

# EFFECTO DE LA ADICION DE Si SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA FLUIDEZ EN COMPUESTOS $\text{AlCu-0.12Al}_2\text{O}_3$ .

C.Morando<sup>1,2</sup>, O.Garbellini<sup>1,3</sup> y H.Palacio<sup>1,3</sup>

1 IFIMAT, Dep. de Física, Facultad de Ciencias Exactas, UNCPBA, Pinto 399, 7000 Tandil

2 Becario SeCyT UNCPBA

3 CICPBA

e-mail: cmorando@exa.unicen.edu.ar

## Resumen

Se estudió el efecto de la adición de Si sobre la microestructura y la fluidez en compuestos de matriz metálica AlCu obtenidos por infiltración a presión de preformas de fibras cortas de alúmina. La distancia que el metal líquido infiltra en la preforma hasta que solidifica (largo infiltrado:  $L_i$ ) se toma como medida de su fluidez. Los valores más largos del  $L_i$  obtenidos corresponden a las composiciones eutécticas. Los resultados muestran que la adición de Si a aleaciones matrices pertenecientes al campo del Al primario, produce primero un incremento del  $L_i$  hasta un máximo y luego una disminución con el aumento del % Si. Cuando la composición de la matriz entra en el campo del Si primario se observa un incremento abrupto del  $L_i$  que es interpretado desde el punto de vista de la entalpía considerando  $H_{\text{Si}} > H_{\text{Al}}$ . Estos resultados son consistentes con el cambio observado en la microestructura de los compuestos, lo que sugiere que la interacción entre el calor latente de fusión de la fase primaria, la cantidad y composición de las fases interdendríticas de acuerdo al diagrama de equilibrio así como los valores de fluidez de las mismas determinan el  $L_i$  de cada compuesto.

## Introducción

El interés en utilizar compuestos de matriz metálica (CMM) como materiales estructurales se debe al mejoramiento obtenido en las propiedades físicas, químicas y mecánicas finales comparadas con sus correspondientes aleaciones monolíticas. Dentro de los procesos de estado líquido utilizados para obtener CMM, el método de infiltración a presión de preformas de fibras de alúmina es el más usado con el Aluminio y sus aleaciones por su compatibilidad con el refuerzo y porque permite obtener compuestos que presentan una distribución uniforme de las fibras reforzadoras. Uno de los factores que puede limitar la calidad de los mismos es la capacidad que posee la matriz líquida de fluir y llenar los espacios interfibras. A esta propiedad se la denomina fluidez y se la evalúa experimentalmente por medio de la técnica de infiltración a presión de metales líquidos en preformas de fibras cortas<sup>(1-3)</sup> en términos clásicos (distancia que el metal líquido infiltra en la preforma hasta que solidifica: largo de infiltración  $L_i$ ).

Recientemente los autores<sup>(4,5)</sup> presentaron resultados de fluidez en CMM correspondientes a las aleaciones matriz AlCu y AlSi mostrando que existe una importante relación entre los mismos y la morfología y cantidad de eutéctico interdendrítico presente en la microestructura.

El objetivo de este trabajo es completar los datos de fluidez de CMM en la esquina rica en Al del sistema AlCuSi y obtener una correlación entre los valores de  $L_i$  obtenidos para compuestos y los de Largo de Fluidez  $L_f$  obtenidos para las mismas aleaciones matrices mediante ensayos de fluidez lineal<sup>(6)</sup>, y determinar los mecanismos físicos involucrados en ambos casos.

## Materiales y procedimiento experimental

Se utilizaron preformas de fibras cortas  $\delta$ -alúmina Saffil (ICI trademark) y matrices de aleaciones AlCuSi. La composición nominal de las mismas se muestra en la Tabla I y en la Figura 1. Las experiencias de infiltración unidireccional se realizaron en un equipo de infiltración por aplicación de presión constante. El molde que contiene las preformas de fibras, con geometría cilíndrica de 20mm de diámetro y 120mm de largo, se coloca en la cámara de presión y se calienta a una temperatura 200°C por debajo de la temperatura de la aleación matriz líquida que es sobrecalentada 50°C por encima de la temperatura de liquidus. Luego el metal es forzado a infiltrar los espacios de la preforma aplicando una presión de 1.2MPa por medio de gas Nitrógeno. Estas condiciones aseguran obtener un largo de infiltración mensurable y una deformación despreciable de la preforma<sup>(7)</sup>. Una vez que las muestras infiltradas solidifican y enfrían al aire se seccionan longitudinalmente y sobre estas secciones se mide el largo infiltrado en la preforma ( $L_i$ ). Cada dato representa el promedio de al menos 5 experiencias realizadas bajo las mismas condiciones experimentales.

El estudio metalográfico de los compuestos se llevó a cabo utilizando microscopía óptica siguiendo el procedimiento experimental descrito en un trabajo previo<sup>(8)</sup>.

## Resultados y Discusión

Las aleaciones matrices se seleccionaron sobre la base de los regímenes de composición que solidifican dentro de los campos primarios Al y Si del diagrama de equilibrio<sup>(9)</sup>. En este trabajo consideramos al campo del Al primario dividido en dos subcampos  $\alpha\text{-Al}_I$  y  $\alpha\text{-Al}_{II}$ .

TABLA I: Composiciones, fases constituyentes y largo de infiltración para las aleaciones matrices AlCuSi.

Grupo	CMM No.	Composición	$L_i$ (mm)	Fases Constituyentes
I	1	Al-5%Cu-2%Si	19 ± 2	PR: Al EB: Al-Si ET: Al-Si-Al <sub>2</sub> Cu
	2	Al-5%Cu-4%Si	22.5 ± 1	
	3	Al-5%Cu-6%Si	25 ± 2	
	4	Al-5%Cu-9%Si	28 ± 2	
	5	Al-10%Cu-4%Si	25 ± 1	
	6	Al-10%Cu-6%Si	26.5 ± 1	
	7	Al-10%Cu-9%Si	30 ± 1	
	8	Al-15%Cu-4%Si	27 ± 2	
	9	Al-15%Cu-6%Si	30 ± 1	
	10	Al-15%Cu-7%Si	32 ± 2	
	11	Al-21%Cu-5%Si	33.5 ± 1	
	12	Al-21%Cu-6%Si	34.5 ± 1	
	13	Al-21%Cu-7%Si	36 ± 1	
II	14	Al-10%Cu-1%Si	25.5 ± 1	PR: Al EB: Al-Al <sub>2</sub> Cu ET: Al-Si-Al <sub>2</sub> Cu
	15	Al-10%Cu-2%Si	32 ± 2	
	16	Al-15%Cu-2%Si	35 ± 2	
	17	Al-21%Cu-2%Si	37 ± 2	
III	18	Al-21%Cu-4%Si	50 ± 2	PR: Si EB: Al-Si ET: Al-Si-Al <sub>2</sub> Cu
	19	Al-5%Cu-12.5%Si	55.5 ± 2	
	20	Al-10%Cu-12.5%Si	58 ± 2	
	21	Al-15%Cu-9%Si	52 ± 2	
Eutéctico	22	Al-21%Cu-9%Si	70 ± 2	Al-Al <sub>2</sub> Cu Al-Si Al-Si-Al <sub>2</sub> Cu
	23	Al-33%Cu	50 ± 4	
	24	Al-11.7%Si	29 ± 1	
	25	Al-27.5%Cu-5.25%Si	84 ± 2	

PR: fase de solidificación primaria, EB: eutéctico binario, ET: eutéctico ternario.

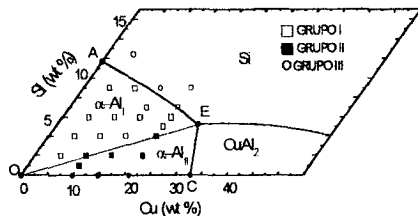


Figura 1: Diagrama de equilibrio mostrando la composición química de las aleaciones utilizadas

corresponden a composiciones cuya solidificación secundaria se produce del lado del valle eutéctico AlSi y AlCu respectivamente. Así, los 25 compuestos investigados pueden dividirse en cuatro grupos: Grupo I: compuestos 1 a 13 que solidifican en el subcampo  $\alpha$ -Al<sub>I</sub>, Grupo II: compuestos 14 a 18 que solidifican en el subcampo  $\alpha$ -Al<sub>II</sub>, Grupo III: compuestos 19 a 22 solidifican en el campo del Si primario y Grupo Eutéctico: compuestos 23 a 25. En la Tabla I se presentan los valores promedio de  $L_i$  con sus respectivas desviaciones standard y las fases constituyentes de los compuestos analizados de acuerdo a las tie lines del diagrama de equilibrio.

### Análisis microestructural

La Figura 2 muestra micrografías ópticas de muestras pertenecientes a los distintos grupos de compuestos estudiados. La Figura 2a) corresponde al compuesto Al-21%Cu-6%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo I. La misma exhibe dendritas de  $\alpha$ -Al primario con eutéctico binario Al-Si y eutéctico ternario Al-Si-Al<sub>2</sub>Cu en los espacios interdendríticos. La Figura 2b) corresponde al compuesto Al-21%Cu-4%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> situado en la línea de separación de los subcampos  $\alpha$ -Al<sub>I</sub> y  $\alpha$ -Al<sub>II</sub>. Presenta en su microestructura dendritas de  $\alpha$ -Al primario y eutéctico ternario en los espacios interdendríticos. La Figura 2c) corresponde al compuesto Al-21%Cu-2%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo II. La misma exhibe dendritas primarias de  $\alpha$ -Al con eutéctico binario Al-Al<sub>2</sub>Cu y eutéctico ternario Al-Si-Al<sub>2</sub>Cu en los espacios interdendríticos. El compuesto Al-21%Cu-9%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en la Figura 2d) corresponde al Grupo III. Revela una matriz eutéctica AlSi con algunas partículas facetadas de Si primario y eutéctico ternario.

Estas microestructuras son consistentes con las observadas en un trabajo previo<sup>(6)</sup> en aleaciones base Al-21%Cu a medida que se incrementa el contenido de Si. Por lo tanto se considera que la proyección de liquidus del diagrama ternario AlCuSi en la esquina rica en Al puede utilizarse en CMM.

En este contexto puede estimarse la evolución microestructural de un compuesto siguiendo el camino de solidificación indicado en el diagrama de equilibrio<sup>(9)</sup>. Por ejemplo, la aleación matriz Al-21%Cu solidifica primero como dendritas de fase primaria  $\alpha$ -Al. La solidificación continúa siguiendo el eje X hasta el punto C que corresponde al eutéctico binario Al-Al<sub>2</sub>Cu. Las aleaciones matrices pertenecientes al Grupo I solidifican formando dendritas primarias de  $\alpha$ -Al. La solidificación continúa a lo largo de la línea monovariante AE formando eutéctico Al-Si. Con las aleaciones matrices correspondientes al Grupo II puede hacerse un razonamiento similar teniendo en cuenta que la solidificación secundaria ocurre a lo largo de la línea monovariante CE formando eutéctico binario Al-Al<sub>2</sub>Cu en los espacios interdendríticos. Por otro lado, las aleaciones matrices del Grupo III forman cristales de Si primario seguidos por la solidificación secundaria de eutéctico Al-Si. Finalmente las aleaciones pertenecientes a los tres Grupos alcanzan el punto E donde el líquido remanente solidifica como eutéctico ternario. De esta manera podemos estimar las fases presentes en la microestructura de todos los compuestos utilizados en las experiencias. Estas estimaciones se presentan en la Tabla I.

### Efecto de la adición de Si sobre el Largo de Infiltración

La Figura 3 muestra el efecto de la adición de Si sobre el largo de infiltración de compuestos base AlCu. En la Figura 4 se presentan, para su comparación, los resultados del efecto de la adición de Si sobre el largo de fluidez correspondientes a las mismas aleaciones sin reforzar presentados en la Referencia 6. Estas figuras muestran la línea monovariante AE correspondiente a la separación de los campos de fase primaria Al y Si y la tie

line OE correspondiente al límite de separación de los dos subcampos considerados en el campo de fase primaria  $\alpha$ -Al. Se observa que para los compuestos correspondientes al Grupo II la adición de Si incrementa gradualmente el  $L_i$  relativo al de la aleación matriz, como consecuencia de la mayor cantidad de eutéctico interdendrítico compuesto por eutéctico binario Al-Al<sub>2</sub>Cu ( $L_i = 50\text{mm}$ ) y eutéctico ternario Al-Si-Al<sub>2</sub>Cu ( $L_i = 84\text{mm}$ ) de acuerdo a las tie lines del diagrama de equilibrio<sup>(9)</sup>. Se obtiene un valor máximo cuando la composición de los compuestos alcanza la línea OE. En este caso el líquido interdendrítico está compuesto totalmente por eutéctico ternario Al-Si-Al<sub>2</sub>Cu, como puede verse en la Figura 2c, el cual tiene el valor más alto de  $L_i$ . A medida que se incrementa la adición de Si el  $L_i$  disminuye significativamente para los compuestos del Grupo I. Esto se debe al cambio en la composición del eutéctico interdendrítico como puede observarse en las micrografías 2a y b). En lugar del eutéctico binario Al-Al<sub>2</sub>Cu aparece el eutéctico Al-Si ( $L_i = 29\text{mm}$ ) que tiene un valor de  $L_i$  mucho menor. Posteriores adiciones de Si incrementan gradualmente el contenido de líquido interdendrítico, hasta que se alcanza la línea AE, provocando un continuo incremento de  $L_i$ .

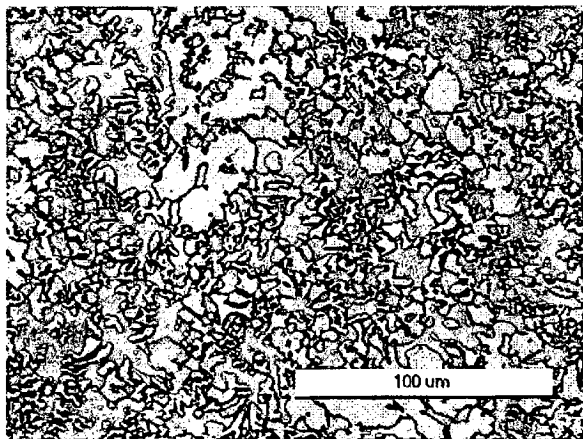


Figura 2a) compuesto Al-21%Cu-6%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo I

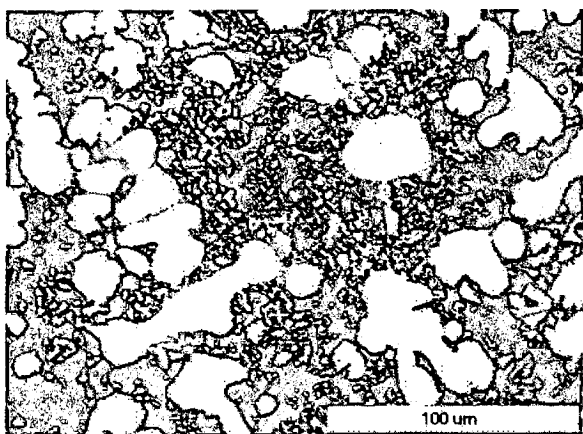


Figura 2b) compuesto Al-21%Cu-4%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo II

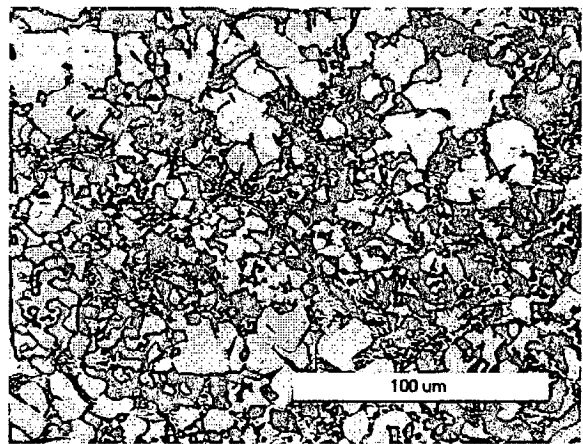


Figura 2c) compuesto Al-21%Cu-2%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo II

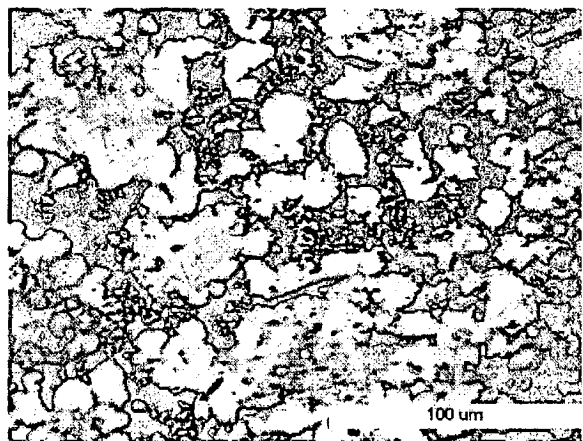


Figura 2d) compuesto Al-21%Cu-9%Si-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> del Grupo III

Cuando los compuestos considerados entran en el campo del Si primario el  $L_i$  se incrementa notablemente, como en el caso de las aleaciones matrices hipereutécticas<sup>(4)</sup>, debido a la presencia de cristales de Si primario que poseen un alto calor latente de fusión el cual contribuye a aumentar el tiempo de vida del flujo de la aleación matriz líquida.

Para cada grupo de compuestos estudiados las curvas de la Figura 3 son paralelas entre sí con dos cambios de pendiente a través del valle eutéctico AE y OE. Estas líneas explican el incremento de los valores de  $L_i$  cuando se consideran aleaciones matrices del Grupo III y la caída de estos valores cuando se consideran aleaciones del Grupo I.

La configuración de las curvas de las Figuras 3 y 4 correspondiente a compuestos y a aleaciones sin reforzar respectivamente es similar. El máximo valor de largo de infiltración se presenta en la composición eutéctica ternaria. Tanto en materiales compuestos como en aleaciones sin reforzar la característica común es la presencia de fases en la microestructura. De acuerdo a estos resultados se considera la siguiente racionalización:

Los valores de largo de infiltración y largo de fluidez, para CMM y aleaciones sin reforzar respectivamente, están determinados por el calor latente de fusión de las

fases proeutécticas y los valores de fluidez ( $L_i$  y  $L_f$ ) de las fases presentes en la microestructura. Si tenemos en cuenta que el valor del calor latente de fusión de la fase primaria Si es aproximadamente 5 veces mayor que el de la fase primaria Al ( $H_{Si}=50.66\text{MJ/Kg}$  y  $H_{Al}=10.47\text{MJ/Kg}$ ) y que el  $L_f$  y  $L_i$  del eutéctico Al-Cu son mayores que los del Al-Si, es evidente que las aleaciones y compuestos del Grupo III (situados en el campo del Si primario) tienen mejor fluidez, seguidos por aquellos correspondientes al Grupo II (situados en el subcampo  $\alpha\text{-Al}_{II}$ ) y finalmente por los del Grupo I (situados en el subcampo  $\alpha\text{-Al}_I$ ) como puede observarse en las Figuras 3 y 4.

La similitud en los resultados obtenidos para CMM con los obtenidos previamente para aleaciones sin reforzar<sup>(6)</sup>, pone en evidencia que estos últimos pueden extrapolarse a los CMM sobre la base de la información obtenida del diagrama de equilibrio.

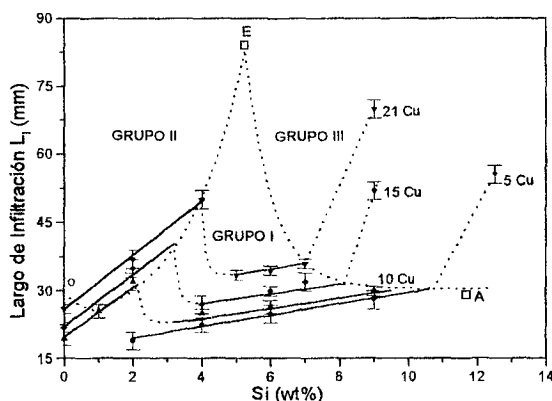


Figura 3: Fluidez de los compuestos Al-Cu-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mostrando el efecto de la adición de Si.

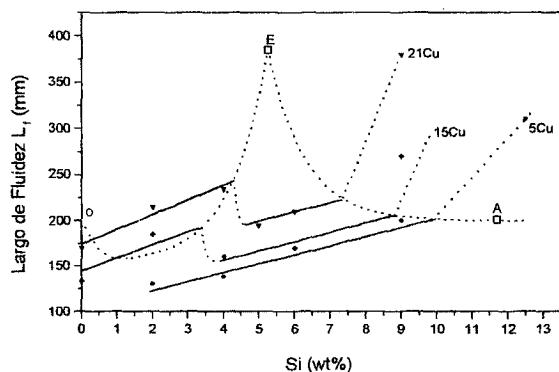


Figura 4: Fluidez de las aleaciones Al-Cu mostrando el efecto de adiciones de Si

## Conclusiones

El efecto de la variación del contenido de Si sobre el largo de infiltración en compuestos AlCuSi-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> se interpretó a través de las observaciones microestructurales y los resultados se comparan con los

obtenidos para aleaciones sin reforzar. Estos pueden resumirse de la siguiente manera:

1) Para cada grupo de compuestos los valores de largo de infiltración se ubican en una serie de curvas paralelas con dos cambios de pendiente: a través del valle eutéctico AE para el AlSi y el valle OE para  $\alpha\text{-Al}$  los cuales están asociados con un cambio en la fase secundaria presente en la microestructura.

2) La forma de estas curvas es función de la composición. Pequeños cambios en la composición pueden ser muy importantes.

3) Los compuestos AlCuSi-0.12Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> responden a la fluidez de una manera similar a la que lo hacen las aleaciones matrices. Esto sugiere que el largo infiltrado en la preforma puede relacionarse con los valores de fluidez de los eutécticos y el calor latente de fusión de las fases proeutécticas las cuales contribuyen a mantener el tiempo de vida del flujo de la aleación matriz líquida.

Estos resultados permiten llegar a la conclusión que la fluidez en los compuestos está controlada por la fluidez de la aleación matriz, revelando este trabajo una relación importante entre el comportamiento del flujo del metal líquido en canales de pequeña sección y la microestructura.

## Referencias

1. A.Mortensen, L.J.Masur, J.A.Cornie and M.C.Flemings, Metallurgical Transactions A, 20A, 2535-2547, (1989).
2. A.Mortensen, L.J Masur, J.A.Cornie and M.C.Flemings, Metallurgical Transactions A, 20 A, 2549-2557, (1989).
3. V.J.Michaud, L.M.Compton and A.Mortensen, Metallurgical Transactions A, 25 A, 2145-2152, (1994).
4. O.Garbellini, H.Palacio and H.Biloni, MRS Symposium Proceedings, 481, Boston Massachusetts, U.S.A., 77-82, (1997).
5. O.Garbellini, C.Morando, H.Biloni and H.Palacio, Scripta Materialia, 41, No. 2, 187-193, (1999).
6. O.Garbellini, H.Palacio and H.Biloni, Cast Metals, 3, No. 2, 82-89, (1990).
7. C.Morando, O.Garbellini y H.Palacio, Anales IBEROMET VI, 61-67, (2000).
8. C.Morando, O.Garbellini y H.Palacio, Anales AFA, 10, 331-335, (1998).
9. H.W.Philips, J. Inst. of Metals, 82, 9, (1953-54).