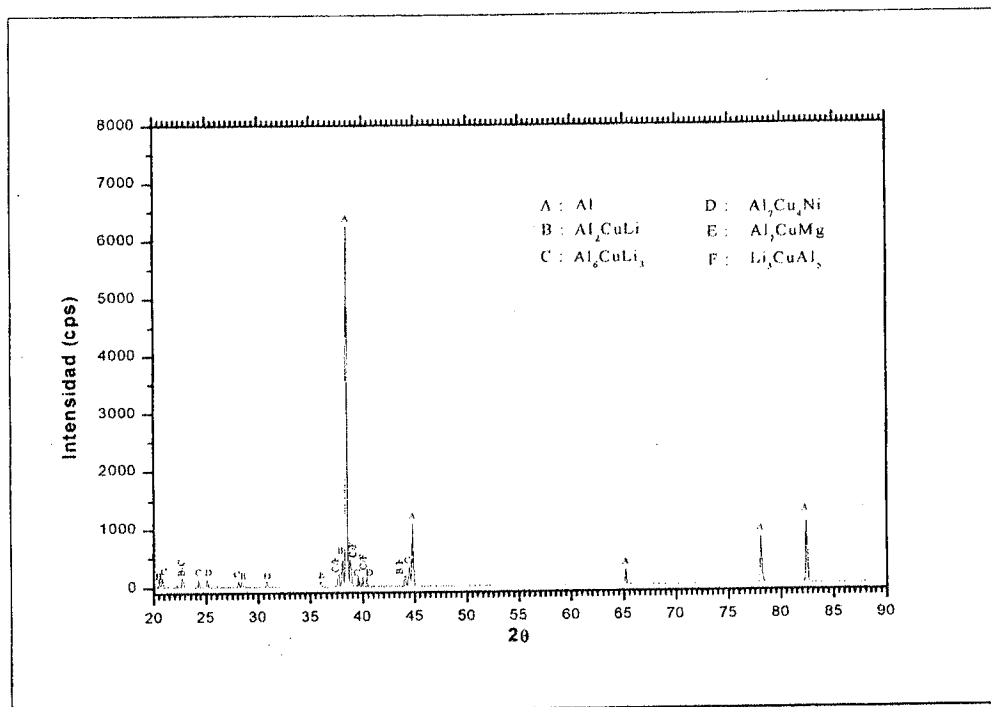


Figura 10. Difractograma de rayos-X de la aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% peso).

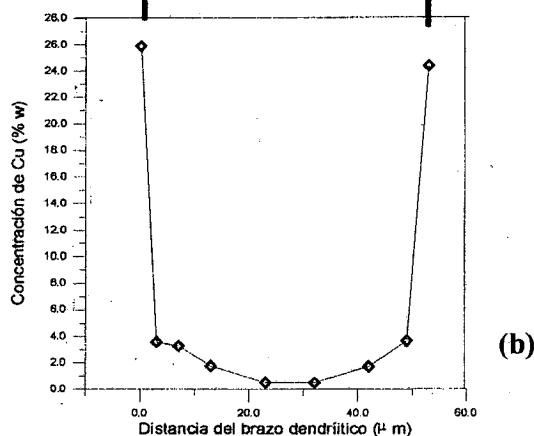
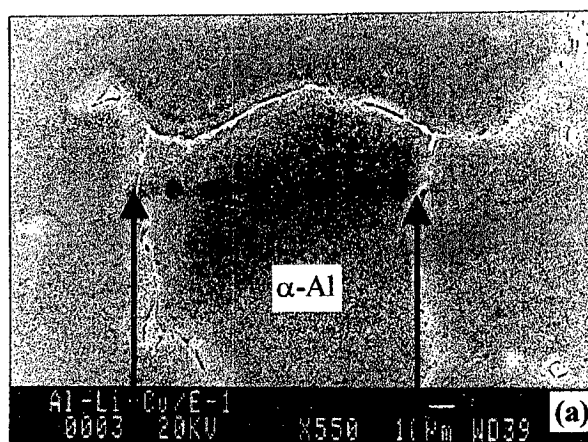


Figura 11. (a) Brazo dendrítico, y (b) Perfil de concentración de Cu en la Matriz primaria α -Al.

IV. RESUMEN Y CONCLUSIONES.

En resumen, las principales conclusiones pueden enunciarse como sigue:

Se realizaron experiencias de solidificación direccional de la aleación Al-1.2%Li-2.0%Cu-1.0%Mg-0.15%Ti-0.09%Fe (% en peso), con el agregado de Ti como refinador de grano. La extracción calórica desde la base de la probeta fue realizada mediante el empleo de dos sistemas de enfriamiento a base de Cobre y de Acero.

Se obtuvieron estructuras de grano completamente equiaxiales en ambos casos.

Se realizó la correlación entre el espaciamiento dendrítico secundario y los parámetros de solidificación direccional investigados.

Los resultados obtenidos de espaciamiento dendrítico se compararon con los valores experimentales obtenidos por Brondino⁽¹⁰⁾, encontrándose que los valores experimentales de espaciamiento dendrítico secundario medidos por Brondino⁽¹⁰⁾ son menores que los obtenidos en las experiencias propias.

Los valores de espaciamientos dendríticos secundarios calculados utilizando el modelo de Feurer⁽⁷⁾, en todos los casos son menores que los valores experimentales obtenidos en las posiciones de las termocuplas, en las experiencias 1 y 2 y también al aplicar el modelo de Feurer a los datos de Brondino.

Este estudio demuestra que un incremento en la velocidad de solidificación y en el gradiente térmico produce una disminución en el espaciamiento dendrítico secundario. Además, la adición de elementos de aleación (Li, Mg, Ti y Fe) modifican la solubilidad máxima del Cu en la matriz dendrítica α - Al, para valores próximos de 3.67 %Cu (% en peso).

V. AGRADECIMIENTOS

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

Además desean expresar su agradecimiento al personal del laboratorio de metalografía de la UNICAMP y también a los señores Fernanda Pinheiro Martins y Solano Buso Jacons por su colaboración durante el desarrollo del presente trabajo.

Referencias

- 1- Lavernia, E., Grant, N., J. Mater. Sc., 22, 1521 (1987).
- 2- Trivedi, R., Kurz, W., Int. Mat. Reviews 39, 49 (1994).
- 3- Grugel, R.N., J.Mat.Sci. 28, 677 (1993).
- 4- Ramani, A., Beckerman, C, Scripta Materialia 36, 633 (1997).
- 5- Geying, A. , Lixin, L., J Crystal Growth 80, 383 (1987).
- 6- Whisler, N.J. , Kattamis, T.Z., J Crystal Growth 15 (1972) 20.
- 7- Feurer, U., in: "The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys", (Delft, 1977) p.131.
- 8- Allen, D.J. , Hunt, J., Metall. Trans. A, 7, 767 (1976).
- 9- Kattamis, T.Z., Coughlin, J.C., Flemings, M.C., Trans. AIME 239 , 1504 (1967).
- 10- Brondino, O.C. Ms. Sci. Thesis, PPG-CEM/DEMa-UFSCar. (1998), p. 81-83.