

ANÁLISIS MACROSCÓPICO Y MICROSCÓPICO DE LA SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL DE ALEACIONES Al-10% Si-2.5%Cu

A.E. Ares^{1,2,3}, 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

La transición de estructura columnar a equiaxial (TCE) fue observada en aleaciones Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso) solidificadas direccionalmente desde la zona chill. La transición ocurre cuando el gradiente en el líquido adelante de las dendritas columnares y las velocidades de crecimiento de las mismas alcanzan valores críticos. Teniendo en cuenta las características de la aleación y los perfiles de temperatura en la interfase de solidificación se analiza la microestructura obtenida. Los espaciamientos dendríticos primarios, secundarios y terciarios medidos experimentalmente se comparan con los resultados predichos por distintos modelos teóricos.

The columnar-to-equiaxed transition (CET) was observed in unidirectionally solidified Al-10%-2.5%Cu (pct wt) alloys from the chill face. The transition occurs when the gradient in the melt ahead of the columnar dendrites and the columnar growth velocities reach critical values. Considering the characteristics of alloy and the temperature profiles at the interface of solidification, the microstructure obtained is analyzed. The primary, secondary and tertiary dendritic spacing, experimentally measured were compared with the predicted results from different models.

I. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones de aleaciones metálicas pueden presentar estructuras de granos completamente columnares, equiaxiales, o bien, una combinación de ambas; dependiendo de la composición de la aleación y de las condiciones de solidificación. Una estructura más compleja que se observa a menudo en fundiciones solidificadas desde la zona chill, es la compuesta por ambos tipos de granos. Este modo de solidificación, con ambos tipos de estructura, ocurre si los granos equiaxiales pueden nuclear y crecer en el líquido adelante del avance del frente columnar; resultando en una transición desde la zona columnar a la zona equiaxial central en algunas estructuras as-cast⁽¹⁻³⁾.

La predicción de la transición de estructura columnar a equiaxial (TCE) es de gran interés para la evaluación y diseño de los productos solidificados. Para lograr esto, es necesario comprender los mecanismos por los cuales se produce la TCE.

Como fue sugerido en muchos trabajos previos, la TCE se produce por la competencia entre el crecimiento columnar y equiaxial, está gobernada, principalmente por parámetros de la fundición tales como la composición, el sobrecalentamiento durante el vaciado, la densidad de núcleos presentes en el líquido, la velocidad de enfriamiento de la interfase metal/molde y la convección en el líquido⁽¹⁻³⁾.

Las aleaciones de Aluminio con Silicio son utilizadas en la industria de fundición por su elevada fluidez y bajo índice de contracción, con respecto a otras aleaciones de base Aluminio. La adición de Cobre a las aleaciones de Aluminio permite mejorar la maquinabilidad de las mismas y optimizar su desempeño mecánico a elevadas temperaturas.

Entre los diversos fenómenos presentes en un proceso de solidificación, uno de los más importantes es el crecimiento dendrítico. Cuando una aleación metálica es solidificada, la morfología más común es la dendrítica⁽⁴⁾. 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⁽⁵⁾.

Generalmente, el crecimiento dendrítico resulta acompañado de microsegregación de soluto, que afecta significativamente las propiedades mecánicas del material⁽⁶⁾. 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⁽⁵⁾, 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.

En el presente trabajo se estudia la TCE en aleaciones Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso) solidificadas unidireccionalmente, a través del análisis de los perfiles de las curvas de enfriamiento, los gradientes de temperatura en el líquido, las velocidades de crecimiento y el grado de sobreenfriamiento en el líquido para la nucleación de granos equiaxiales. Se comparan los resultados experimentales con los obtenidos previamente en aleaciones Pb-Sn⁽⁷⁻¹¹⁾ y Al-Cu⁽¹²⁾. También, se analiza la microestructura dendrítica obtenida, realizando un análisis del comportamiento de los espaciamientos dendríticos primarios, secundarios y terciarios en función de los parámetros del proceso de solidificación.

Los modelos de crecimiento dendrítico utilizados para calcular el espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , y el espaciamiento dendrítico secundario, λ_2 , se detallan en un trabajo previo⁽¹³⁾.

La disponibilidad de trabajos sobre espaciamientos dendríticos terciarios es bastante limitada, y básicamente se resume a los trabajos de Taha⁽¹⁴⁾ y de Grugel⁽⁵⁾. Para las mismas composiciones de aleaciones anteriormente citadas, Grugel concluyó que el crecimiento y engrosamiento de los brazos terciarios son similares a los de los brazos secundarios. De acuerdo con Grugel⁽⁵⁾, los espaciamientos dendríticos terciarios pueden predecirse mediante la relación:

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

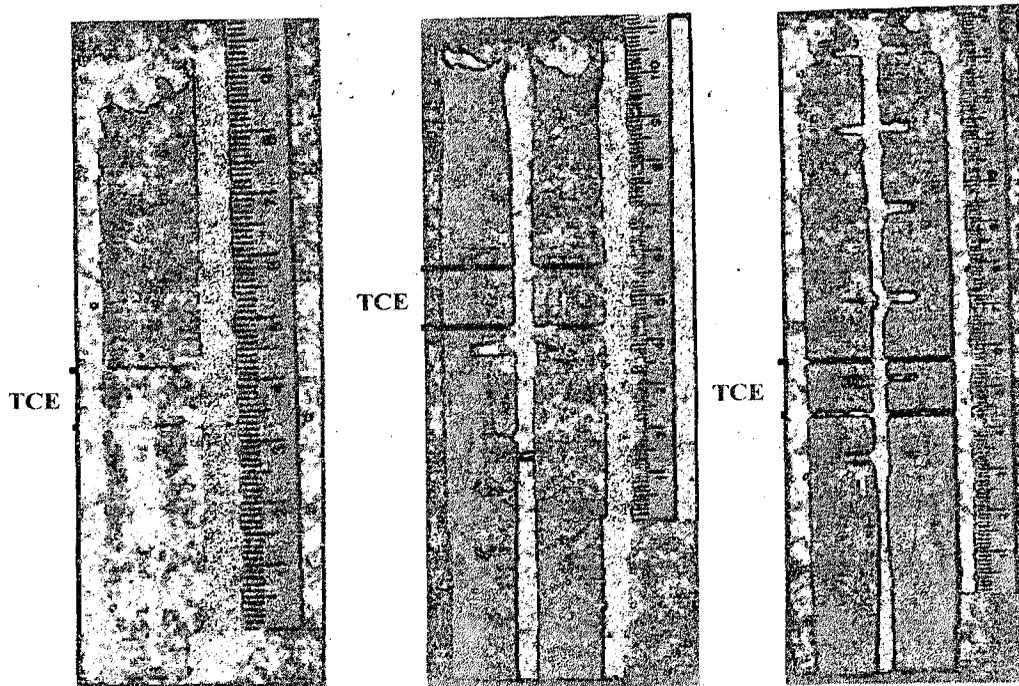
En la ecuación (1), t_{SL} está dado en segundos y λ_2 y λ_3 en μm .

II. MATERIALES Y MÉTODOS

El dispositivo experimental empleado para la solidificación direccional de las aleaciones Al-Si-Cu fue descrito en un trabajo previo⁽¹²⁾.

Luego de la solidificación direccional se cortaron las probetas en dirección longitudinal, se pulieron con lijas de diferentes granulometrías y se atacaron químicamente. Las probetas de aleación Al-10%Si-2.5%Cu se atacaron con reactivo Keller concentrado, conteniendo 15 volúmenes de HNO_3 , 10 volúmenes de HCl , 5 volúmenes de HF , 70 volúmenes de H_2O a temperatura ambiente.

Se determinaron las posiciones en las que ocurrió la transición de estructura columnar a equiaxial en las probetas, las que se presentaron entre 4.3 cm y 5.5 cm desde la base. En la figura 1 se observa la posición de la transición de estructura en algunas probetas cilíndricas rectas con aleación Al-10%Si-2.5%Cu. Se puede apreciar en las figuras 1 (a), (b) y (c) que la TCE no ocurre en una línea sino en una zona de transición del orden de 1 cm o mayor.



(a) (b) (c)
 Figura 1. Macrografías correspondientes a probetas de aleación Al-10%Si-2.5%Cu.
 (a) Experiencia N°1. (b) Experiencia N°2. (c) Experiencia N° 3.

III. RESULTADOS EXPERIMENTALES

III.1. ANÁLISIS MACROSCÓPICO

Determinación de las temperaturas liquidus y solidus

Mediante análisis térmico diferencial (DTA) se determinaron las temperaturas liquidus y solidus de las aleaciones preparadas. Los resultados obtenidos están dentro de lo que predice el diagrama de fases para la aleación Al-10%Si-2.5%Cu, $T_L = 585.8^\circ\text{C}$ y $T_S = 578.5^\circ\text{C}$.⁽²²⁾

Velocidades de enfriamiento

Las velocidades de enfriamiento en estado líquido de la aleación se determinaron tomando los valores promedios de las pendientes de las gráficas de temperatura versus tiempo para cada posición de termocupla, utilizando la misma geometría cilíndrica para efectuar la comparación. En la figura 2 se observa la variación de la temperatura en función del tiempo registrada por cada termocupla durante la experiencia 2 con aleación Al-10%Si-2.5%Cu.

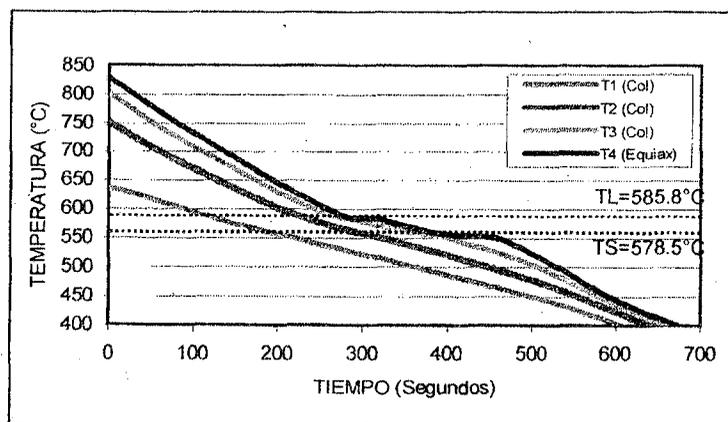


Figura 2. Curva de temperatura versus tiempo. Aleación Al-10%Si-2.5%Cu. Experiencia N°2.

En la figura 2 se observa que la respuesta de las termocuplas ubicadas en la zona columnar es diferente a la de las termocuplas ubicadas en la zona equiaxial, las termocuplas de la zona equiaxial miden una recalescencia no detectada por las termocuplas de la zona columnar de las probetas, el valor numérico se aprecia en la última columna de la tabla 1 para distintas experiencias.

Un resumen de las velocidades de enfriamiento calculadas en las distintas experiencias y las longitudes promedio de las zonas columnares, medidas a partir de la base de las probetas para cada una de las experiencias también se observa en la tabla 1. Se puede observar en la tabla 1 que en las experiencias 2 y 3 se obtuvieron velocidades de enfriamiento en el líquido similares, lo que llevó a obtener longitudes máxima y mínima de zona columnar similares.

Velocidades de solidificación

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 la figura 3.

Se observa en la figura 3 un desplazamiento uniforme de la interfase, de la misma forma que en el caso de Pb-Sn⁽⁷⁻¹¹⁾ y Al-Cu⁽¹²⁾.

A partir de las gráficas de posición de las interfases en función del tiempo (figura 3 ó también figura 4) se determinan los valores de velocidades de las interfases líquida y sólida, como las pendientes de las curvas posición versus tiempo. La posición de la interfase en función de la diferencia de tiempos para cada termocupla durante la solidificación permite determinar la velocidad de solidificación local (V_{SL}), la misma expresa una relación entre las velocidades de las interfases líquida y sólida^(7,11).

Se puede apreciar en la figura 4 que entre las posiciones de las dos primeras termocuplas la velocidad de solidificación local, V_{SL} , es negativa, esto está indicando que en ese lapso de tiempo la interfase sólida avanza más rápido que la interfase líquida (ver las pendientes de L y S en la figura 4) en las otras posiciones de las termocuplas, la V_L es mayor que la V_S . Los resultados de las figuras 3 y 4 son similares a los obtenidos en aleaciones Pb-Sn⁽⁷⁻¹¹⁾ y Al-Cu⁽¹²⁾.

Los valores numéricos de las velocidades de las interfases líquida (V_L) y sólida (V_S) y además de la velocidad de solidificación local (V_{SL}) se presentan en la tabla 2. Los valores de V_L resaltados en la tabla 2 corresponden a los valores críticos, esto es cuando ocurre la TCE, los mismos son mayores que los obtenidos en aleaciones Pb-Sn, los cuales fueron del orden de 0.01 cm/seg.

Tabla 1. Temperatura liquidus (T_L), temperatura solidus (T_S), velocidades de enfriamiento del líquido (V.E.LIQ.) y del sólido (V.E.SOL.), posiciones de la TCE mínima (TCE MIN.) y máxima (TCE MAX.), gradientes críticos (G_C) y valores de recalescencia (REC.) obtenidos a partir de las curvas de temperatura versus tiempo.

Nº	ALEACIÓN	T_L (°C)	T_S (°C)	V.E.LIQ. (°C/seg)	V.E.SOL. (°C/seg)	TCE MIN. (cm)	TCE MAX. (cm)	G_C (°C/cm)	REC. (°C)
1	Al-10%Si-2.5%Cu	585.8	578.5	-----	-----	3.7	4.3	-----	-----
2	Al-10%Si-2.5%Cu	585.8	578.5	3.230	0.472	4.3	5.7	0.489	0.63
3	Al-10%Si-2.5%Cu	585.8	578.5	3.423	2.160	4.4	5.8	-3.1	1.1

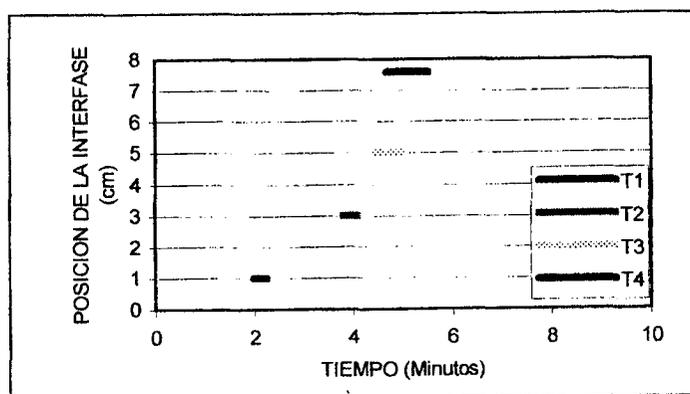


Figura 3. Posición de la interfase versus tiempo durante la solidificación de una aleación Al-10%Si-2.5%Cu.

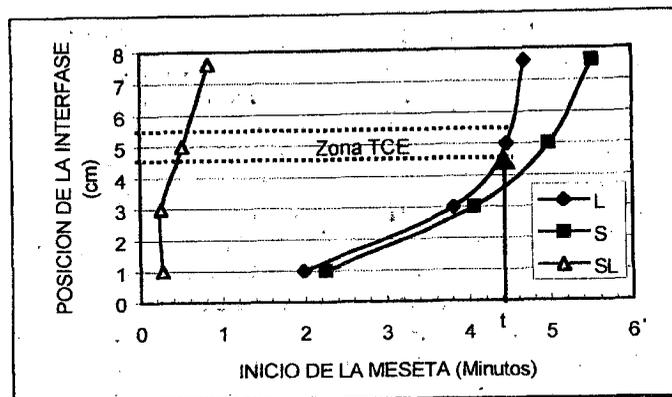


Figura 4. Posiciones de las interfaces versus tiempo. Experiencia N°2. Aleación Al-10%Si-2.5%Cu.

Tabla 2. Velocidades de las interfases líquida (V_L) y sólida (V_S) y velocidad de solidificación local (V_{SL}).

N°	Aleación	V_L (cm/seg)			V_S (cm/seg)			V_{SL} (cm/seg)		
		V_{L1}	V_{L2}	V_{L3}	V_{S1}	V_{S2}	V_{S3}	V_{SL1}	V_{SL2}	V_{SL3}
2	Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso)	0.026	0.048	0.111	0.027	0.036	0.060	-1	0.144	0.133
3	Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso)	0.140	0.198	0.400	0.077	0.090	-0.141	0.175	0.165	-0.104

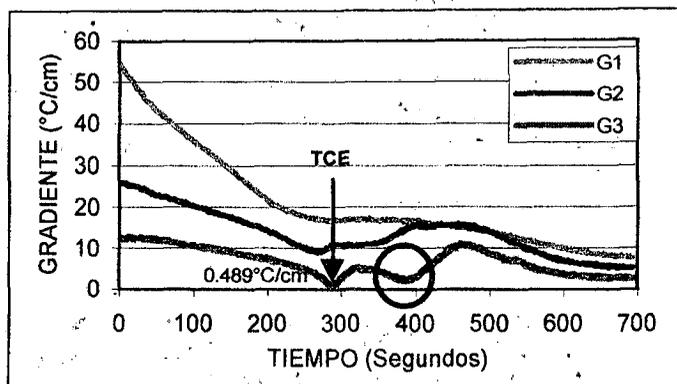


Figura 5. Gradientes versus tiempo. (a) Experiencia N°2. Al-10%Si-2.5%Cu.

Gradientes de temperatura

Los gradientes de temperatura para cada par de termocuplas contiguas se calculan como el cociente entre la diferencia de temperaturas a la diferencia de distancias entre termocuplas. En la figura 5 se puede observar la gráfica de variación de gradientes en función del tiempo para la experiencia N°2, con Al-10%Si-2.5%Cu.

Se puede observar que, cuando ocurre la TCE, el gradiente de temperatura adelante de la interfase líquida G_3 alcanza un valor mínimo de $0.489 \text{ } ^\circ\text{C/cm}$, a los 288 segundos, pero a los 390 segundos el gradiente G_3 vuelve a hacerse mínimo con un valor de $1.95 \text{ } ^\circ\text{C/cm}$.

Este comportamiento del gradiente entre las posiciones de las termocuplas más próximas a donde ocurre la TCE se evidenció en las otras experiencias con la misma aleación Al-10%Si-2.5%Cu. Sin embargo, este resultado no fue obtenido en trabajos previos con aleaciones binarias Pb-Sn⁽⁷⁻¹¹⁾ y Al-Cu⁽¹²⁾.

IV. ANÁLISIS MICROSCÓPICO

Varios fenómenos ocurren durante la solidificación, como ser la segregación de soluto o estabilidad morfológica, uno de los más importantes fenómenos es el crecimiento dendrítico. El mismo es de fundamental importancia, debido a que juega un rol fundamental en la determinación de la microsegregación de estructuras eutécticas o fases intermetálicas entre brazos dendríticos y la porosidad en productos de fundición⁽⁵⁾. En el estudio dendrítico, los parámetros más importantes son el espaciado entre brazos primarios, secundarios y terciarios, debido a su influencia sobre las propiedades mecánicas.

Mientras que el esfuerzo y la ductilidad son afectados por la continuidad de las dendritas primarias, la continuidad de los brazos secundarios y terciarios afectan el detrimento aislado de las fases interdendríticas⁽⁶⁾. Un método eficiente de examen de la evolución de los brazos dendríticos secundarios y terciarios está relacionado a la aplicación de la solidificación direccional de estado estable con una velocidad de crecimiento, V y un gradiente térmico, G adelante de la interfase sólido/líquido impuestos. En este trabajo, el efecto de los parámetros de solidificación sobre la estructura dendrítica fue investigado realizando la solidificación controlada de la aleación Al-10%Si-2.5% Cu con pequeñas cantidades de Mg y Fe.

Después del procesamiento por solidificación direccional, las muestras fueron pulidas mecánicamente y atacadas químicamente con reactivo Keller (2 ml HF, 3 ml HCl, 5 ml HNO₃, 190 ml H₂O destilada) para revelar la microestructura.

La microestructura fue analizada utilizando microscopía óptica con analizador de imágenes (Neophot) y microscopía electrónica de barrido. Para determinar las características y la composición de la microestructura de las fases solidificadas, se empleó la técnica de energía dispersiva de rayos-X (EDX/SEM).

La naturaleza del soluto y/o distribución de la fase secundaria es de primordial importancia en los procesos de fundición, ya que controlan la formación de fase y la micro-segregación de la aleación. La figura 6 muestra una región interdendrítica con la presencia del eutéctico binario Al-Si y de la estructura eutéctica dendrítica Al-Al₂Cu. También, fue observada la presencia de la fase intermetálica Al₅Cu₂Mg₉Si₆ (figura 7.a). Además, fueron adquiridas las imágenes SE y de rayos-X. La figura 7.a representa la región interdendrítica en la muestra. Las figuras 7.b-f muestran la distribución de Aluminio, Silicio, Cobre y Magnesio, respectivamente. La Figura 8 muestra las secciones longitudinal y transversal de la microestructura dendrítica obtenida con $V=127.1\text{mm/s}$, $G=12.3^\circ\text{C/cm}$ y $t_{SL}=268.5\text{s}$, en esta figura se observan los brazos dendríticos: (1) primarios (en dirección normal al plano del papel); (2) secundarios y (3) terciarios. En la figura 9 se observan las microestructuras obtenidas en las zonas (a) columnar, (b) de TCE, (c) equiaxial de la probeta obtenida en la experiencia 2.

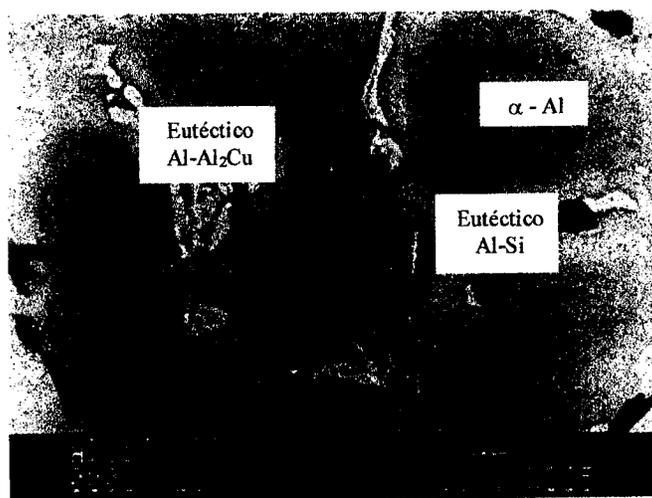


Figura 6. Microestructura de la región interdendrítica con presencia del eutéctico binario Al-Si y del eutéctico Al-Al₂Cu.

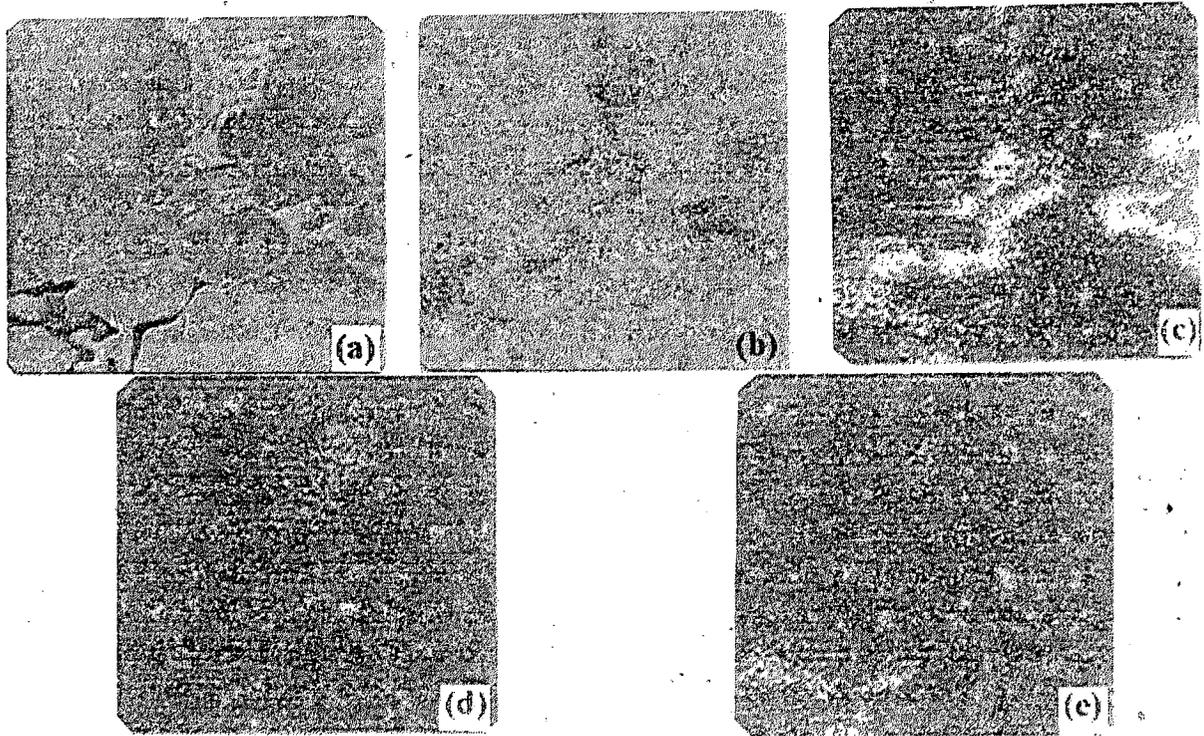


Figura 7. Imagen SE y X-ray. a) Microestructura dendrítica y distribución de b) Al, c) Si, d) Cu, y e) Mg.

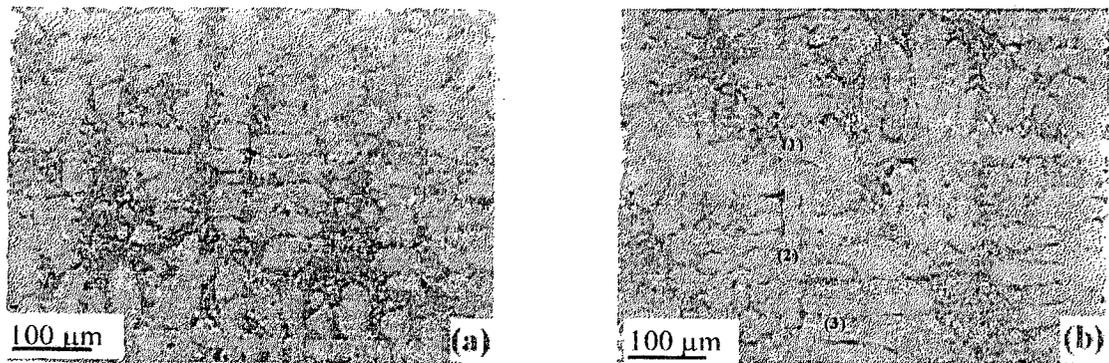


Figura 8. Típica microestructura dendrítica obtenida (a) sección longitudinal, y (b) sección transversal mostrando los brazos: (1) primario (en dirección normal al plano del papel), (2) secundario, (3) terciario.

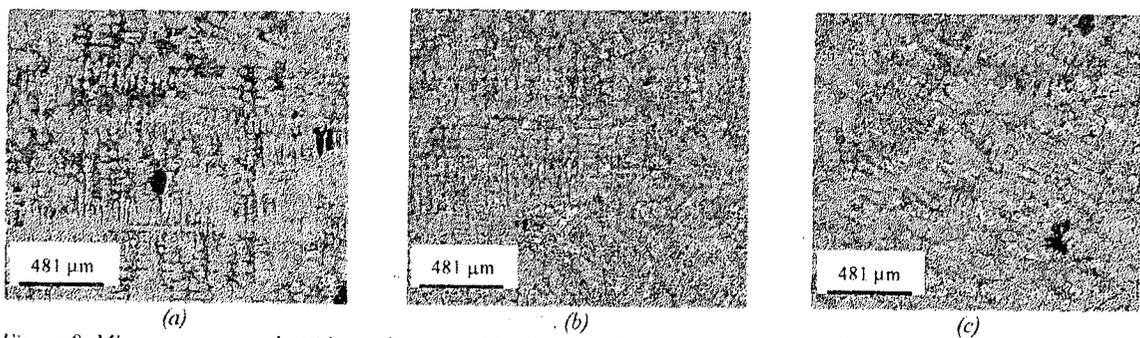


Figura 9. Microestructuras obtenidas en las zonas (a) columnar, (b) de TCE, (c) equiaxial de la probeta. Experiencia N°2.

a. Espaciamiento dendrítico primario (λ_1)

En la figura 10 se grafica el espaciamiento dendrítico primario como una función de la velocidad de crecimiento para la aleación Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso). Esta figura muestra 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 Burden y Hunt⁽¹⁵⁾, Okamoto y Kishitake⁽¹⁶⁾, Trivedi⁽¹⁸⁾ y Kurz y Fisher⁽¹⁷⁾. En la aplicación de estos modelos se emplearon parámetros termofísicos estimados de la aleación Al-10%Si-2.5%Cu^(6,13,20) (% en peso).

Se puede apreciar en la figura 10 que los modelos de Burden y Hunt⁽¹⁵⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹⁶⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales, en cambio, los modelos de y de Kurz y Fisher⁽¹⁷⁾ y de Trivedi⁽¹⁸⁾ brindan buenos resultados.

Los modelos de Burden y Hunt⁽¹⁵⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹⁶⁾ conducen a valores pequeños de espaciamiento dendrítico primario, no así los de Kurz y Fisher⁽¹⁷⁾ y de Trivedi⁽¹⁸⁾; comparados los valores con los datos experimentales para las mismas condiciones de solidificación.

Similares resultados se obtuvieron en las otras experiencias con Al-10%Si-2.5%Cu (% en peso).

También se analizó la variación del espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , con la distancia desde la base de la muestra. (ver figura 11).

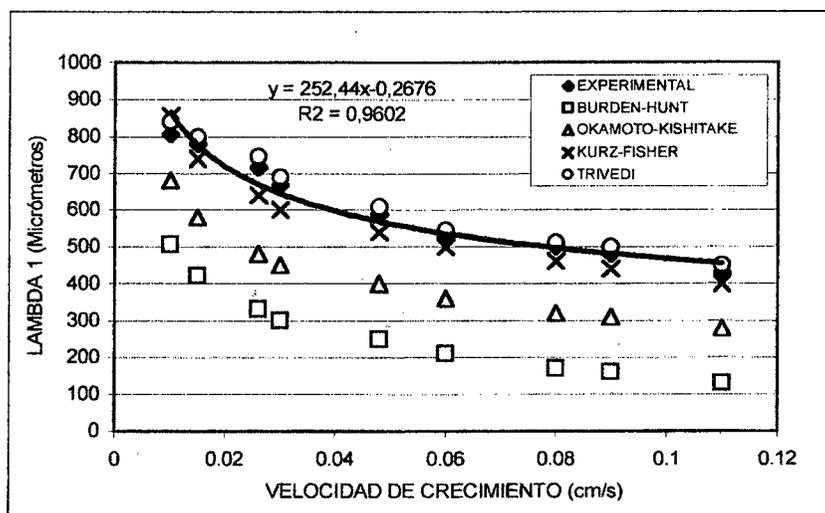


Figura 10. Evolución del espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , con la velocidad de crecimiento. Al-10%Si-2.5%Cu.

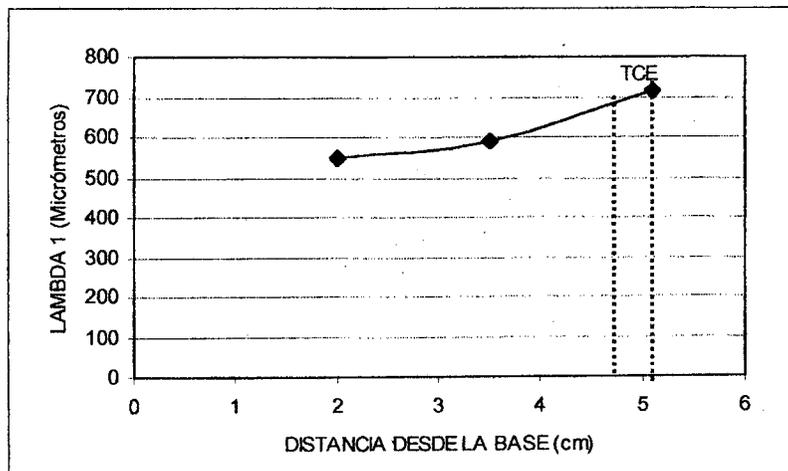


Figura 11. Variación del espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , con la distancia desde la base. Al-10%Si-2.5%Cu.

Se puede apreciar en la figura 11 que el espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , aumenta con la distancia desde la base y que es mayor en la zona en donde ocurre la transición de estructura columnar a equiaxial, TCE.

También se observó en las otras experiencias con aleación Al-10%Si-2.5%Cu que el espaciamiento dendrítico primario, λ_1 , es mayor en la zona de TCE de la probeta. Los valores obtenidos en la zona de TCE están entre 692 μm a 721 μm . En cambio en la zona columnar los valores están entre 540 μm a 692 μm . No se obtuvieron valores de λ_1 en la zona equiaxial.

b. 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⁽⁶⁾ y el modelo empírico de Grugel⁽⁵⁾.

El empleo del modelo de Feurer⁽⁶⁾ fue realizado a partir de dos conjuntos de parámetros y datos termofísicos para las aleaciones Al-10%Si y Al-2.5%Cu (% en peso). 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, se obtuvo la siguiente ecuación para Al-10%Si (% en peso):

$$\lambda_2 = 8.9 * t_L^{1/3} \quad (2)$$

y para Al-2.5%Cu (% en peso):

$$\lambda_2 = 11.7 * t_L^{1/3} \quad (3)$$

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

La ecuación correspondiente al modelo de Grugel⁽⁵⁾, para los espaciamientos dendríticos secundarios, λ_2 , se detalla en un trabajo previo⁽¹³⁾.

En la figura 12 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⁽⁶⁾. La utilización del modelo de Grugel⁽⁵⁾ brindó valores de espaciamiento dendrítico secundario superiores a los obtenidos en el presente trabajo.

También en la figura 13, se graficó la variación del espaciamiento dendrítico secundario en función de la distancia desde la base de la muestra, se puede observar que el espaciamiento dendrítico es mayor en la zona donde se produce la transición de estructura columnar a equiaxial, TCE, en la muestra, alcanzando valores de hasta 57 μm . En la zona columnar de la probeta el espaciamiento dendrítico λ_2 , varía entre 48 y 54 μm , en tanto que en la zona equiaxial λ_2 varía entre 50.5 y 55 μm .

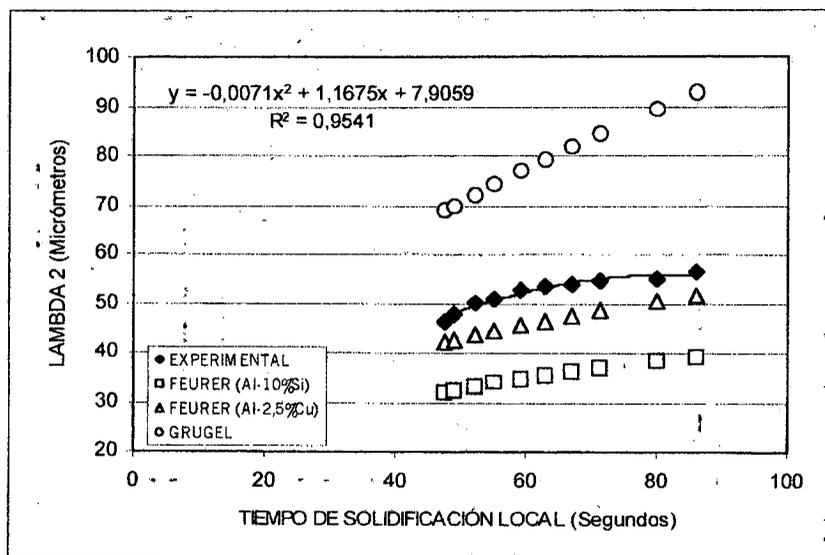


Figura 12. Variación del espaciamiento dendrítico secundario, λ_2 , en función del tiempo de solidificación local. Al-10%Si-2.5%Cu.

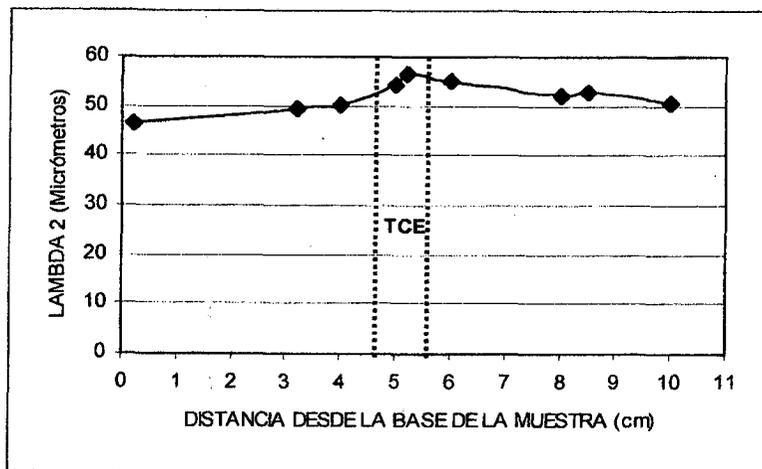


Figura 13. Variación del espaciamiento dendrítico secundario, λ_2 , en función de la distancia desde la base. Al-10%Si-2.5%Cu.

c. Espaciamiento dendrítico terciario (λ_3)

En la medición de los espaciamientos dendríticos terciarios se tomaron medidas de todos los brazos (activos e inactivos).

La figura 14 muestra la influencia del tiempo de solidificación local en los espaciamientos dendríticos terciarios. Nuevamente, un aumento del tiempo de solidificación local lleva a un aumento de los espaciamientos λ_3 .

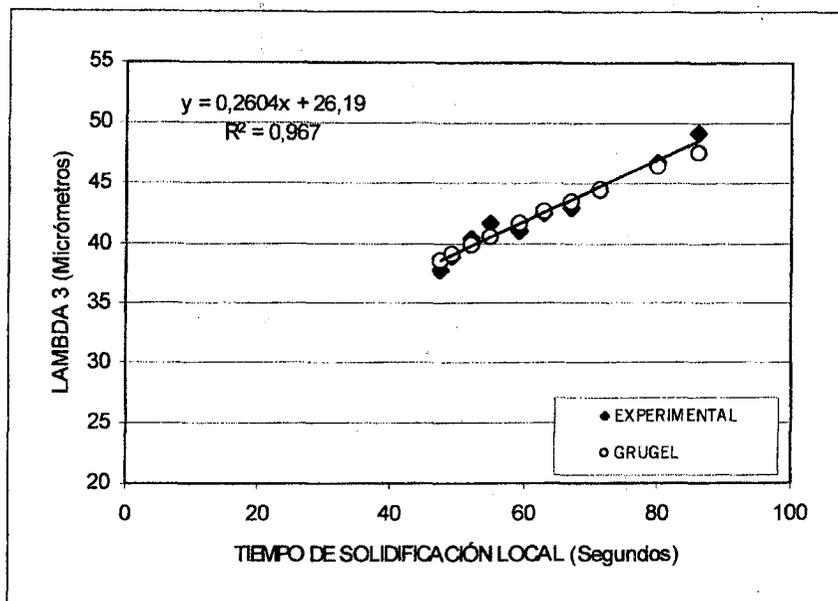


Figura 14. Variación del espaciamiento dendrítico terciario, λ_3 , con el tiempo de solidificación local. Al-10%Si-2.5%Cu.

Los valores de espaciamientos dendríticos terciarios experimentales, λ_3 , fueron comparados con los datos obtenidos de la aplicación del modelo de Grugel⁽⁵⁾ para espaciamientos terciarios, tal modelo está dado por la ecuación (1). Dicha comparación muestra que existe una buena concordancia entre los valores experimentales y los obtenidos del modelo empírico.

En la figura 15, se graficó la variación del espaciamiento dendrítico terciario en función de la distancia desde la base de la muestra, se puede observar que el espaciamiento dendrítico terciario es mayor en la zona donde se produce la transición de estructura columnar a equiaxial, TCE, en la muestra, alcanzando valores de hasta 44 μm . En la zona columnar de la probeta el espaciamiento dendrítico λ_3 , varía entre 33 y 42.5 μm , en tanto que en la zona equiaxial λ_3 varía entre 36 y 44 μm .

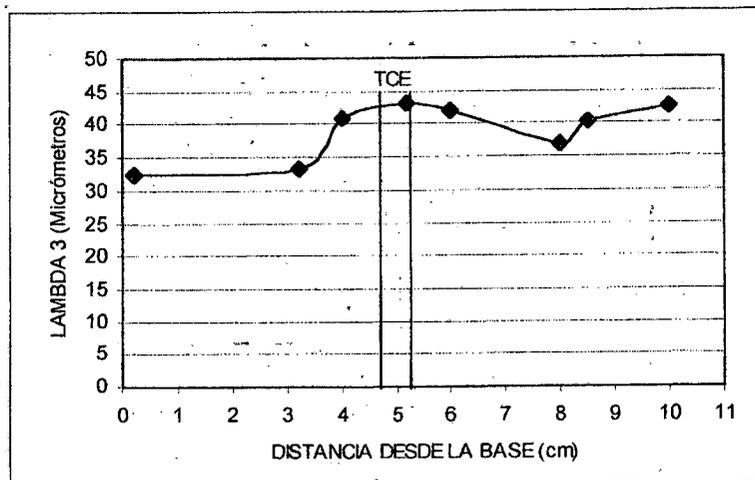


Figura 15. Variación del espaciamiento dendrítico terciario, λ_3 , en función de la distancia desde la base. Al-10%Si-2.5%Cu.

V. CONCLUSIONES

En resumen, los principales resultados pueden enunciarse como sigue:

1. La TCE ocurre en una zona del orden de 1 cm o mayor, adonde coexisten ambos tipos de granos, columnares y equiaxiales.
2. Cuando ocurre la TCE, el gradiente de temperatura adelante de la interfase alcanza valores entre 0.489 °C/cm y -3.1 °C/cm en las experiencias realizadas.
3. En aleaciones Al-10%Si-2.5%Cu, y posteriormente a la TCE, se detecta un segundo gradiente mínimo en las curvas, con valores similares al primer gradiente mínimo. Este resultado no fue obtenido en trabajos previos con aleaciones binarias Pb-Sn⁽⁷⁻¹¹⁾ y Al-Cu⁽¹²⁾.
4. Los valores de velocidades de interfase crítica son del orden de 0.048 cm/seg a 0.4 cm/seg para aleaciones Al-10%Si-2.5%Cu.
5. En las experiencias se observó recalcancia en las posiciones de las termocuplas ubicadas en la zona de TCE y equiaxial de las probetas con valores entre 0.63 °C y 1.1 °C.
6. 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.
7. La finalización del 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.
8. En la zona donde se produce la transición de estructura columnar a equiaxial en las probetas, los espaciamientos dendríticos primario, secundario y terciario son mayores que en las zonas columnar y equiaxial.
9. Los modelos de Burden y Hunt⁽¹⁵⁾ y de Okamoto y Kishitake⁽¹⁶⁾ no presentan una buena correspondencia con los valores experimentales, en cambio, los modelos de Kurz y Fisher⁽¹⁷⁾ y de Trivedi⁽¹⁸⁾ brindan buenos resultados.
10. La utilización del modelo de Feurer⁽⁶⁾ es una herramienta bastante eficiente en la previsión de los espaciamientos dendríticos secundarios y terciarios, la utilización del modelo de Grugel⁽⁵⁾ tiene sus limitaciones y depende de la dinámica de crecimiento de los brazos secundarios y terciarios.

VI. AGRADECIMIENTOS

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

Referencias

- 1- Chalmers, B., Principles of Solidification, John Wiley, NY (1964).
- 2- Ohno, A., Solidification: the separation Theory and Its Practical Applications, Springer-Verlag, Berlin (1987).
- 3- Kurz, W. and Fisher, D.J., Fundamentals of Solidification, Trans. Tech. Publications, Switzerland (1989).
- 4- Trivedi, R., Kurz, W., International Materials Reviews, **39**, 49 (1994).
- 5- Grugel, R.N., J. Materials Science, **28**, 677 (1993).
- 6- Feurer, U., in: The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, Delft, 131 (1977).
- 7- Ares, A.E., Schvezov, C.E., Solidification Parameters during the Columnar-to-Equiaxed Transition in Lead-Tin Alloys, Metall. Trans., **A**, **31**, 1611-1625 (2000).
- 8- Ares, A.E., Ms.Sc. Thesis, UNSAM-CNEA. Buenos Aires. Argentina (1997).
- 9- Ares, A.E., Schvezov, C.E., Transición Columnar a Equiaxial en Aleaciones Plomo Estaño. Primeros Avances, Anales AFA, **8**, 247-253 (1996).
- 10- Ares, A.E.; Schvezov, C.E., Transición Columnar a Equiaxial en Aleaciones Plomo-Estaño, Anales SAM '98, 53-56 (1998).
- 11- Ares, A.E., Ph D. Thesis, UNSAM-CNEA. Buenos Aires. Argentina (2000).
- 12- Ares, A.E.; Rios, T.C., Caram, R., Schvezov, C.E., Transición Columnar a Equiaxial en Aleaciones Al-Cu y Al-Si-Cu. Jornadas SAM 2001. Aceptado (2001).
- 13- A.E.Ares, C.T.Rios, R.Caram y C.E.Schvezov, Análisis Macroscópico y Microscópico de la Solidificación Direccional de Aleaciones Al-2%Cu y Al-4%Cu. Anales AFA 2001. (2001).
- 14- Taha, M.A., Metals Science, **9**, 9 (1979).
- 15- Hunt, J.D., The Metals Society, London, **3** (1979).
- 16- Okamoto, T., Kishitake, K., Journal of Crystal Growth, **29**, 137 (1975).
- 17- Kurz, W., Fisher, D.J., Acta Met., **29**, 11 (1981).
- 18- Trivedi, R., Met. Trans., **15**, 977 (1984).
- 19- Kattamis, T.Z., Coughlin, J.C, Flemings, M.C., Trans. AIME, **239**, 1504 (1967).
- 20- Geying, A. N., Lixin, L.J., Journal of Grystal Growth, **80**, 383 (1987).
- 21- Allen, D.J., Hunt, J.D., Metall. Trans. **A**, **7**, 767 (1976).
- 22- Moffatt, W.G., Handbook of Binary Phase Diagrams, Published by General Electric Company Corporate Research and Development Thechnology Marketin Operation, 259, 419, 437, 391 (1984).