

# ESTUDIO DE LAS CONDICIONES EN QUE SE PRODUCE LA TRANSICIÓN DE ESTRUCTURA COLUMNAR A EQUIAXIAL EN DIFERENTES SISTEMAS DE ALEACIONES

A.E. Ares<sup>1,3\*</sup>, R. Caram<sup>2</sup> and C.E. Schvezov<sup>3</sup>

*1 CONICET – Becaria Postdoctoral Interna de Reinserción.*

*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@fceqyn.unam.edu.ar](mailto:aares@fceqyn.unam.edu.ar)

En el presente trabajo se realiza un análisis de las observaciones experimentales encontradas durante el estudio de la transición de estructura columnar a equiaxial (TCE) en diferentes sistemas de aleaciones, tales como Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn, Al-Si, Al-Si-Cu, Latón comercial, Acero 316 L. La transición no ocurre en forma abrupta en las probetas y se presenta cuando el gradiente en el líquido adelante de las dendritas columnares alcanza valores mínimos y críticos, siendo en la mayoría de los casos negativos. Se analizan y comparan dichos valores. También se analizan las velocidades de las interfases líquida y sólida y los valores que alcanzan antes, durante y después de la TCE. Otro parámetro que se estudia, es el sobreenfriamiento medido, el cual se asocia con el sobreenfriamiento necesario para la nucleación y crecimiento de los granos equiaxiales adelante del frente columnar. Teniendo en cuenta las características de las aleaciones y los perfiles de temperatura en la interfase de solidificación se analizan las estructuras obtenidas.

An analysis of the experimental determinations during the columnar to equiaxed transition (CET) in alloy systems such as Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn, Al-Li, Al-Si, Al-Si-Cu, commercial brass and stainless steel was carried out in the present work. The CET was founded to occur in a zone and it is not abrupt. Furthermore the CET does occur when the gradient in the liquid ahead of the columnar dendrites reaches critical and minimum values, being negative in most of cases. In the present work we analyze the supercooling, macrostructure and the velocities of two interfaces before and after the CET. The first interface is formed between the solid and mushy zone and the second interface is formed between the mushy and liquid zone.

## I. INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas se han realizado varios trabajos con la finalidad de entender la interacción entre los parámetros involucrados en la transición de estructura columnar a equiaxial<sup>(1-4)</sup>, TCE, tales parámetros son el sobrecalentamiento, el sistema de aleación, la composición, el flujo de fluido, la agitación mecánica, la inoculación, la adición de refinadores de granos y el tamaño de la fundición.

En varios de los trabajos publicados se destaca que la convección natural en el líquido es el parámetro que tiene mayor influencia sobre la TCE. Muchas publicaciones analizan la nucleación de granos equiaxiales adelante del frente columnar, por ejemplo, el trabajo de Doherty et.al.<sup>(5)</sup>. En una investigación experimental realizada por Fredriksson y Hillert<sup>(6-7)</sup> se demostró que los cristales crecen libres en el interior del líquido bloqueando físicamente el crecimiento de los cristales

columnares. Estos cristales se unen al frente de solidificación y bloquean a los cristales en el interior del líquido. Su efecto sobre la transición columnar a equiaxial fue analizado por Fredriksson y Olsson<sup>(8)</sup>.

Mahapatra and Weinberg<sup>(9)</sup> investigaron la TCE en aleaciones Sn-Pb. Observaron que la posición de la TCE es dependiente de la velocidad de extracción de calor desde la base en un lingote solidificado direccionalmente. Observaciones experimentales indican que la posición de la TCE es independiente del sobrecalentamiento del líquido, contrariamente a los informes previos. Encuentran que la TCE se produce en forma abrupta y que el frente de solidificación es plano, en forma contraria al modelo propuesto por Hunt<sup>(10-12)</sup>. El modelo de Mahapatra y Weinberg<sup>(9)</sup> predice la existencia de un gradiente de temperatura mínimo y crítico en el líquido que favorece la TCE, y predice un efecto despreciable de la composición de la aleación sobre el valor del gradiente de temperatura crítico, con

valores de 0.10 °C/mm para Sn-5%Pb y 0.13 °C/mm para Sn-15%Pb. Ziv and Weinberg<sup>(13)</sup> demostraron que la TCE ocurre cuando el gradiente alcanza valores mínimos de 0.06 °C/mm para aleaciones Al-3%Cu. Lowe<sup>(12)</sup> demostró, experimentalmente y utilizando un modelo de transferencia de calor, que la TCE ocurre con valores de gradientes críticos casi nulos en aleaciones Pb-1.5%Sn. Encontró también, que la TCE en aleaciones Sn-10%Pb ocurre a aproximadamente 0.1°C/mm.

Los resultados que se presentan en este trabajo corresponden al estudio de la transición de estructura columnar a equiaxial en diferentes sistemas de aleaciones, tales como, Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn, Al-Si, Al-Si-Cu, Latón comercial y Acero 316 L. Los parámetros que se incluyeron en el análisis son: el tipo de aleación, la velocidad de enfriamiento del líquido, la velocidad de la interfase liquidus crítica, las posiciones mínima y máxima de la TCE, el gradiente crítico, y los valores de recalcificación obtenidos a partir de las curvas de temperatura versus tiempo.

## II. MATERIALES Y MÉTODOS

Se realizaron un total de sesenta y cinco experiencias de solidificación direccional en un horno de solidificación direccional, que consta de una unidad de calentamiento, sistemas de control y de adquisición de temperaturas y un sistema de traslación de las muestras al que se le añadió un sistema de extracción calórica direccional. Para la medición de las temperaturas se utilizaron termocuplas tipo K, revestidas con cerámica refractaria con un diámetro externo de 0.18 cm.

Las probetas se prepararon a partir de la obtención de barras cilíndricas fundidas en moldes de acero con un diámetro externo de 1.4 cm y una altura de 18 cm. Para introducir las barras en el sistema de solidificación direccional, cada una de ellas recibió cuatro orificios de 0.3 cm de diámetro por 0.7 cm de profundidad, distanciados 2 cm uno de otro y posicionados a partir de 4.5 cm desde la base de la barra para permitir la inserción de las termocuplas. Para la protección y posicionamiento correcto de las termocuplas cada orificio fue revestido con pasta refractaria. Las muestras cilíndricas se insertaron en tubos de alúmina con diámetro interno de 1.6 cm y 20 cm de altura. De la misma forma que se efectuó en las muestras cilíndricas, se perforaron los tubos apropiadamente en los mismos puntos para el posicionamiento de las termocuplas en forma horizontal. Un esquema del dispositivo experimental se puede observar en la Figura 1.

Luego de la solidificación direccional se cortaron las probetas en dirección longitudinal, se pulieron con lijas de diferentes granulometrías y se atacaron químicamente con diferentes soluciones<sup>(14)</sup>. La posición de la TCE fue localizada utilizando microscopía óptica, y la distancia desde el inicio de la solidificación se midió mediante una regla.

## III. RESULTADOS EXPERIMENTALES

### 3.1. Determinación de las temperaturas liquidus y solidus.

Las temperaturas liquidus y solidus para cada aleación fueron determinadas mediante análisis térmico diferencial (DTA) utilizando el sistema NETZSCH STA 449 C utilizando una celda calibrada en forma estándar con elementos puros. Estas mediciones involucraron las pre - fundiciones de 0.2 g de cada muestra en crisoles de alúmina. Para el análisis, las muestras se calentaron y enfriaron a una velocidad de 10 °C/min. en atmósfera de argón. Se realizaron múltiples ciclos para asegurar la reproducibilidad de los resultados, la temperatura liquidus,  $T_L$ , se tomó de la curva de calentamiento y la temperatura solidus,  $T_S$ , de la curva de enfriamiento. Los valores determinados se pueden observar en la Tabla I. Los resultados obtenidos están dentro de lo que predice el diagrama de fases para las distintas aleaciones<sup>(15)</sup>.

### 3.2. Observaciones de la TCE

Se determinaron las posiciones en las que ocurrieron las transiciones de estructura columnar a equiaxial, TCE, en las probetas; las mismas ocurrieron a una distancia de entre 0.5 cm y 7.9 cm desde la base. En las Figura 2 (a) a (n) se observan las posiciones de la transición de estructura columnar a equiaxial en las probetas cilíndricas rectas obtenidas con diferentes aleaciones. Se puede apreciar en las Figuras 2 (a) a (n) que la TCE no ocurre en una línea sino en una zona de transición del orden de 1 cm o mayor.

### 3.3. Velocidades de enfriamiento

Las velocidades de enfriamiento en estado líquido,  $V_{E_{liq}}$ , de las aleaciones se determinaron tomando los valores promedios de las pendientes de las gráficas de temperatura versus tiempo para cada posición de termocupla. 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 puede apreciar en la Tabla I.

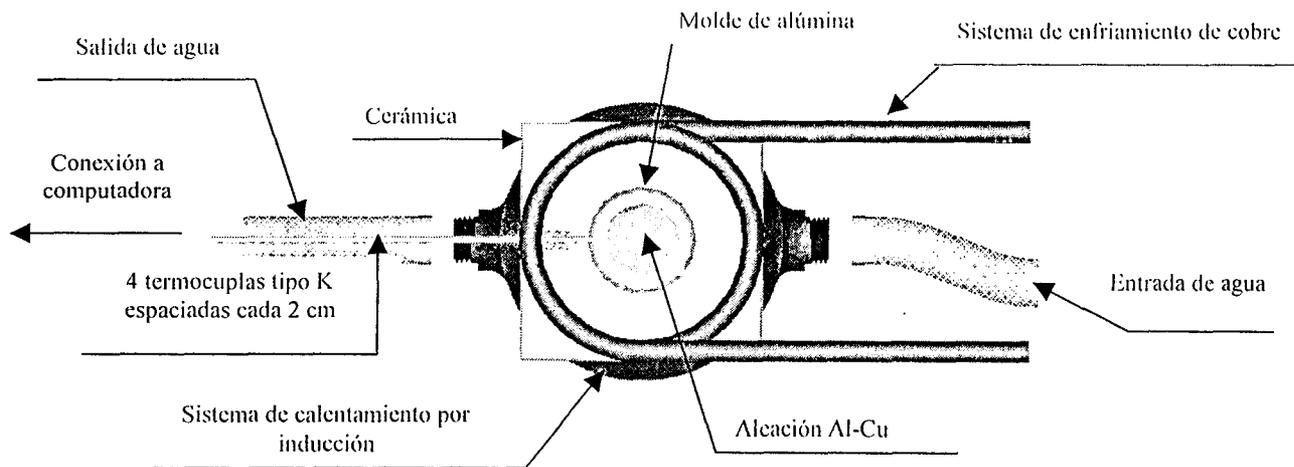
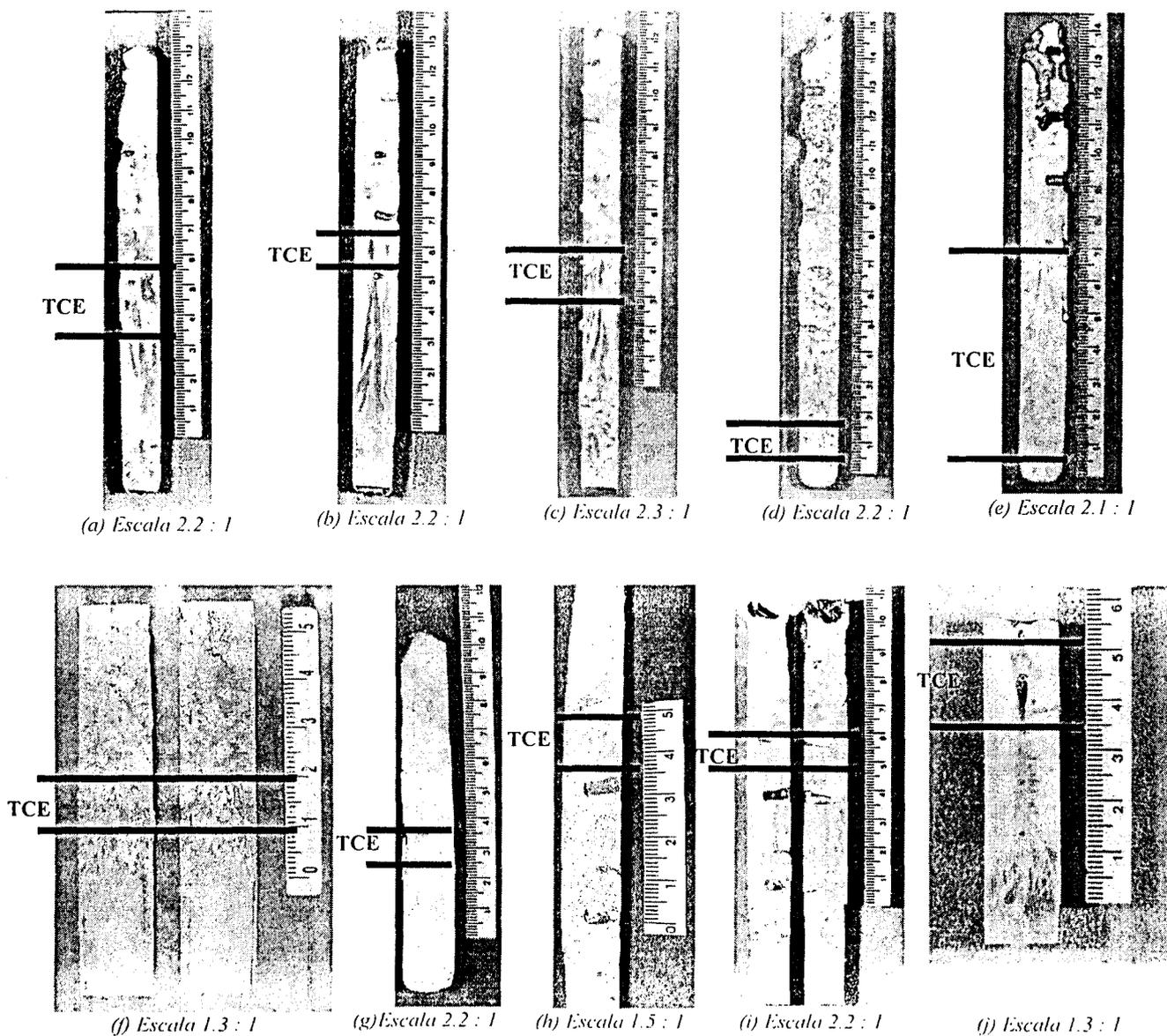
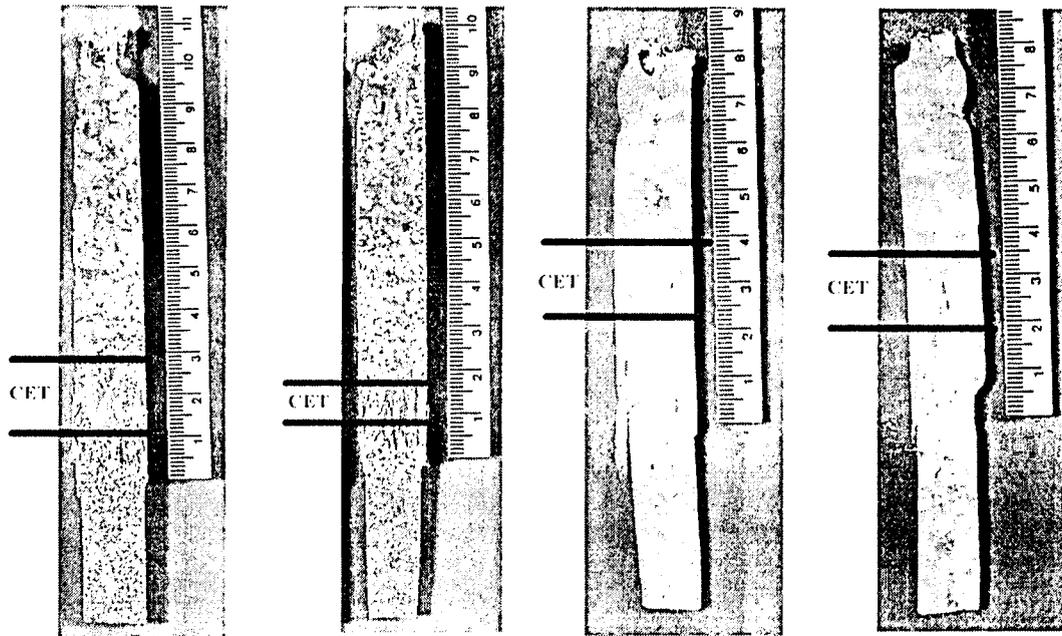


Figura 1. Esquema del dispositivo experimental.





(k) Escala 1.8 : 1

(l) Escala 1.7 : 1

(m) Escala 1.5 : 1

(n) Escala 1.5 : 1

Figura 2. Macroestructuras de diferentes aleaciones. (a) Al-2%Cu, (b) Al-4%Cu, (c) Al-10%Cu, (d) Al-20%Cu, (e) Al-33.2%Cu, (f) Latón comercial, (g) Al-5%Si, (h) Al-7%Si, (i) Al-10%Si2.5%Cu, (j) Acero 316 L, (k) Al-2%Mg, (l) Al-4%Mg, (m) Al-2%Zn, (n) Al-4%Zn.

Comparando los valores de velocidades de enfriamiento en el líquido y de longitudes máxima y mínima de la zona de TCE para experiencias con la misma concentración de aleación; se puede apreciar que a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento en el líquido, aumentan las longitudes mínima, TCE<sub>MIN</sub>, y máxima, TCE<sub>MAX</sub>, de la zona columnar.

### 3.4. Recalescencia

En las curvas de temperatura versus tiempo determinadas en cada experiencia fue posible identificar un período correspondiente al enfriamiento del líquido, un segundo período de solidificación y el período final de enfriamiento del sólido hasta la temperatura ambiente. En algunos casos fue posible identificar un corto período de recalescencia, en la posición de la termocupla donde ocurre la TCE, como se observa en la Figura 3. Se midió el sobrecalentamiento del líquido necesario para que se restablezca el flujo de calor entre los núcleos equiaxiales formados y la interfase solidus cuyo valor, por ejemplo, para la experiencia N° 2 es  $\cong 0.63^{\circ}\text{C}$  como se muestra en la Figura 3. Los núcleos equiaxiales que comienzan a crecer lo hacen adyacentes a la interfase solidus, pero separados de la misma. Estos núcleos están sobrecalentados y el líquido está sobreenfriado. Al solidificar se siguen recalentando los pequeños granos equiaxiales y también se recalienta el líquido. Cuando toda la zona se recalienta debido al calor latente acumulado en forma uniforme y en mayor grado que en la interfase solidus se produce la recalescencia, alcanzándose un

$\Delta T$  positivo como se indica en la Figura 3. Esta condición térmica hace que un mayor número de núcleos pequeños crezcan adyacentes a la interfase sólida y que desaparezcan algunos núcleos a mayores distancias de dicha interfase, produciéndose el crecimiento de núcleos equiaxiales más grandes a distancias mayores de la interfase sólida, como se puede observar en las macrografías de la Figura 2. Los valores medidos de recalescencia para todas las experiencias se detallan en la Tabla I.

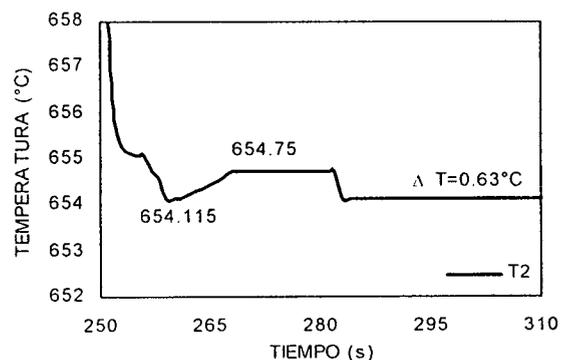


Figura 3. Recalescencia. Experiencia N°2. Al-2%Cu.

### 3.5. Posición de los frentes de solidificación

Las posiciones de los frentes de solidificación en función del tiempo se determinaron al comienzo y al final de la solidificación de cada termocupla y que corresponde a las temperaturas liquidus y solidus,

respectivamente. Ambos puntos se detectaron por los cambios en las pendientes de la curva de enfriamiento

en el comienzo y fin de la solidificación.

**Tabla I.** Tipo de aleación, temperatura liquidus ( $T_L$ ), temperatura solidus ( $T_S$ ), Velocidad de enfriamiento del líquido ( $V_{E.LIQ.}$ ), Velocidad de la interfase liquidus crítica ( $V_{LC}$ ), Posición mínima de la TCE ( $TCE_{MIN.}$ ), Posición máxima de la TCE ( $TCE_{MAX.}$ ), Gradiente crítico ( $G_c$ ) y valores de recalcencia ( $REC.$ ) obtenidos a partir de las curvas de temperatura versus tiempo.

Nº	Aleación (% en peso)	$T_L$ (°C)	$T_S$ (°C)	$V_{E.LIQ.}$ (°C/s)	$V_{LC}$ (cm/s)	$TCE_{MIN.}$ (cm)	$TCE_{MAX.}$ (cm)	$G_c$ (°C/cm)	$REC.$ (°C)
1	Al-2%Cu	655	621	1.44	0.08	3.5	5.4	-3.89	0.69
2	Al-2%Cu	655	621	1.66	0.13	5.8	7.7	-1.71	0.28
3	Al-2%Cu	655	621	1.87	0.10	5.9	7.2	-0.63	0.73
4	Al-2%Cu	655	621	1.12	0.09	2.8	3.3	0.91	0.27
5	Al-2%Cu	655	621	2.15	0.07	6.4	7.9	-1.54	0.98
6	Al-4%Cu	650	578	1.35	0.24	5.4	6.7	-0.55	0.42
7	Al-4%Cu	650	578	1.70	0.33	6	6.3	0.09	1.02
8	Al-4%Cu	650	578	1.25	0.08	4.7	5.9	-0.52	0.56
9	Al-4%Cu	650	578	1.96	0.35	6.3	7.2	-0.22	0.23
10	Al-4%Cu	650	578	1.64	0.31	5.8	6.7	0.67	0.85
11	Al-10%Cu	633	548	2.22	0.25	3	4.5	-1.62	0.53
12	Al-10%Cu	633	548	1.53	0.17	2.5	4.2	-1.32	0.67
13	Al-10%Cu	633	548	2.42	0.21	4	5	0.56	1.09
14	Al-10%Cu	633	548	1.89	0.16	2.8	3.9	0.40	0.37
15	Al-10%Cu	633	548	2.70	0.18	5.6	7.3	-2.05	0.96
16	Al-20%Cu	600	548	1.25	0.16	0.5	1.9	-2.8	0.92
17	Al-20%Cu	600	548	1.45	0.08	0.9	2.5	-0.09	1.02
18	Al-20%Cu	600	548	1.75	0.11	1.2	2.9	-0.52	0.56
19	Al-20%Cu	600	548	1.96	0.27	2.3	3.7	1.25	0.21
20	Al-20%Cu	600	548	2.04	0.16	2.5	4.2	-0.22	0.85
21	Al-33.2%Cu	548	548	2.18	0.56	0.5	6.7	-11.41	1.15
22	Al-33.2%Cu	548	548	2.42	0.48	2.7	6.9	0.52	1.02
23	Al-33.2%Cu	548	548	1.25	-----	-----	-----	-----	-----
24	Al-33.2%Cu	548	548	1.96	-----	-----	-----	-----	-----
25	Al-33.2%Cu	548	548	1.64	-----	-----	-----	-----	-----
26	Latón	922	905	2.16	0.130	0.9	2	-0.21	0.72
27	Latón	922	905	2.05	0.111	0.5	2.5	1.05	0.65
28	Latón	922	905	1.87	0.146	1.2	2.7	-0.55	0.82
29	Latón	922	905	2.97	0.338	2.6	4.2	-2.23	0.55
30	Latón	922	905	2.73	0.250	2.2	3.5	-1.54	0.62
31	Al-5%Si	630.2	578	2.22	1.48	2.5	3.5	0.5	0.55
32	Al-5%Si	630.2	578	1.53	1.15	2.3	4.2	-0.35	0.67
33	Al-5%Si	630.2	578	2.42	1.58	4	5	-0.07	1.19
34	Al-5%Si	630.2	578	2.29	1.23	2.8	3.9	0.40	0.67
35	Al-5%Si	630.2	578	2.70	1.87	5.6	7.3	-0.42	0.96
36	Al-7%Si	610.5	578	2.39	1.12	3.7	5	-4.2	0.42
37	Al-7%Si	610.5	578	1.70	1.25	2.6	3.4	0.09	1.25
38	Al-7%Si	610.5	578	2.7	1.89	4.7	5.9	-0.52	0.56
39	Al-7%Si	610.5	578	2.46	1.63	4.3	5.05	-0.22	0.83
40	Al-7%Si	610.5	578	1.64	1.23	2.4	3.2	0.67	0.37
41	Al-10%Si2.5%Cu	585.8	578.5	-----	0.04	3.7	4.3	-----	-----
42	Al-10%Si2.5%Cu	585.8	578.5	3.23	0.40	4.3	5.7	0.48	0.63
43	Al-10%Si2.5%Cu	585.8	578.5	3.42	0.90	4.4	5.8	-3.1	1.1
44	Al-2%Mg	655	623	2.39	0.14	1	3.1	0.31	0.69
45	Al-2%Mg	655	623	1.93	0.12	0.95	2.9	-0.52	0.86
46	Al-2%Mg	655	623	1.87	0.10	0.85	2.8	-0.63	0.71
47	Al-2%Mg	655	623	1.72	0.13	0.8	2.7	0.91	0.63
48	Al-2%Mg	655	623	2.46	0.11	1.2	3.5	-1.54	0.98
49	Al-4%Mg	646	594	2.80	0.14	0.7	1.7	-0.36	1.15
50	Al-4%Mg	646	594	2.34	0.12	0.9	1.95	0.09	0.42
51	Al-4%Mg	646	594	2.25	0.15	0.9	1.9	-0.52	0.56
52	Al-4%Mg	646	594	1.96	0.16	0.8	1.8	-0.22	0.23
53	Al-4%Mg	646	594	2.55	0.18	1.4	2.8	-1.67	0.35
54	Al-2%Zn	657	650	2.69	0.14	2.2	3.9	-1.22	0.99
55	Al-2%Zn	657	650	1.93	0.12	1.3	2.9	-0.52	1.06
56	Al-2%Zn	657	650	1.87	0.10	1.2	2.8	-0.63	0.91
57	Al-2%Zn	657	650	1.72	0.13	1.0	2.7	0.91	0.93
58	Al-2%Zn	657	650	2.46	0.11	1.8	3.5	-1.54	0.98
59	Al-4%Zn	655	646	2.64	0.18	1.9	3.4	-11.38	1.40
60	Al-4%Zn	655	646	2.80	0.12	3.05	4.1	-5.09	1.32
61	Al-4%Zn	655	646	2.25	0.15	1.5	2.2	-1.52	0.95
62	Al-4%Zn	655	646	1.96	0.16	1.2	2.8	-0.22	1.23
63	Al-4%Zn	655	646	1.78	0.16	1	2.45	-1.67	1.35
64	Acero 316 L	1449.9	1374.1	8.20	0.10	3.4	5.2	-13.4	3
65	Acero 316 L	1449.9	1374.1	3.01	0.12	1.8	2.7	-3.76	5.81

### 3.6. Velocidades de los frentes de solidificación

Las velocidades de los frentes de solidificación se calcularon como la relación entre la distancia entre termocuplas y el tiempo que le toma a la interfase liquidus o solidus ir desde la termocupla inferior a la superior. Estas velocidades se denominan velocidad del frente o interfase liquidus,  $V_L$ , y velocidad del frente o interfase solidus,  $V_S$ , respectivamente. Además, se calculó la velocidad de la interfase liquidus en el momento de la transición ó "velocidad liquidus crítica",  $V_{LC}$ . Esta última se detalla en la Tabla I para las distintas experiencias.

Los valores de velocidades de interfase liquidus crítica,  $V_{LC}$ , esto es cuando ocurre la TCE, son mayores que los obtenidos en aleaciones Pb-Sn, los cuales son del orden de 0.01 cm/s<sup>(16-20)</sup>.

### 3.7. 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. 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

$$G = \frac{G}{T_{i-1} - T_i} + 0.05 \cdot G \quad (1)$$

donde  $T_i$  es la temperatura de la termocupla  $i$ .

Cuando ocurre la TCE, se observa que el gradiente de temperatura adelante de la interfase alcanza valores mínimos y en la mayoría de las experiencias alcanza valores negativos. En la Tabla I se detallan los valores de gradientes críticos para todas las experiencias. Estos resultados coinciden con los obtenidos previamente en aleaciones Pb-Sn [5-9] y con los obtenidos por Gandin [10] en aleaciones Al-Si.

## IV. CONCLUSIONES

En resumen, los principales resultados pueden enunciarse como sigue:

1. La transición en todas las probetas ocurre en una zona del orden de 1 cm o mayor, adonde coexisten ambos tipos de granos, columnares y equiaxiales.

2. En todos los sistemas de aleaciones, cuando ocurre la TCE, el gradiente de temperatura adelante de la interfase alcanza valores mínimos y críticos, en la mayoría de los casos son negativos, con valores entre  $-13.4^\circ\text{C/cm}$  y  $1.25^\circ\text{C/cm}$ . Estos resultados coinciden con los obtenidos previamente en aleaciones Pb-Sn<sup>(16-20)</sup> y también con los resultados obtenidos por Gandin en aleaciones Al-Si<sup>(21)</sup>.
3. A medida que aumenta la velocidad de enfriamiento en el líquido, aumenta la longitud de la zona columnar.
4. Los valores de velocidades de interfase líquida crítica son mayores que para las aleaciones Pb-Sn, con valores entre 0.02 cm/s y 1.89 cm/s.
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  $0.23^\circ\text{C}$  y  $5.81^\circ\text{C}$ .

## AGRADECIMIENTOS

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

## Referencias

1. Kurz, W. and Fisher, D. J., Fundamentals of Solidification, Chapter 1, Ed. Trans Tech Publications, Aedermannsdorf - Switzerland, Second Printing, p. 7-15, 1986.
2. Biloni, H., Physical Metallurgy, Chapter 9, Editors R. W. Cahn and P. Haasen, third, revised and enlarged edition. Elsevier Science Publishers BV, p. 541-545, 1983.
3. Southin, R.T., Transactions of the Metallurgical Society of Aime, v. 230, p. 220, 1967.
4. Biloni H. and Chalmers B., Trans AIME, v. 233, p. 373, 1968.
5. Doherty R.D., Cooper P.D., Bradbury, M.H. and Honey, F.J., Metallurgical Transactions, v. 8A, p.397-401. 1977.
6. Fredriksson, H. and Hillert, M., Metallurgical Transactions, v. 3, p. 565, 1972.
7. Fredriksson, H. and Hillert, M., Material Science and Technology, v. 2, p. 508, 1986.
8. Fredriksson, H. and Olsson, A., Mater. Science Technology, v.2, p. 508, 1986.
9. Mahapatra, R.B. and Weinberg, F., Metallurgical and Materials Transactions, 18B, 1989, p.p. 425-432.
10. Hunt, J.D., Materials Science & Engineering, v.65, p.75, 1984.

11. Hunt, J. D. and Flood S.C., Modelling of the Welding and Casting II, p. 207, 1983.
12. Hunt, J. D. and Flood S.C., Modelling of the Welding and Casting Processes, p. 607, 1986.
13. Ziv, I. and Weinberg, F., Metallurgical and Materials Transactions, 20A, 1989, p.p. 731-734.
14. Boyer, H. E. and Gall, T. L., Metals Handbook, Desk Edition. American Society for Metals, USA, p.p. 35-18. 35-19.
15. Moffatt, W.G., Handbook of Binary Phase Diagrams, Published by General Electric Company Corporate Research and Development Technology.
16. Ares, A.E., Schvezov, C.E., Metall. Trans., A; 31, 2000, p.p. 1611-1625.
17. Ares, A.E., Ms.Sc. Thesis, UNSAM-CNEA. Buenos Aires. Argentina, 1997, p.p. 223-239.
18. Ares, A.E., Schvezov, C.E., Anales AFA, 8, 1996, p.p. 247-253.
19. Ares, A.E.; Schvezov, C.E., Transición Columnar a Equiaxial en Aleaciones Plomo- Estaño, Anales SAM '98, 19989, p.p. 53-56.
20. Ares, A.E., Ph D. Thesis, UNSAM-CNEA. Buenos Aires. Argentina, 2000, p.p. 86-115.
21. Gandin, Ch. A., Acta Materialia, 48, 2000, p.p. 2483-2501.