

# FLUIDEZ DE ALEACIONES DE SISTEMAS EUTECTICOS.

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

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

2 CICPBA

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

## Resumen

Se analizó la fluidez de aleaciones pertenecientes a sistemas eutécticos, en un rango de composiciones variable alrededor de la composición eutéctica, en términos de las microestructuras de solidificación. La fluidez se tomó como la distancia recorrida por el metal líquido, en un canal de sección transversal pequeña, hasta que se detiene por solidificación ( $L_f$ : Largo de Fluidez). De los resultados experimentales obtenidos y del análisis de las microestructuras de solidificación se observó que la fluidez de aleaciones de sistemas eutécticos depende del tipo de eutéctico. Además, las aleaciones que tienen eutécticos con estructura regular (del tipo no facetado-no facetado) presentan un máximo de fluidez en la composición eutéctica, mientras que las aleaciones que tiene eutécticos con estructura anómala (del tipo facetado-no facetado), el máximo de fluidez está corrido hacia el lado de la fase facetada la cual presenta la entropía de fusión mas alta en el diagrama de fases.

## Introducción

Las aleaciones eutécticas son de gran importancia práctica en la industria de fundición y soldadura ya que presentan bajo punto de fusión y muy buena fluidez. Generalmente la fluidez se mide forzando a un metal líquido a fluir por un canal de sección transversal pequeña. El proceso que tiene lugar es una combinación de la dinámica de avance de la vena líquida con la solidificación del metal. La distancia recorrida por el metal hasta que se detiene por solidificación es la medida de su fluidez ( $L_f$ : Largo de Fluidez). Las variables experimentales asociadas al proceso son: presión metalostática  $\Delta P$ , coeficiente de extracción calórica en la interfaz metal-molde  $h_i$ , sobrecalentamiento del metal líquido  $\Delta T$  y las características físico-químicas del metal o la aleación (calor latente de fusión  $H$ , densidad  $\rho$ , viscosidad  $\eta$ , tensión superficial  $\gamma$  y modo de solidificación).

Uno de los factores mas importantes y que ha sido extensamente estudiado en la literatura<sup>(1-4)</sup> es la composición química. En general los metales puros y aleaciones eutécticas presentan los valores mas altos de fluidez mientras que las aleaciones con alto rango de solidificación presentan valores de fluidez mas bajos. El sistema Al-Si presenta un comportamiento diferente, el máximo valor de fluidez se obtiene mas allá de la composición eutéctica. Esto se relaciona con las estructuras de solidificación.

De acuerdo con la literatura<sup>(4-7)</sup> los sistemas eutécticos se clasifican, según la microestructura que presentan, en dos grupos: regulares e irregulares o anómalos. Los criterios utilizados para esto son: la entropía de fusión y la fracción de volumen de las fases. Si ambas fases tienen baja entropía de fusión el eutéctico exhibirá una morfología regular del tipo no facetada-no facetada. Si una de las fases tiene alta entropía, como el Si

en el Al-Si, y la otra baja entonces la morfología eutéctica será irregular del tipo facetada-no facetada.

Sobre la base de los resultados obtenidos por los autores<sup>(3,8)</sup>, en un trabajo previo, donde se observó una notable diferencia en el  $L_f$  del eutéctico binario regular Al-Al<sub>2</sub>Cu y el irregular Al-Si, este trabajo tiene como objetivo obtener valores de fluidez, en función de la estructura, de distintos eutécticos, a los efectos de determinar relaciones entre morfología de crecimiento y largo de fluidez y su influencia en aleaciones binarias y ternarias proeutecticas en las que los mismos intervienen.

## Materiales y Procedimiento experimental

Las aleaciones de los sistemas eutécticos: Al-Cu, Al-Si, Al-Co, Al-Ni, Al-Ag, Al-Cu-Si y Al-Ag-Cu utilizadas en la investigación se prepararon a partir de materiales de pureza 99.99%.

Se utilizó un equipo para ensayos de fluidez lineal<sup>(3,9)</sup> de llenado por aplicación de vacío, consistente en un par de placas, paralelas, de arena refractaria. En una de las placas se maquinó el canal de fluidez de sección rectangular. Las condiciones experimentales utilizadas fueron: coeficiente de transferencia calórica metal-molde  $h_i = 0.2 \times 10^3 \text{ J/m}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{K}$ , presión efectiva de colada  $\Delta P = 5 \text{ mmHg}$  y sobrecalentamiento del metal líquido  $\Delta T = 20^\circ \text{C}$ . Estos valores experimentales se seleccionaron, de acuerdo a un estudio previo<sup>(3)</sup>, para asegurar la aplicación del diagrama de equilibrio en los sistemas estudiados debido al bajo valor de  $h_i$  y que no exista nucleación en el crisol y/o en la entrada del canal de fluidez obteniéndose así valores reales de  $L_f$ .

La Figura 1 muestra una fotografía del mismo.

En todas las experiencias el metal líquido de composición conocida fue forzado a fluir en el canal bajo

una presión constante  $\Delta P$  a una temperatura de colada  $T_c = T_{líquida} + \Delta T$ .

Las probetas, así solidificadas, se seccionaron longitudinalmente y sobre estas secciones se midió el largo que el metal fluyó hasta que se detuvo por solidificación, tomándose este valor como medida de su fluidez ( $L_f$ ). Cada dato representa el promedio de al menos 5 experiencias realizadas bajo las mismas condiciones experimentales. El rango de dispersión fue del 5%.

Posteriormente las muestras se prepararon para análisis metalográfico. Se cortaron pequeñas probetas con una cortadora Buheler Isomet de disco de diamante a baja velocidad utilizando alcohol como lubricante. Las probetas se pulieron mecánicamente en una pulidora Prazis de plato horizontal con papel esmeril de granulometría 120, 400, 600 utilizando H<sub>2</sub>O como lubricante. Se continuó mediante un pulido con pasta de diamante desde 9 hasta  $1/4 \mu m$ , colocada sobre paños especiales en platos giratorios horizontales, utilizando alcohol como lubricante.



Figura 1: Equipo para ensayos de fluidez lineal de llenado por aplicación de vacío.

## Resultados y Discusiones

La TABLA 1 contiene la composición química de las aleaciones utilizadas en la investigación y los resultados de Largo de Fluidez ( $L_f$ ) obtenidos en los ensayos de fluidez lineal.

Los sistemas Al-Cu y Al-Ag presentan dos picos de fluidez: uno en el Al puro y el otro en la composición eutéctica. Las regiones entre estos dos picos tienen fluidez más baja. Este comportamiento, que es habitual en la mayoría de los sistemas binarios, no ocurre en el sistema Al-Si ya que el máximo de fluidez no se da para la composición eutéctica (Al-12%Si) sino cercana al 15%Si.

Esto fue observado por diversos autores y se atribuye al efecto del Si<sup>(10-12)</sup>. Su calor latente de fusión es uno de los más altos de todos los elementos naturales, es aproximadamente 5 veces mayor que el del Al y es el que contribuye a mantener el tiempo de vida del flujo líquido<sup>(3,13)</sup>.

TABLA 1. Fluidez de las aleaciones utilizadas en la investigación con  $\Delta P = 5 \text{ mmHg}$  y  $\Delta T = 20^\circ \text{C}$ .

Aleación	$L_f$ (cm)	Tipo eutéctico / Morfología
Al 99.99%	20.0 ± 1.5	
Al-1%Co	14 ± 1	Irregular / f-nf
Al-6.1%Ni	17 ± 1	Irregular / f-nf
Al-7%Si hipoeutéctica	16 ± 1	
Al-12%Si	20.0 ± 1.5	Irregular / f-nf
Al-14.5%Si hipereutéctica	36 ± 2	
Al-15%Cu hipoeutéctica	13 ± 1	
Al-33%Cu	33 ± 2	Regular / nf-nf
Al-40%Cu hipereutéctica	15 ± 1	
Al-60%Ag hipoeutéctica	13 ± 1	
Al-70%Ag	23.0 ± 1.5	Regular / nf-nf
Al-80%Ag hipereutéctica	10 ± 1	
Al-27.5%Cu-5%Si	39 ± 2	Eutéctico Ternario
Al-32%Ag-20%Cu	13 ± 1	Eutéctico Ternario

El análisis metalográfico realizado sobre las muestras obtenidas indicó que:

- Los eutécticos AlCu y AlAg presentan una estructura laminar de dos fases,  $\alpha$ -Al con Al<sub>2</sub>Cu ó Ag<sub>2</sub>Al respectivamente, característica de los eutécticos con morfología de crecimiento regular del tipo no facetado-no facetado.
- Los eutécticos AlSi, AlCo y AlNi presentan una morfología, del tipo facetada-no facetada, correspondiente a eutécticos irregulares, donde la

fase facetada es el Si,  $\text{Co}_2\text{Al}_9$  y  $\text{Al}_3\text{Ni}$  respectivamente.

Las Figuras 2 a y b) presentan microestructuras típicas de eutécticos regulares e irregulares, correspondientes a los sistemas AlCu y AlSi, de muestras obtenidas. La microestructura de crecimiento correspondiente al eutéctico AlCu consiste de dos fases no facetadas como lo muestra la Figura 2a). La microestructura correspondiente al eutéctico AlSi consiste de una fase facetada, la fase rica en Si, y una fase no facetada  $\alpha\text{-Al}$  como muestra la Figura 2b). La fase rica en Si crece preferencialmente en el líquido con un "halo" de fase  $\alpha\text{-Al}$ . Este tipo de crecimiento se observó también en la aleación eutéctica Al-1.8%Fe y Al-6.1%Ni.<sup>(14,15)</sup>

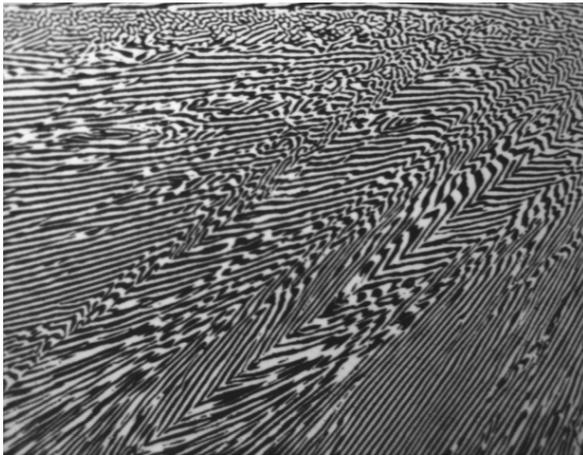


Figura 2a): Microestructura laminar no facetada-no facetada del eutéctico Al- $\text{Al}_2\text{Cu}$  (390X).

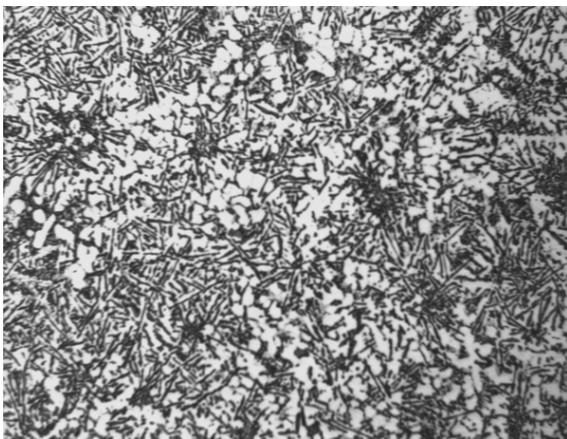


Figura 2b): Microestructura acicular facetada-no facetada del eutéctico AlSi (156X).

La Figura 3 muestra la comparación entre el Largo de Fluidez del Aluminio puro y el de las aleaciones eutécticas binarias, teniendo en cuenta su morfología.

Los eutécticos binarios regulares Al-Cu y Al-Ag presentan una fluidez mayor que la del Al puro y que la

de los eutécticos irregulares. A estos resultados se los relaciona con el modo de solidificación:

- Los eutécticos regulares, que solidifican con una interfaz plana como los metales puros, tienen buena fluidez.
- En los eutécticos irregulares la interfaz sólido-líquido no es plana, es irregular y el mecanismo de crecimiento de las fases facetadas cambia el comportamiento del flujo líquido dentro del canal de fluidez y por lo tanto presentan una fluidez mas baja que los eutécticos regulares.

Las aleaciones Al-27.5%Cu-5%Si y Al-32%Ag-20%Cu corresponden a las composiciones eutécticas ternarias de los sistemas AlCuSi y AlAgCu respectivamente. La aleación Al-27.5%Cu-5%Si presenta una estructura de tres fases  $\alpha\text{-Al}$ ,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y Si como se observa en la Figura 4.

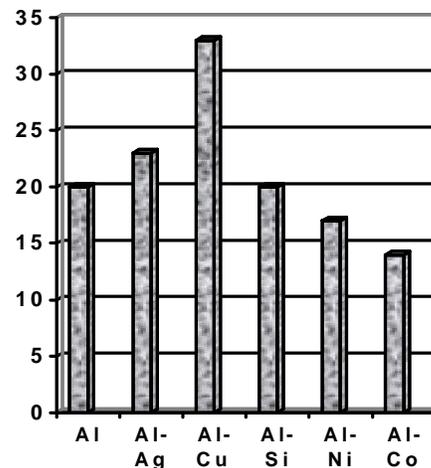


Figura 3: Comparación entre el Largo de Fluidez del Aluminio puro y el de las aleaciones eutécticas binarias, teniendo en cuenta su morfología.

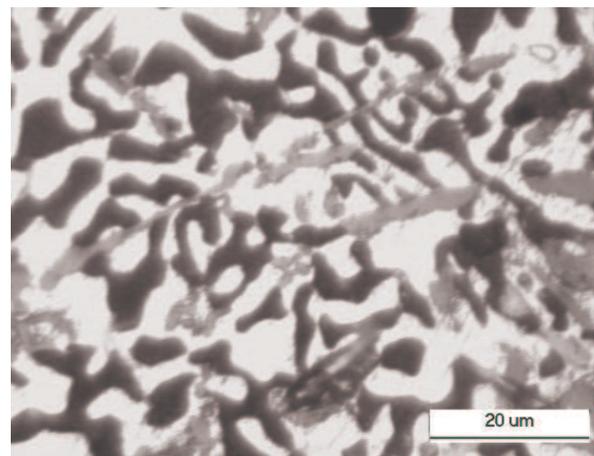


Figura 4: Micrografía óptica de la aleación Al-27.5%Cu-5%Si. Fase Blanca:  $\alpha\text{-Al}$ , negra:  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y gris Si.

La aleación Al-32%Ag-20%Cu presenta una estructura de dendritas de dos fases  $\alpha\text{-Al}$  junto con  $\text{AlAg}_2$

ó  $\text{Cu}_2\text{Al}$  unidas formando una cadena<sup>(16)</sup>. Este tipo de estructura se clasifica, en la literatura, como semirregular del tipo Brick y tiene una fluidez que es menor que la fluidez del eutéctico ternario  $\text{AlCuSi}$ , como se observa en la TABLA 1.

### Conclusiones

Los eutécticos binarios regulares fluyen más que los eutécticos irregulares debido al modo de solidificación. Los primeros solidifican con una interfaz plana como los metales puros y en los últimos la interfaz sólido-líquido es irregular.

De los eutécticos irregulares el que tiene mejor fluidez es el  $\text{Al-Si}$ , cuya fase facetada tiene un alto calor latente de fusión.

Los sistemas  $\text{Al-Cu}$  y  $\text{Al-Ag}$  presentan un máximo de fluidez en la composición eutéctica.

En el sistema  $\text{Al-Si}$  el máximo de fluidez se desplaza hacia las composiciones hipereutécticas ( $\text{Al-15\%Si}$ ) debido al alto calor latente de fusión de la fase facetada  $\text{Si}$ .

El eutéctico ternario del sistema  $\text{AlCuSi}$  presenta una fluidez mayor que la del eutéctico ternario del sistema  $\text{AlAgCu}$  debido al modo de solidificación y al alto calor latente de fusión de la fase facetada  $\text{Si}$  presente en su microestructura.

### Referencias

- 1.-M. C. Flemings, Solidification processing, McGraw-Hill Book Company, New York (1974).
- 2.-J.Campbell, Castings, Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford, U.K. (1991).
- 3.-O.Garbellini, H.Palacio and H.Biloni, Cast Metals, **3**, 2, 82 (1990).
- 4.-H.Biloni and W.J.Boettinger, Physical Metallurgy, Volume 1, Chapter 8. 4<sup>th</sup> edition. R.W.Cahn and P.Haasen editors. North Holland (1996).
- 5.-J.D.Hunt and K.A.Jackson, Trans. of the Metallurgical Society of AIME, **236**, 843 (June 1966).
- 6.-K.A.Jackson and J.D.Hunt, Trans. of the Metallurgical Society of AIME, **236**, 1129 (August 1966).
- 7.-R.Elliot, International Metals Reviews, 161 (September 1977).
- 8.-O.Garbellini, C.Morando, H.Palacio and H.Biloni, Int. Journal of Cast Metals Research, **17**, 1, 12 (2004).
- 9.-R. Aguilar Rivas and H. Biloni: Z.Metallk., **71**, 264 (1980).
- 10.-J.Cooksey, V.Kondic and J.Wilcock: Brit. Foundryman, **52**, 381 (1959).
- 11.-A.J.McParland: Third International Conference Solidification Processing, Sheffield (1987).
- 12.-G.Lang: Aluminium, **48**, 10, 664 (1972).
- 13.-C.Morando, O.Garbellini y H.Palacio, Anales IBEROMET VI, 61 (2000).

- 14.-K.Miwa, G.Yoshinari and T.Ohashi, J.Japan Inst. Met, **26**, 549 (1985).
- 15.-K.Miwa, G.Yoshinari and T.Ohashi, J.Japan Inst. Met, **49**, 1002 (1985).
- 16.-C.Morando, Tesis Doctoral, Depto. De Física, Fac. Cs. Exactas, UNCPBA (2004).