

# CORRELACION FLUIDEZ-MICROESTRUCTURAS DE SOLIDIFICACION EN LA ESQUINA RICA EN ALUMINIO DEL SISTEMA Al-Cu-Si

O. Garbellini\*, H. A. Palacio\*\*

Departamento de Física, Facultad Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Pinto 399, 7000 Tandil

H. Biloni\*\*

LEMIT, Comisión de Investigaciones Científicas Provincia de Buenos Aires (CIC), 52 entre 121 y 122, 1900 La Plata

Investigaciones sistemáticas se han llevado a cabo con el fin de estudiar el largo de fluidez ( $L_f$ ) en función de la concentración de Cu y Si en la esquina rica en Al del Sistema Al-Cu-Si. Los resultados obtenidos combinados con la correspondiente evaluación microestructural sugirió que el  $L_f$  es un balance entre el calor latente de fusión de las fases proeutéctica, el  $L_f$  de los eutécticos binario y ternario presentes en cada aleación y la cantidad de fase proeutéctica de acuerdo a las tie lines del diagrama de equilibrio.

## INTRODUCCION

Existe en la literatura extensa información acerca de la propiedad fluidez, así como los diversos tipos de equipos experimentales utilizados<sup>1,2</sup>. A escala de laboratorio los sistemas para evaluarla se basan en forzar al metal líquido a fluir en un canal de pequeña sección transversal y el largo obtenido, una vez concluida la solidificación, es la medida de la fluidez. Sin embargo, de acuerdo con nuestro conocimiento, hay poca información acerca de la relación entre largo de fluidez ( $L_f$ ) y microestructuras de solidificación de las muestras. Se considera que un conocimiento de esta relación puede usarse para predecir la fluidez de una aleación, cuando se conoce su diagrama de equilibrio. En este sentido, la esquina rica en Al del sistema Al-Cu-Si<sup>3</sup>, se tomó como sistema modelo para este trabajo experimental. El mismo complementa aquellos resultados de fluidez presentados recientemente por Garbellini et al.<sup>4</sup> correspondientes al sistema Al-Cu-Si considerando distintos valores de sobrecalentamiento del metal líquido ( $\Delta T$ ), presión metalostática ( $\Delta P$ ) y coeficiente de transferencia calórica de la interfaz metal-molde ( $h_i$ ), a través de un estudio de la relación existente entre  $L_f$ , composición de las aleaciones y, como resultado, la microestructura metalográfica.

## DETALLES EXPERIMENTALES

La Fig.1 muestra las diferentes aleaciones consideradas en la esquina rica en Al del sistema Al-Cu-Si. Las condiciones experimentales usadas en el equipo lineal y de llenado por aplicación de vaciación son:

- 1) Molde de arena refractaria con un valor de  $h_i = 0.2 \times 10^3 \text{ Jm}^{-2} \text{ s}^{-1} \text{ K}^{-1}$
- 2) Presión efectiva de colada  $\Delta P = 2.66 \text{ m bar}$  y sobrecalentamiento  $\Delta T = 20^\circ \text{ C}$
- 3) Con el objeto de considerar el  $L_f$  en función de la composición química, las aleaciones del sistema Al-Cu y Al-Si así como las del sistemas Al-Cu-Si marcadas por puntos en la Fig. 1, fueron comparadas con sus estructuras metalográficas.

## RESULTADOS Y DISCUSION

### I. Aleaciones binarias Al-Cu y Al-Si

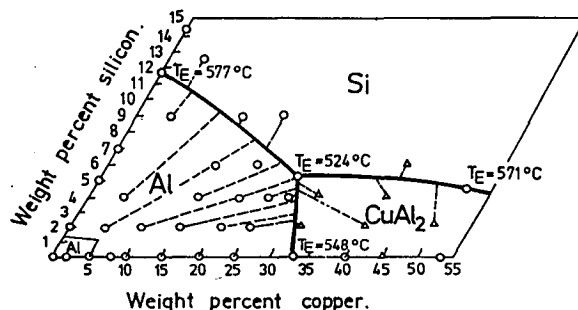


Figura 1: Esquina rica en Al del sistema Al-Cu-Si.

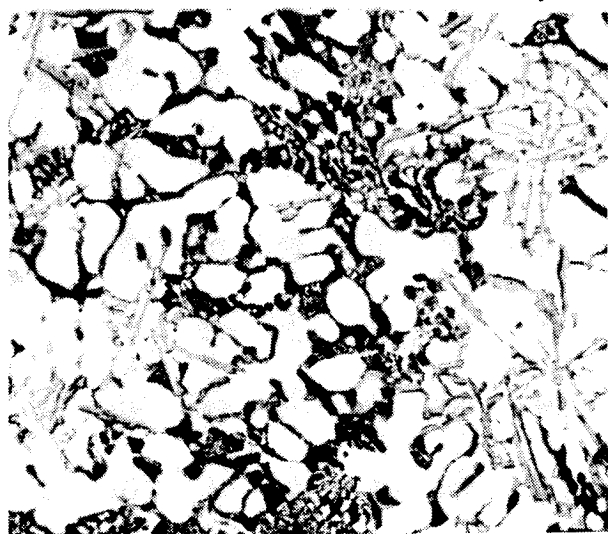
\* Profesional CIC

\*\* Investigador CIC

Para ambos sistemas de aleaciones, el Lf inicialmente decrece rápidamente cuando se incrementa el porcentaje de elemento aleante hasta alcanzar un mínimo cuando se alcanza el valor del límite de solubilidad sólida. Adiciones posteriores de aleante hacen que el metal solidifique a través de un intervalo decreciente de temperatura y finalmente, a la temperatura eutéctica, el mecanismo de solidificación involucrado en el cierre de la vena líquida es diferente al de aleaciones con solución sólida<sup>5</sup>. El resultado es un continuo incremento del Lf desde 10.5 cm a 33 cm para la aleación eutéctica Al-Cu y 13.5 cm para la aleación Al-2% Si hasta 20 cm para el eutéctico Al-Si. El largo de fluidez de la composición eutéctica Al-12% Si es similar al del Al puro y significativamente más bajo que el Al-Al<sub>2</sub>Cu. Sin embargo, cuando se consideran aleaciones hipereutécticas, se observa un dramático incremento en el Lf. Este incremento se interpreta teniendo en cuenta que el valor del calor latente de fusión de las fases proeutécticas a ambos lados del punto eutéctico es significativamente diferente:  $L = 10.47 \times 10^6 \text{ JKg}^{-1}$  para la fase Al y  $L = 50.66 \times 10^6 \text{ JKg}^{-1}$  para los cristales de Si. Como resultado, la capacidad de flujo para aleaciones hipereutécticas es mayor cuando la vena líquida se cierra. Para aleaciones hipereutécticas del sistema Al-Cu, la aleación intermetálica Al<sub>2</sub>Cu (Al - 53.5% Cu) tiene un Lf = 27 cm y el valor más bajo corresponde a composiciones cercanas al 45% Cu con Lf = 14.5 cm.

## II. Aleaciones ternarias Al-Cu-Si

$L_f = f(\% \text{ Cu})$  para aleaciones con 2% Si y 4% Si



Al-15% Cu-4% Si (400 X)  
Dendritas Al, eutéctico Al-Si y eutéctico ternario Al-Cu-Si.

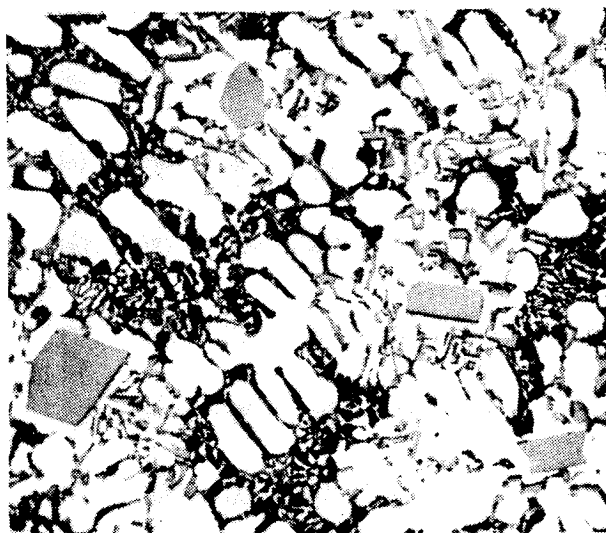
En ambas curvas se observa un incremento del Lf con el contenido de Cu cuando se mantiene constante el porcentaje en 2% Si y 4% Si.

Pueden compararse ambas curvas con el Lf y las estructuras de solidificación de la siguiente manera:

1) Para 5% Cu ambos valores de Lf son similares (sólo un 7% más alto para Al - 5% Cu - 4% Si).

Al - 5% Cu - 2% Si: Lf = 13 cm. Este mínimo valor de fluidez es el resultado de solamente un 11% de eutéctico interdendrítico compuesto por: 35% de eutéctico Al-Si (Lf = 20 cm) y 65% eutéctico ternario (Lf = 39 cm) mientras que la aleación Al-5% Cu - 4% Si: Lf = 13.8 cm. Este valor es el resultado de un 32% de eutéctico interdendrítico, compuesto por 61% de Al-Si y 39% de eutéctico ternario. En este caso, la menor cantidad de líquido interdendrítico para la aleación con 2% Si está compensado por una mayor cantidad de eutéctico ternario (65% comparado con 39% de la aleación con 4% Si).

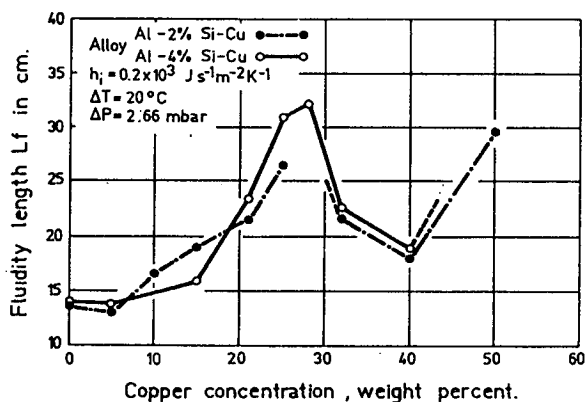
2) Entre el 5% Cu y 20% Cu el Lf Al-Cu-2% Si > Al-Cu-4% Si. Esto puede explicarse analizando las aleaciones Al-15% Cu-2% Si: Lf = 18.5cm y Al-15% Cu-4% Si : Lf = 16 cm. Para la primera de ellas la cantidad de eutéctico interdendrítico es de 42% compuesto por 27.5% de eutéctico Al-Al<sub>2</sub>Cu (Lf = 33 cm) y 72.5% de eutéctico ternario (Lf = 39 cm). Para Al-15% Cu-4% Si la cantidad de eutéctico interdendrítico es de 54% compuesto por 20% de eutéctico Al-Si (Lf = 20cm) y 80% de eutéctico ternario. Como resultado el Lf es 15.6% mayor para 2% Si como consecuencia de la composición del líquido interdendrítico.



Al-15% Cu-9% Si (400 X)  
Dendritas Al, Si primario y eutécticos Al-Si y Al-Cu-Si.

ALLOY	Inter Dendritic Eutectic (Wt %)	Composition and wt % of binary and ternary eutectic				$L_f$ (cm)
		Al-Al <sub>2</sub> Cu	Al-Si	Al-Cu-Si	Al <sub>2</sub> Cu-Si	
Al-5%Cu-2%Si	11		35	65		13.0
Al-5%Cu-4%Si	32		61	39		13.8
Al-5%Cu-9%Si	83		69	31		20.0
Al-10%Cu-2%Si	20			100		16.6
Al-15%Cu-2%Si	42	27.5		72.5		18.5
Al-15%Cu-4%Si	54		20	80		16.0
Al-15%Cu-6%Si	72		32	68		17.0
Al-21%Cu-2%Si	62.5	50		50		21.5
Al-21%Cu-4%Si	70			100		23.4
Al-21%Cu-6%Si	90		17	83		21.0
Al-25%Cu-2%Si	85		20	80		21.0
Al-25%Cu-4%Si	79	56		44		26.5
Al-32%Cu-2%Si	95	59		41		21.6
Al-32%Cu-4%Si	83	6		94		22.6
Al-40%Cu-2%Si	51	15		85		18.0
Al-40%Cu-4%Si	78			75	25	19.0

**TABLA 1**  
Cantidad de líquido interdendrítico y porcentaje de eutéctico binario y ternario.



**Figura 2:** Largo de Fluidéz de Al-Cu-Si en función de % Cu.

3) Para aleaciones con concentraciones mayores al 20% Cu,  $L_f$  Al-Cu-4%Si > Al-Cu-2%Si. Esto es consecuencia de una gran porcentaje de eutéctico interdendrítico así como de una diferente relación entre eutéctico ternario y binario Al-Al<sub>2</sub>Cu. (Ver TABLA 1)

4) Para aleaciones con concentraciones comprendidas entre 32% Cu y 50% Cu, el  $L_f$  Al-Cu-4%Si es levemente mayor que el  $L_f$  Al-Cu-2%Si. Esta diferencia puede explicarse por las proporciones de eu-

téctico Al-Al<sub>2</sub>Cu y quasi-binario Al<sub>2</sub>Cu-Si ( $L_f = 38$  cm) que están presentes en las regiones interdendríticas de acuerdo a la Fig. 1. La Tabla 1 presenta un resumen de la cantidad, porcentaje (Wt%) y composición del eutéctico interdendrítico cuando las fases proeutéticas son Al y Al<sub>2</sub>Cu. Los valores están basados en los datos de la Fig. 1. En todos los casos las microestructuras de solidificación indican la presencia de la fase proeutética y de los eutécticos binario y ternario mencionados en la descripción del mecanismo que puede explicar el largo de fluidez de cada aleación.

## CONCLUSIONES

1) El análisis detallado del  $L_f$  de las aleaciones estudiadas<sup>6</sup> indica que, en condiciones de solidificación controlada por un bajo valor de  $h_i$ , el diagrama de equilibrio permite predecir la tendencia del  $L_f$  como un balance entre: i) Cantidad de líquido interdendrítico para cada aleación, ii)  $L_f$  de los eutécticos presentes y iii) Calor latente de fusión de la fase proeutética.

2) El análisis de las microestructuras de solidificación de las muestras permite relacionar  $L_f$  con las proporciones de fases proeutéticas así como de los eutécticos presentes en la estructura.

## AGRADECIMIENTOS

Al proyecto Especial de Metalurgia OEA-LEMIT, al CONICET (PID N° 3-155400/88), a la CICIPBA y a la UNCPBA.

## REFERENCIAS

1. M. FLEMINGS, Solidification Processing, Mc. Graw Hill, (1974), 219.
2. H. BILONI, Physical Metallurgy, R. W. Cahn

eds., 1983, 544.

3. H. W. PHILIPS, J. Inst. of Metals 82, 1953-54, 9.
4. O. GARBELLINI, H. PALACIO y H. BILONI, Third Int. Conference Solidification Processing, Sheffield, (1987).
5. R. A. RIVAS y H. BILONI, Zur Metallkunde, 71, (1980), 309.
6. O. GARBELLINI, H. PALACIO y H. BILONI, enviado a publicar al Cast Metals (1989).

CEILAP  
CITEFA - CONICET  
ZUFRIATEGUI Y VARELA  
1603 - VILLA MARTELLI  
REPUBLICA ARGENTINA