

FLUIDEZ DE ALEACIONES DE ALUMINIO

O.G.de Palacio (Universidad Nacional del Centro. Tandil)

T.Pérez (Departamento de Materiales , C.N.E.A.)

H.Biloni (LEMIT-CIC. La Plata).

RESUMEN: En este trabajo se presenta el estado actual del programa - que tiene por objeto el estudio de la fluidez en aleaciones de aluminio. Se analizó el largo de fluidez en función de la composición para el sistema Al-Cu con sobrecalentamiento de 20 y 40°C verificándose el desplazamiento del punto en el cual la fluidez comienza a ser mínima, respecto a la composición asociada al máximo rango de solidificación, ya encontrada por Rivas y Biloni.

Se estudió el efecto del agregado de terceros elementos (Fe, Mn y Si) a la aleación Al-10%Cu, para la cual la fluidez del sistema binario - corresponde al mínimo. En los tres sistemas la fluidez decrece hasta un mínimo con el agregado de un tercer aleante.

Alluminum Alloy Fluidity

SUMMARY: Current results connected with the Project on fluidity under way are presented in this paper. The influence of copper concentration on the fluidity of the Al-Cu system was analysed, with superheating at 20 and 40°C. The displacement of the beginning of the minimum fluidity with respect to the composition associated with the maximum-solidification range was verified, which had been previously observed by Rivas and Biloni.

The effect of adding a third alloying element (Fe, Mn and Si) on the fluidity of an Al-10%Cu alloy fluidity was studied. In the three ternary systems analysed the fluidity presents a minimum for a particular alloy composition.

INTRODUCCION

Para el metalurgista, la fluidez es una propiedad que define la capacidad de un metal o aleación de reproducir las cavidades de un molde. A escala de laboratorio los sistemas para evaluarla varían en algunas de sus características pero se basan en un principio común: el metal es forzado a fluir en un canal de pequeña sección transversal y el largo obtenido, una vez concluida la solidificación, es la medida de la fluidez.

El proceso de solidificación que tiene lugar en el canal de fluidez, está condicionado por variables relacionadas con las propiedades físicas del metal, tales como, calor latente de fusión, densidad, composición química, etc., también tienen influencia las características del equipo utilizado, por ejemplo el coeficiente de extracción calórica en la interfaz metal/molde (h_i); y otras variables externas, tales como el sobrecalentamiento del metal por encima de la temperatura de líquidus (ΔT) o la presión efectiva de colada (ΔP). Diversos autores han estudiado el efecto de dicho conjunto de variables sobre la fluidez (1), (2).

Biloni y coautores (3), (4), (5), analizaron la naturaleza de esta propiedad mediante experiencias en las cuales se evalúa el largo de fluidez (L_f) en función del tiempo (t), para Al y aleaciones Al-Cu. Comparan sus resultados con los existentes en la literatura a fin de poder explicar la forma de las curvas $L_f = f(t)$ en función del sobrecalentamiento, presión metalostática y coeficiente de transferencia calórica. Surge así que de los dos estados que presenta la curva, el primero, que constituye un gran porcentaje del largo de fluidez, depende exclusivamente de las tres variables arriba mencionadas. El estado II, es el que realmente refleja la capacidad de fluir del metal o aleación, toda vez que corresponde al flujo con sobrecalentamiento nulo, para una dada presión metalostática, son las características intrínsecas de la aleación y el coeficiente de extracción calórica los que determinan su longitud. En base a los resultados de estas investigaciones, Morales y coautores (3) proponen el siguiente modelo para el mecanismo de solidificación del metal líquido dentro del canal de fluidez (Fig. 1): el metal que entra al canal pierde su sobrecalentamiento a través de la paredes del molde, hasta un punto donde comienza la solidificación (región I), en la re

gión II la solidificación tiene lugar en presencia de un sobrecalentamiento decreciente hasta un punto en el cual se hace cero (L_C). La región III corresponde a la coexistencia de líquido y sólido sin sobrecalentamiento. El cierre de la vena líquida se produce en L_C ; en el caso de aleaciones diluídas por colisión de la estructura columnar dendrítica que crece desde las paredes del molde. Para aleaciones concentradas el cierre se produce por choque de los columnares con granos equiaxiales, generados por multiplicación, que aparecen en el centro del canal. El modelo fue verificado por Rivas y Biloni (5), mediante el análisis metalográfico de las estructuras obtenidas.

Los mismos autores (4) estudiaron el efecto del h_i y la composición química para aleaciones Al-Cu en el rango 0.33%Cu. La disminución del h_i del molde por recubrimiento con pintura de óxido de zirconio (Fig. 2 A y B), produce el incremento del largo de fluidez. Dicho incremento se debe a que el tiempo de cierre de la vena líquida es mayor, ya que el espesor solidificado bidireccionalmente es función del h_i (3).

En lo referente a la variación con la composición química, la forma de las curvas obtenidas para dos valores del h_i , con sobrecalentamiento nulo y ΔP constante, fue análoga. Con ambas condiciones de extracción calórica se produce una continua disminución del largo de fluidez a medida que aumenta el rango de solidificación; luego se mantiene constante en un valor mínimo para composiciones entre 9 y 17% de Cu, aumentando abruptamente desde el 17% hasta la composición eutéctica. Debe puntualizarse que en todas las curvas obtenidas, el mínimo valor de fluidez comienza a presentarse a una concentración de soluto mayor que la correspondiente al máximo rango de solidificación en el diagrama de equilibrio.

El presente trabajo es continuación de los anteriormente mencionados y tiene como objetivos fundamentales:

- a) Verificar y explicar el desplazamiento del mínimo de fluidez respecto de la composición asociada al máximo rango de solidificación, para el sistema Al-Cu.

Dado que las experiencias anteriores (4) se efectuaron con sobrecalentamiento nulo, lo cual implica la entrada al canal de sólidos iniciales producidos en el crisol que podrían afectar la fluidez, como primera etapa se analizó el efecto del sobrecalentamiento sobre la fluidez de la aleación Al-Cu. Empleando valores de ΔT que asegu-

rasen la inexistencia de iniciales, volvió a determinarse la curva L_f , vs % Cu, con molde desnudo.

- b) Análisis del efecto del agregado de terceros elementos sobre la fluidez de la aleación Al.10%Cu

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se empleó un equipo para ensayos de fluidez lineal, de llenado por aplicación de vacío (Fig. 3) el mismo consta de dos placas paralelas de cobre, en una de las cuales se maquinó un canal de sección rectangular por donde fluye el metal. La diferencia de presión aplicada se midió con un manómetro diferencial que permitía apreciar hasta 0,5mm de Hg; la constancia de ΔP durante el ensayo se aseguró mediante un recipiente que actúa como pulmón interpuesto en la línea. El sistema de medición de temperatura consiste en una termocupla de cromel-alumel protegida por un tubo de cuarzo y un termómetro digital, cuya precisión es de 0,5°C. Los ensayos se efectuaron a ΔP constante de 15mm de Hg, en un molde de cobre pulido hasta esmeril 600 ($h_i = 5 \cdot 10^3 \text{ JS}^{-1} \text{ m}^{-2} \text{ }^\circ\text{K}^{-1}$ (6)). Las aleaciones utilizadas se prepararon a partir de aleaciones madres con metales de 99,99% de pureza. Los valores correspondientes a cada punto representado corresponden al valor medio de 6 ensayos idénticos, como mínimo.

Las probetas para examen metalográfico fueron cortadas longitudinalmente y pulidas hasta pasta de diamante de 1/4.

RESULTADOS Y DISCUSION

- a) Efecto del sobrecalentamiento

Se determinó el largo de fluidez en función del sobrecalentamiento para las siguientes aleaciones: Al-2%Cu; Al-5%Cu; Al-10%Cu y Al-10%Cu-0,2%Mn (Fig. 4). Las curvas correspondientes presentan dos estados. En el primero, que se extiende entre $\Delta T = 0^\circ\text{C}$ y $\Delta T = 5$ a 12°C , dependiendo de la aleación, el largo de fluidez aumenta rápidamente; en el estado 2 el incremento es suave y lineal. Este resultado concuerda con los obtenidos por Fissolo, Gino y Biloni (7) para el flujo de aluminio a través de canales cerrados. En la Fig. 5 a y b se presentan las microestructuras correspondientes a la aleación

Al-10%Cu-0,2%Mn, con $\Delta T = 0$ y 40°C respectivamente. La micrografía correspondiente a 0°C presenta una estructura de dendritas finas y gruesas, análoga a la obtenida por Rivas con ΔT nulo (4). Las dendritas gruesas se formaron en el crisol, o en el trayecto de entrada al canal, debido al sobrecalentamiento bajo a nulo. A medida que ΔT aumenta, el porcentaje de sólidos iniciales disminuye, resultando nulo a partir de $\Delta T = 40^\circ\text{C}$.

A fin de evitar la presencia de gran proporción de dichos sólidos, lo cual implicaría no estar evaluando exclusivamente la fluidez del metal líquido, se decidió adoptar en todos los ensayos posteriores sobrecalentamientos no menores de 15°C , asegurando así estar trabajando en el segundo estadio de la curva.

b) Efecto del contenido de cobre

Con el objeto de eliminar el posible efecto de la presencia de sólidos iniciales sobre la curva L_f vs. %Cu, y en particular sobre la posición del mínimo largo de fluidez, se efectuaron determinaciones variando la composición química entre 2 y 17% de Cu, con sobrecalentamientos de 20 y 40°C . Los resultados obtenidos se presentan en la Fig. 2 C y D respectivamente. Como en otros sistemas eutécticos (8) (9), la adición de elementos aleantes al Al puro produce una rápida disminución de la fluidez, se presenta un mínimo (10-17%Cu) y luego un incremento abrupto hasta la composición eutéctica. Con los dos valores de sobrecalentamiento ensayados vuelve a presentarse un desplazamiento de la composición en la que comienza a ser mínima la fluidez respecto a la composición asociada al máximo rango de solidificación. Dicho desplazamiento puede explicarse teniendo en cuenta que en todos los ensayos efectuados, dadas las condiciones de extracción calórica, la solidificación tiene lugar lo suficientemente rápido como para no ajustarse al diagrama de equilibrio, sino a un diagrama metaestable. Una solidificación rápida (10) puede retardar el crecimiento de la segunda fase, produciendo el desplazamiento del eutéctico hacia abajo y a la derecha respecto de su ubicación en el diagrama de equilibrio (Fig. 6). Por ende en esas condiciones el máximo rango de solidificación también se desplazará hacia la derecha.

c) Efecto de la adición de terceros elementos:

En las Figs. 7, 8 y 9 se presenta el largo de fluidez en función de los porcentajes de Fe, Mn y Si respectivamente, así como las curvas de líquidus asociadas a cada sistema ternario (11) (12) (13).

La adición de Fe disminuye el largo de fluidez, presentando un mínimo, con 32% de reducción respecto del Al-10%Cu, cuando el agregado de Fe es de 1%; las aleaciones cuya composición se aproxima a la del valle de líquidus presentan mejor fluidez.

El efecto de Mn es similar al del Fe, lo cual es esperable dada la semejanza de los diagramas de equilibrio. Para este sistema el mínimo se presenta con 0,5%Mn y corresponde a una disminución del 24%.

En el sistema Al-10%Cu-Si la reducción es mucho menos marcada, siendo el valor máximo del orden del 9%. En los tres sistemas en estudio los rangos de composiciones analizados están fuera de la región de solubilidad sólida en fase aluminio, dada por el diagrama de equilibrio. La presencia de mínimos podría explicarse considerando que dadas las condiciones de extracción calórica, la solidificación tiene lugar en condiciones de no equilibrio, siguiendo un diagrama metaestable, en el cual la zona de solubilidad sólida es más extensa (área delimitada por línea de puntos en la Fig. 10). En estas condiciones las aleaciones con composiciones ubicadas en la recta $\bar{12}$ (Fig. 10), presentarían rangos de solidificación crecientes y, por ende, fluidez decreciente.

CONCLUSIONES

-Se comprueba la influencia de sólidos iniciales, provenientes del crisol o del canal de entrada, sobre la fluidez. La curva L_f vs ΔT presenta dos estados con marcada diferencia de pendiente. Dicho cambio se presenta para sobrecalentamientos de 5 a 12°C, asociado a una drástica reducción en el contenido de iniciales.

-La curva de fluidez en función del contenido de cobre para la aleación Al-Cu, con sobrecalentamientos de 20 y 40°C, presenta un mínimo entre 10 y 17%Cu, aumentando luego la fluidez hasta el eutéctico.

Se verifica el desplazamiento hacia la derecha del mínimo de fluidez respecto a la composición con máximo rango de fluidez.

-El agregado de terceros elementos produce una disminución de la fluidez. Las curvas correspondientes presentan un mínimo.

-Se considera que dadas las condiciones de extracción calórica - la solidificación tiene lugar, en todos los casos, según diagramas - metaestables; esto permitiría explicar, tanto el desplazamiento mencionado en el punto 2, como la aparición de mínimos en los sistemas - ternarios.

Dicha hipótesis se verificará efectuando ensayos en condiciones - lo más cercanas posibles a la de equilibrio.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido parcialmente financiado por la Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires (CIC) y - el Proyecto Especial de Aluminio y Cobre OEA-CNEA.

REFERENCIAS

1. M Flemings, R.F. Mollard y H. Taylor. Trans AFS, 69, 1961, 566
2. A.R. Rabinovich. Russian Casting Production, 1967, 276.
3. A. Morales, J. Fissolo y H. Biloni. "On the nature of the fluidity property" Z.F. Metall, (1977).
4. A. Rivas y H. Biloni "Fluidity of Al-Cu Alloys with Zero Superheat", Z. Metallkde Vol. 71 (4), (1980), 264-268.
5. Z. Rivas y H. Biloni. "Veinllosing Mechanism in Fluidity Test of Dilute Al-Cu Alloys"; Z. Metallkde, Vol. 71 (5), (1980), 309-311.
6. M. Prates y H. Biloni. Met Trans 3 (1972).
7. J. Fissolo, Gino y H. Biloni. "Flujo de Al a través de canales cerrados". PMM C 135. Bs. As. (1974).
8. Dewsnap y Devenport. "Casting Fluidity of Lead-Antimony Alloys". JIM, 1975.
9. The Fluidity of a Series of Mg-alloys. AFS Trans (1967).
10. M. Flemings. "Solidification Processing", Materials Science and Engineering Series, Mc Graw Hill, (1974).
11. L.F. Moldolfo. Aluminum Alloys Structure and Properties, (1979).
12. M. Day y H. Philips, JIM, 1959
13. H. Philips. "Annotated Equilibrium Diagrams of Some Al Alloys - Systems", JIM, (1959).

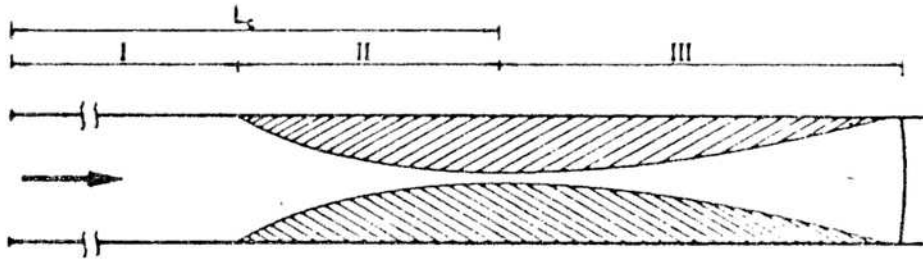


FIGURA 1. Representación esquemática de la solidificación en el canal.

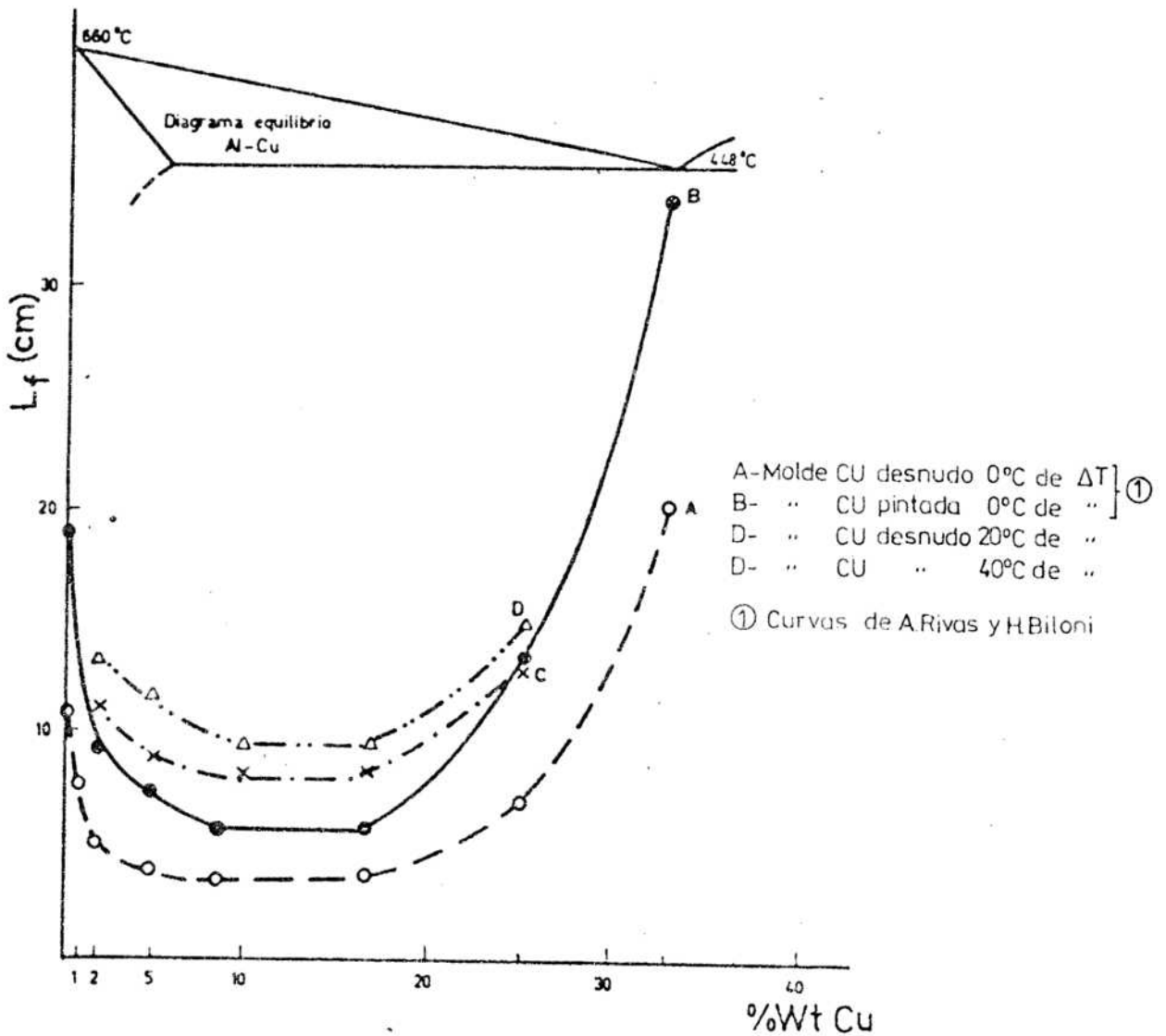


FIGURA 2. Variación del largo de fluidez en función de la cantidad de soluto de aleaciones Al-Cu con diferentes coeficientes de extracción calórica en la interfaz metal-molde (h_i) y diferentes sobrecalentamientos (ΔT).

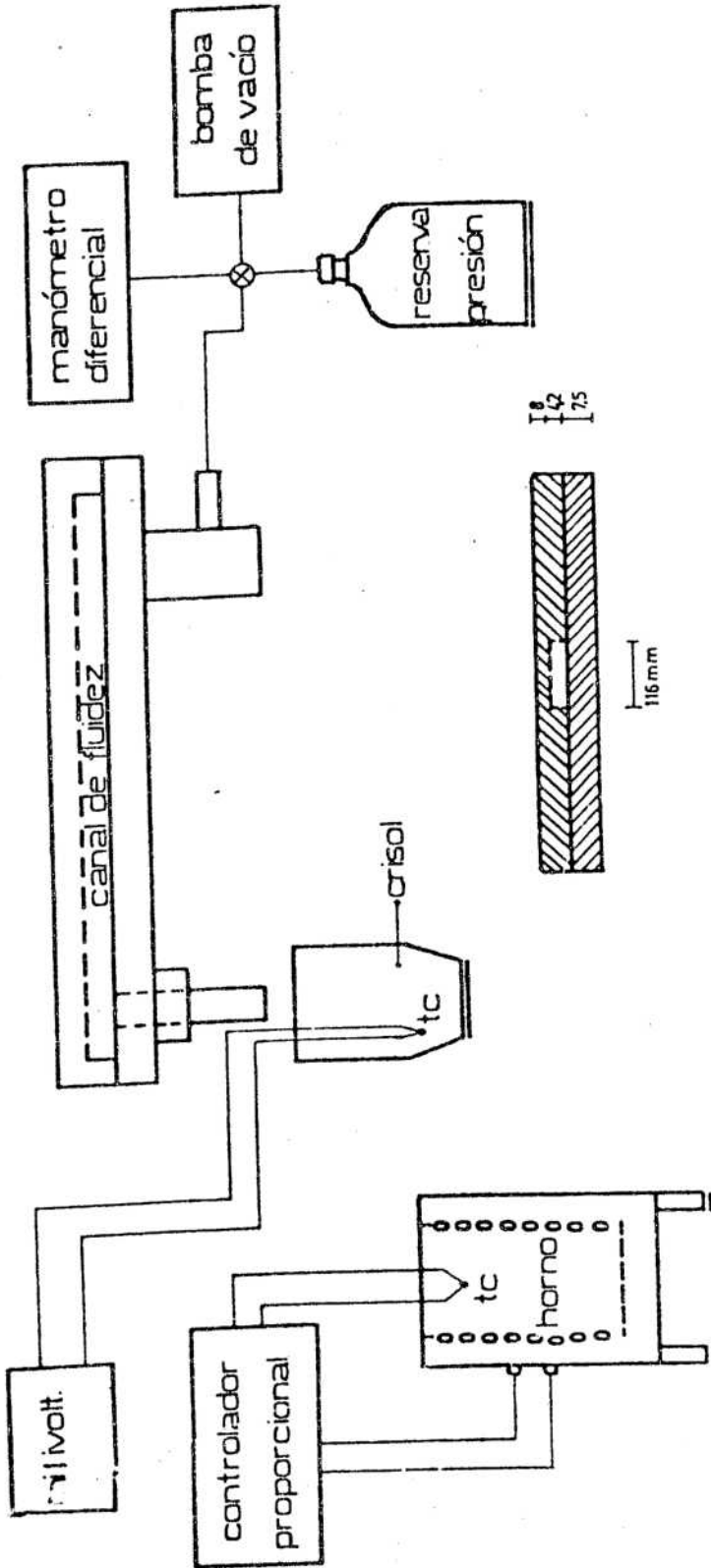


FIGURA 3. Equipo para ensayos de fluidez lineal

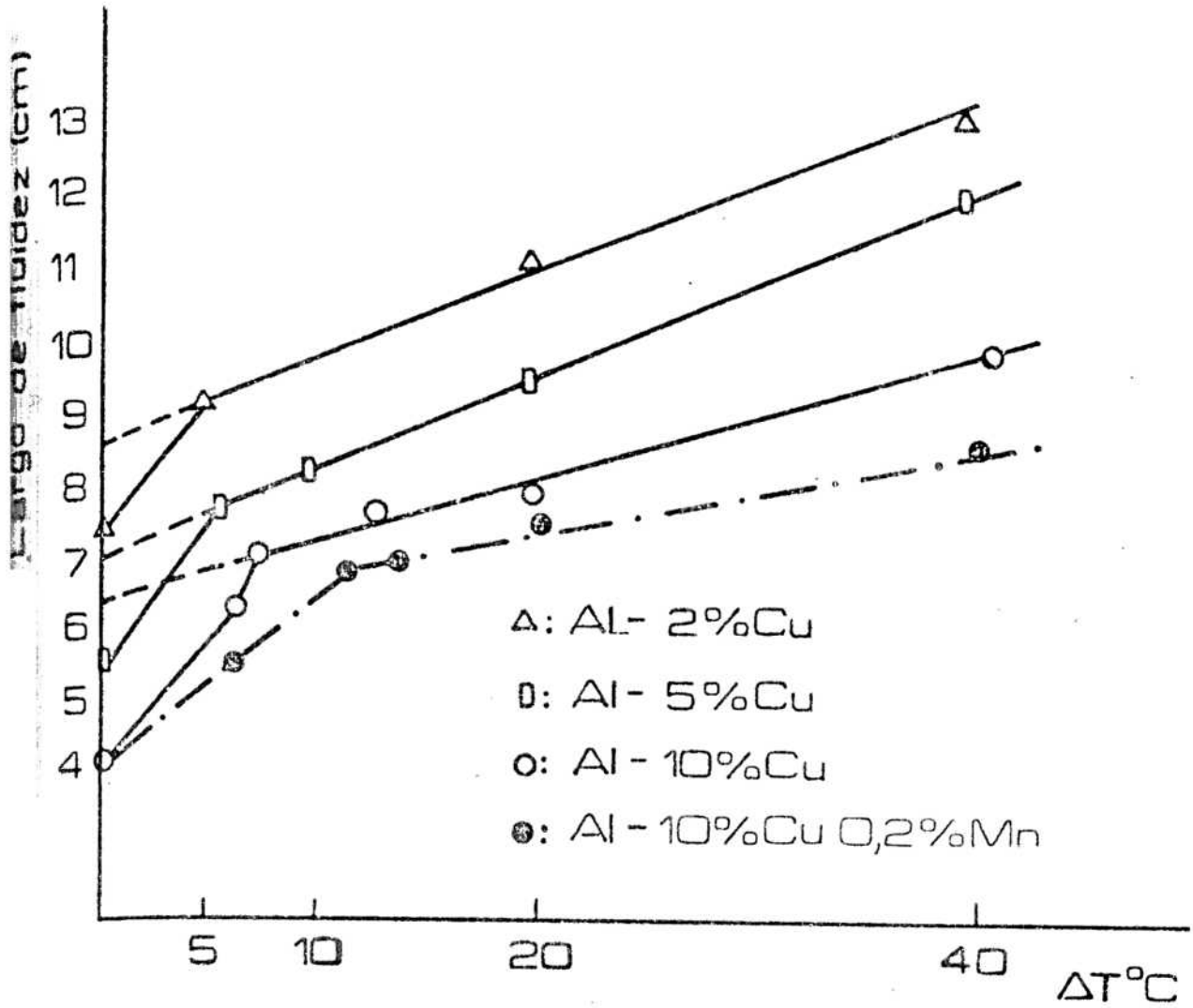


FIGURA 4. Largo de fluidez en función de ΔT para aleaciones de Al-Cu y Al-10%Cu-0,2Mn.

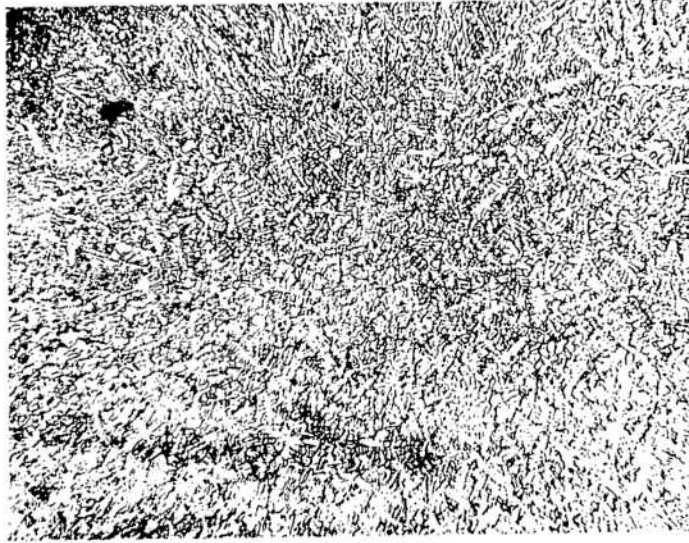


FIGURA 5a. Microestructuras de probetas de Al-10%Cu-0,2Mn
 $\Delta T = 0^{\circ}\text{C}$ (35x)

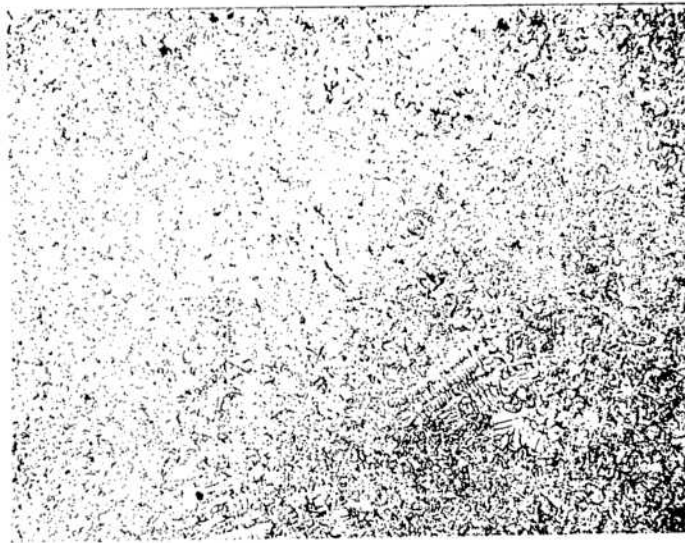


FIGURA 5b. Microestructuras de probetas Al-10%Cu-0,2Mn
 $\Delta T = 40^{\circ}\text{C}$ (30x)

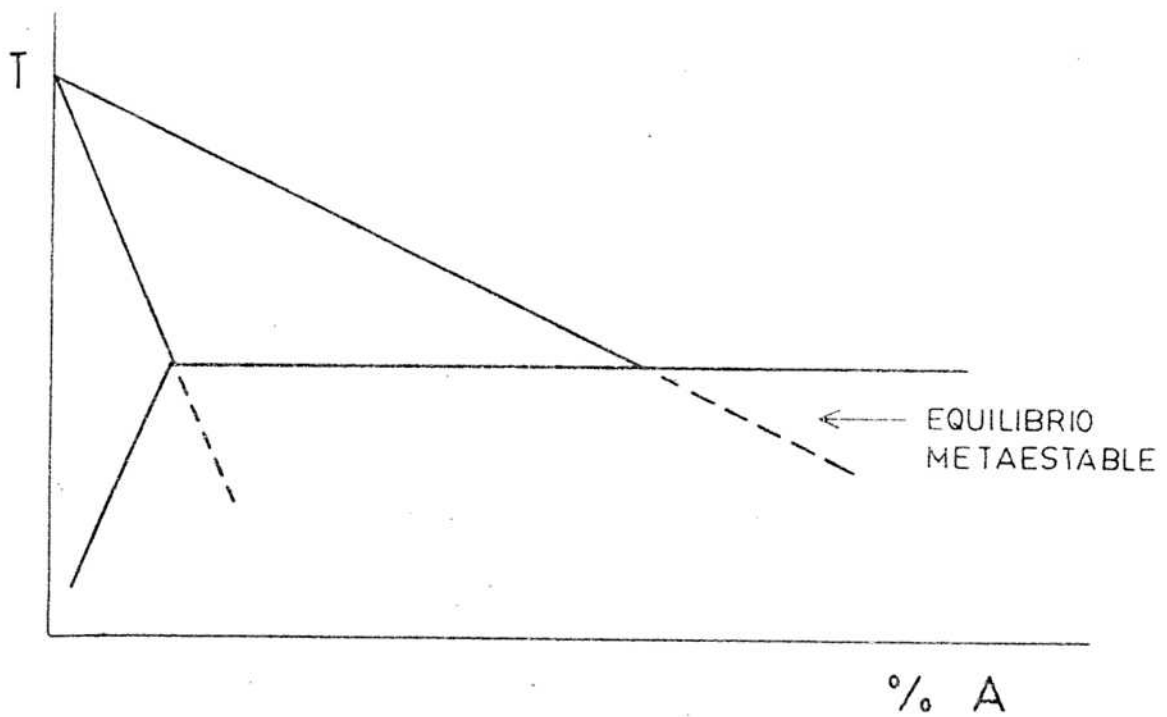


FIGURA 6. Esquema de un diagrama de fase eutéctica; equilibrio metaestable sólido-líquido.

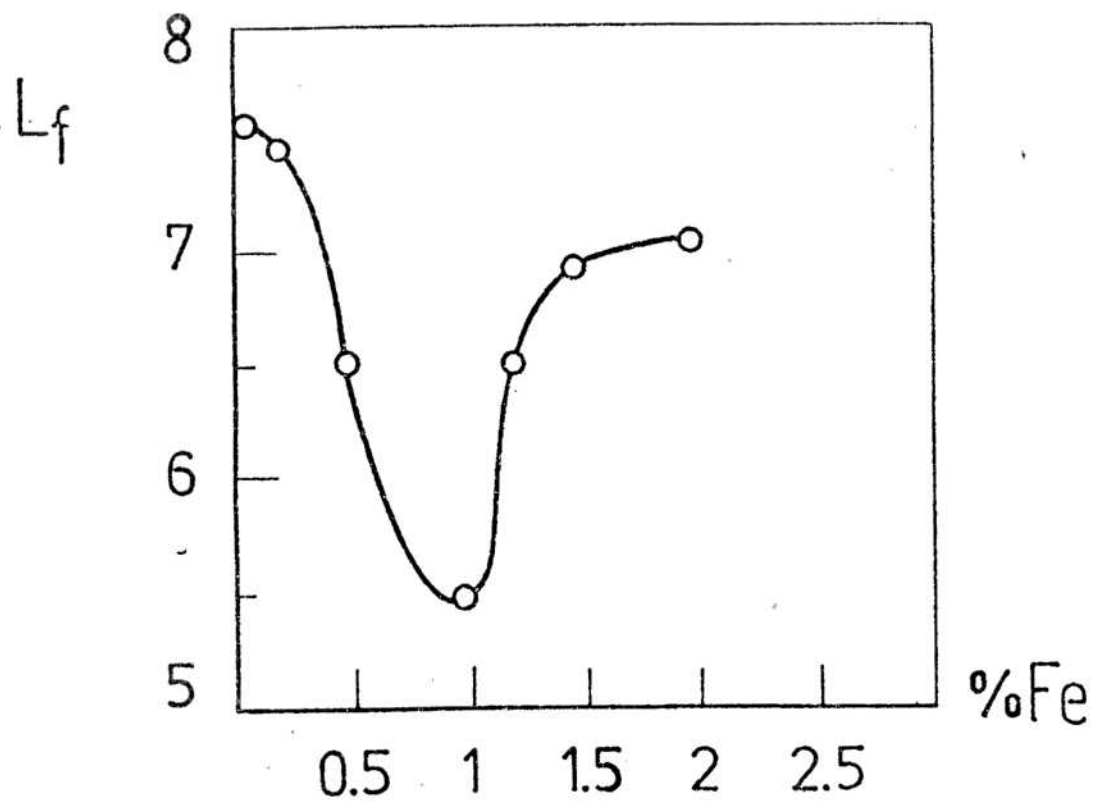
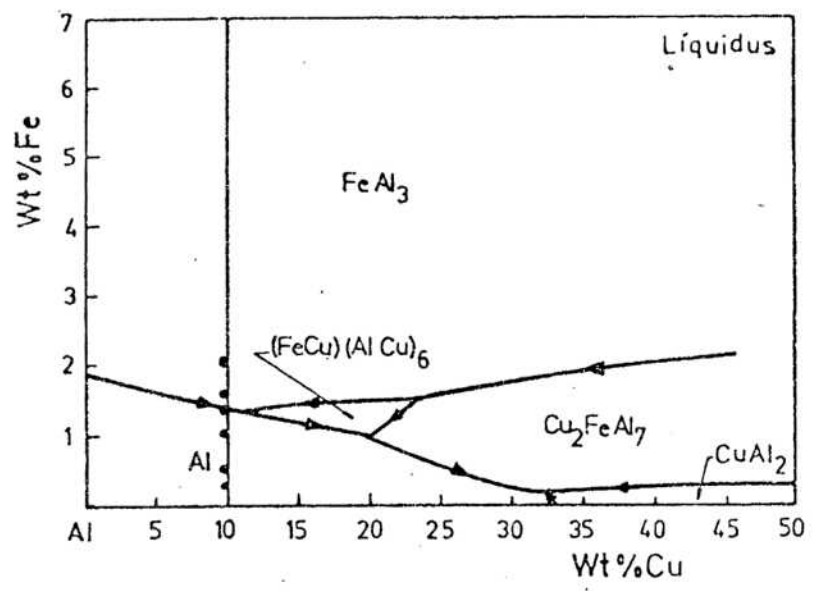


FIGURA 7. Efecto del Fe sobre la fluidez de aleación Al-10%Cu. Ensayos realizados a 15°C de sobrecalentamiento y 15 mm de Hg de presión de colada.

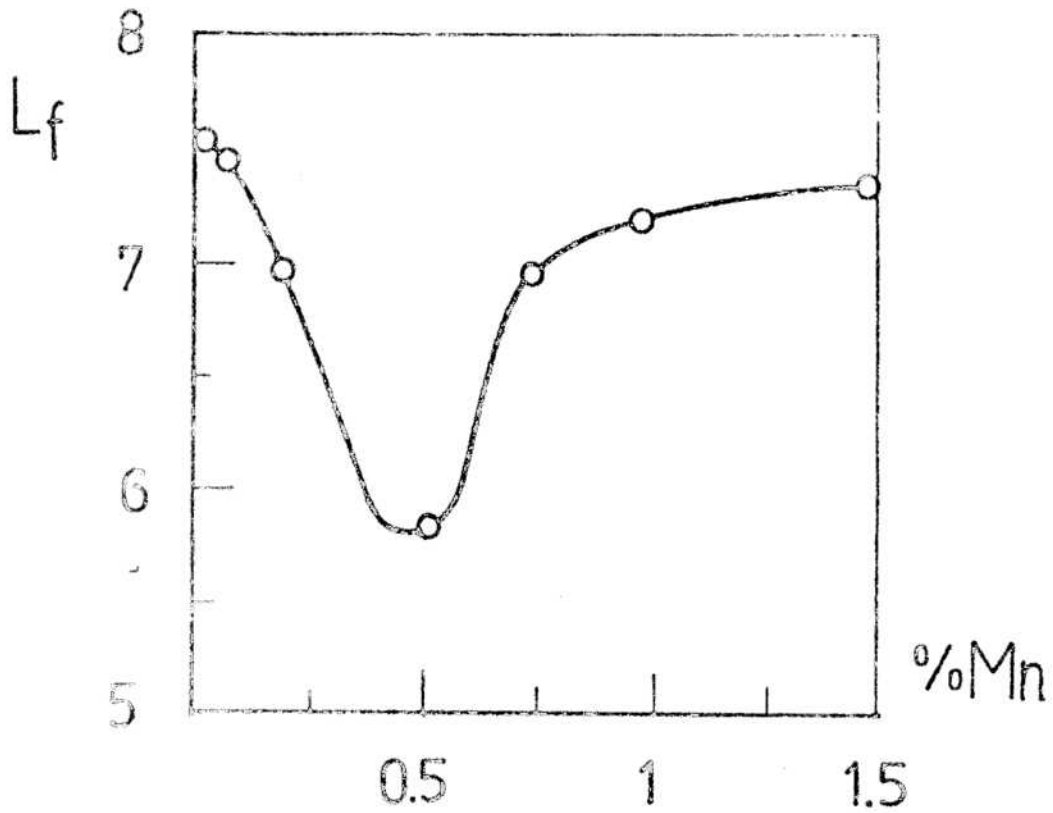
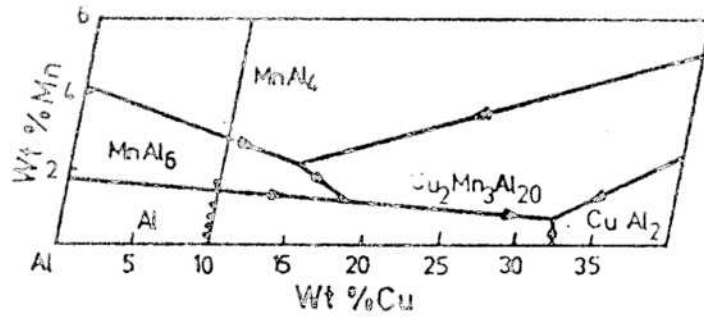


FIGURA 8. Efecto del Mn sobre la fluidez de aleación Al-10%Cu. $\Delta T = 15^\circ C$ y $\Delta P = 15mm$ de Hg.

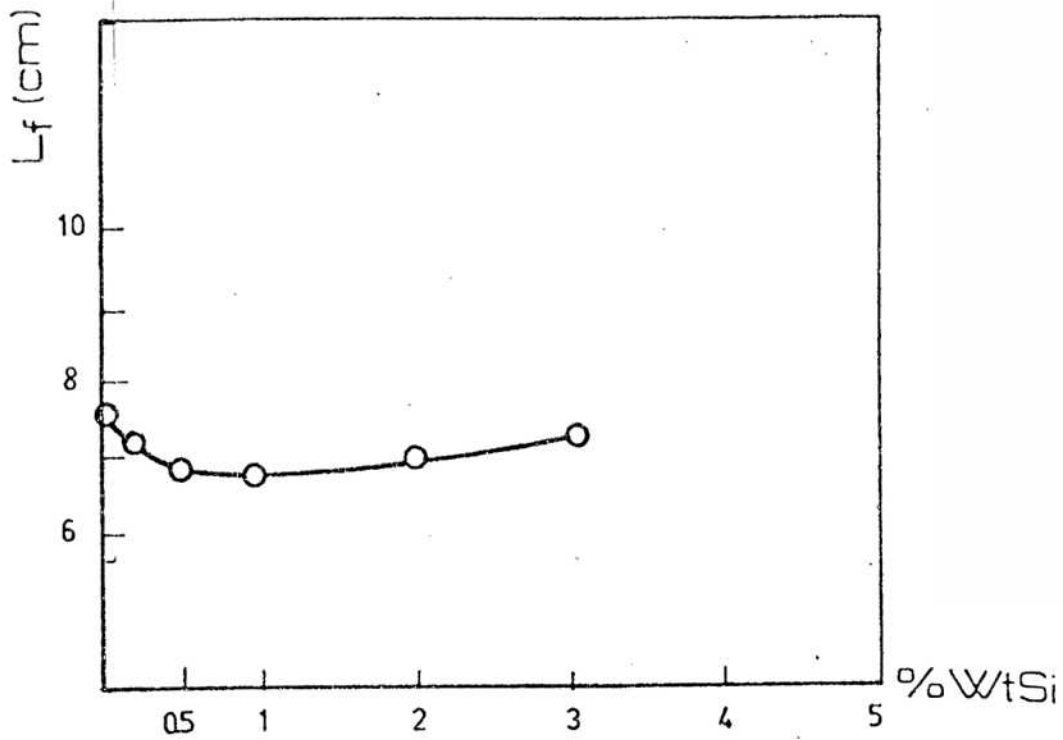
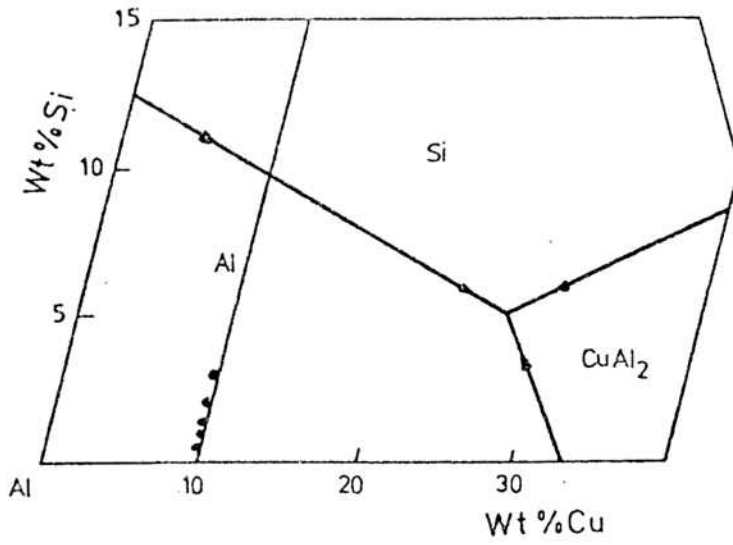


FIGURA 9. Efecto del Si sobre la fluidez del Al-10%Cu.
 $\Delta T = 15^\circ C$; $\Delta P = 15$ mm de Hg.

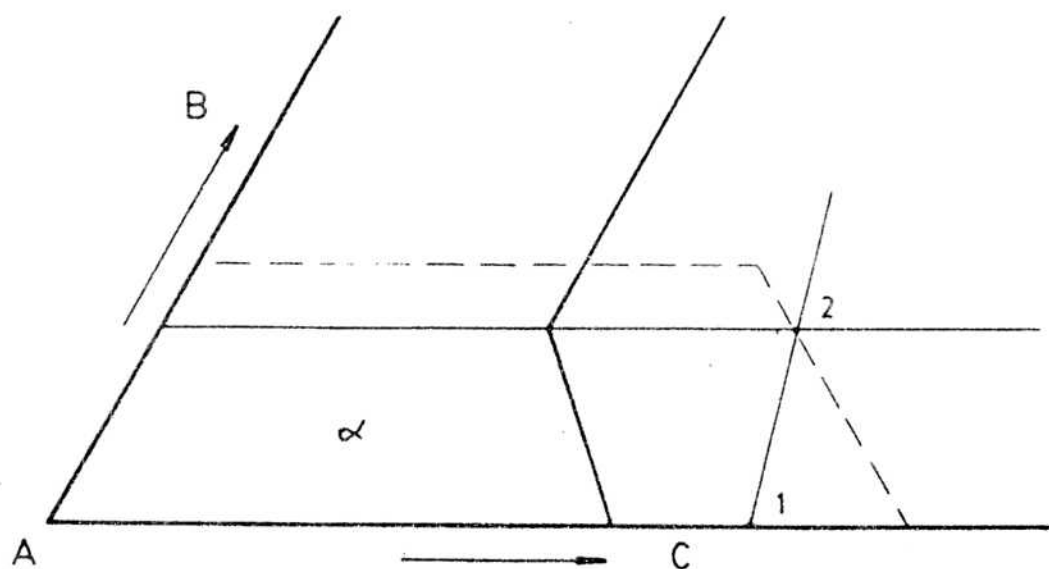


FIGURA 10. Esquema de un diagrama ternario; posible desplazamiento de la zona de solubilidad sólida.