

UNIVERSIDAD DE SAN CARLOS DE GUATEMALA

FACULTAD DE INGENIERÍA



**EI MECANISMO DE CIERRE DE LA VENA FLUIDA DURANTE LOS ENSAYOS
DE FLUIDEZ DE ALEACIONES Al-Cu DILUIDAS**

PROYECTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA

Guatemala, junio de 2011

ROBERTO ALEJANDRO AGUILAR RIVAS

El Mecanismo de Cierre de la Vena Fluida Durante los Ensayos de Fluidéz de Aleaciones Al-Cu Diluidas

Roberto A. Aguilar Rivas* y Heraldo Biloni**

(*Universidad de San Carlos, Guatemala, **Programa Multinacional de Metalurgia OEA-CNEA, Buenos Aires, Argentina).

Resumen

El mecanismo de solidificación propuesto por Morales, Fissolo y Biloni⁷, como una explicación de los resultados de ensayos de fluidéz, en metales puros, se investiga en aleaciones Al-Cu utilizando datos de experiencias en un canal de fluidéz lineal y diferentes sobrecalentamientos. Las macroestructuras y las subestructuras de segregación resultantes de las secciones longitudinales de las muestras, proporcionan evidencias de dicho mecanismo y permiten la determinación de la posición de la "longitud crítica". La inestabilidad de la interfase sólido-líquido de las aleaciones diluidas propicia el mecanismo de multiplicación, dado que el líquido fluye a través de la misma. De esta manera, la fragmentación cristalina revela el perfil de solidificación que ha sido propuesto.

Abstract

Vein Closing Mechanism in Fluidity Tests of Dilute Al-Cu Alloys

The vein closing mechanism proposed by Morales, Fissolo and Biloni⁷, as an explanation for the results of fluidity tests on pure metals, is investigated in Al-Cu alloys using data from tests with a linear fluidity channel and different superheats. The resulting macrostructure and of the segregation substructure of longitudinal sections of the samples give support to that mechanism and allows a determination of the "critical length". The instability of the solid-liquid interface of the dilute alloys allows a multiplication mechanism whereby the liquid flows in front of it. In this way cristal fragmentation reveals the solidification profil which has been proposed.

Palabras clave: Fluidéz, mecanismos de solidificación, fragmentación cristalina, macroestructuras, subestructuras de segregación.

Introducción

Los trabajos^{1,7}, citados en las referencias, proporcionan detalles de la naturaleza de la fluidéz de aleaciones Al-Cu. Las principales variables analizadas fueron la presión metalostática, el sobrecalentamiento y el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal molde, hi. Morales y coautores⁷, postularon un mecanismo para la estrangulación de la vena líquida en Al 99.99% de pureza, por medio del análisis del proceso de solidificación en canales de fluidéz lineal, en términos de "gráficas de flujo" obtenidas experimentalmente. Posteriormente, Aguilar Rivas y Biloni¹, proporcionaron información sobre las relaciones entre la longitud de fluidéz, Lf, la cantidad de soluto en las aleaciones Al-Cu, dos valores del coeficiente de transferencia calórica y sobrecalentamiento cero. Estos resultados sugieren que el rango de solidificación, así como la morfología de la interfaz sólido-líquido juegan un rol determinante en la definición de la longitud de fluidéz.

Por otro lado, Biloni y coautores^{2,3}, obtuvieron información sobre los mecanismos de solidificación y la historia térmica de las fundiciones, a través del estudio metalográfico de las subestructuras de segregación. Tomando en

cuenta la solidificación bidireccional existente en el canal de fluidez, se espera que un análisis metalográfico minucioso de las muestras, valiéndose de la existencia de dichas subestructuras, proporcione suficiente información sobre los mecanismos de solidificación que bloquean el flujo del líquido y definen la longitud de fluidez. El presente análisis de aleaciones Al-Cu diluidas es el primer intento mediante el empleo de tal procedimiento.

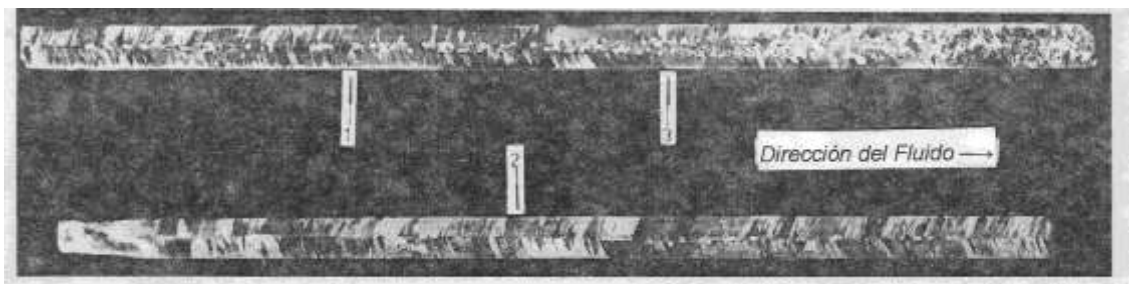
Técnicas Experimentales

Se empleó el sistema de vacío y el canal de fluidez lineal que se describen en la referencia¹. La aleación utilizada fue Al 0.5% Cu, siendo ambos componentes de 99.99% de pureza. Los ensayos fueron realizados con tres sobrecalentamientos diferentes: 20°C, 30°C y 40°C. Las paredes del canal se pulieron hasta papel esmeril 600 y no se utilizó ningún tipo de recubrimiento. La presión efectiva de colada fue $\Delta P = 19.95$ mbar. Las probetas obtenidas fueron cortadas longitudinalmente, pulidas por electrólisis, y, finalmente, atacadas con el reactivo Keller de manera de poder detectar las macroestructuras y las subestructuras de segregación, empleándose diferentes tiempos de ataque para cada caso particular.

Tabla I. Valores de la longitud de fluidez L_f , y la longitud crítica L_c para diferentes ensayos de fluidez desarrollados con presión metalostática constante de $\Delta P = 19.95$ mbar y diferentes sobrecalentamientos (ΔT).

ΔT (°C)	L_f (cm)	$L_f - L_c$ (cm)
20	12.00	5.70
30	17.30	5.99
40	21.60	5.68

Fig. 1. Macroestructura de una probeta de fluidez con sobrecalentamiento $\Delta T = 30^\circ\text{C}$. (El punto 1 corresponde a L_c , y los puntos 2 y 3 corresponden a las microestructuras que se muestran en la figura 2). 1.85 x.



Resultados

La tabla I resume los resultados obtenidos con tres grupos de ensayos colados con sobrecalentamientos de 20°C, 30°C y 40°C. La dispersión de los resultados fue muy baja. Cada valor en la tabla es el promedio de cuatro experimentos. L_f es la longitud de fluidez, L_c es la "longitud Crítica" definida por Morales y coautores⁷, y, fue medida en el punto de las muestras en donde los granos equiaxiales comienzan a interrumpir continuamente el crecimiento de los granos columnares. En la figura 1 correspondiente a una probeta colada con 30°C de sobrecalentamiento se señala dicho punto por medio de una flecha. En la tabla I se puede observar que la expresión propuesta por Morales y coautores¹:

$$L_f - L_c = \text{constante} \quad (1)$$

es válida para los diferentes sobrecalentamientos empleados durante los experimentos. Las figuras 2a, b y c proporciona detalles de las subestructuras de segregación correspondientes a las diferentes partes de la probeta de la figura 1: esto es, a la parte en donde solamente aparecen granos columnares, el punto donde L_c fue medido, y, finalmente, a la región en donde una bien desarrollada estructura de granos equiaxiales coexiste con la zona columnar.

Fig. 2a. Punto 1: se observan los primeros granos equiaxiales que definen la Long. Crítica
Fig. 2b. Punto 2: granos columnares
Fig. 2c. Punto 3: Crecimiento columnar bloqueado por la zona equiaxial
(24 x)



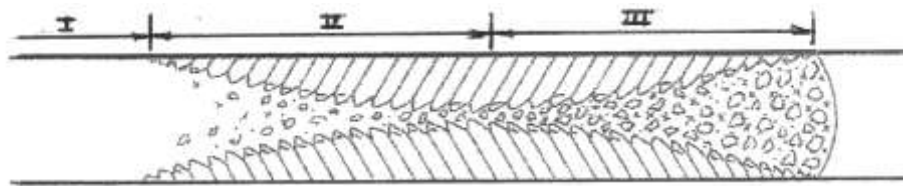
Análisis y Discusión de los Resultados

La representación esquemática del frente de solidificación propuesto por Morales y coautores², para Al 99.99 % de pureza, similar a la figura 3, pero con frente plano, nos muestra que, independientemente de los sobrecalentamientos de colada, la expresión (1) es válida. Esto es, la acción del sobrecalentamiento únicamente afecta el punto donde la solidificación comienza. Un alto sobrecalentamiento desplaza L_c hacia la derecha de la figura, mientras el líquido pierde su sobrecalentamiento. Este mecanismo ha sido propuesto para un frente de solidificación plano y la ubicación de L_c se deduce de las "gráficas de flujo", lo cual no tiene fundamentación práctica.

El mecanismo referido para un frente plano, puede ser comparado con los presentes resultados, en donde aparece una interfase inestable sólido- líquido

como consecuencia de la presencia de 0.5 % Cu. Este tipo de interfase puede ser fragmentado por los mecanismos de multiplicación^{6,8}, producidos por el flujo convectivo, debido a que el líquido fluye frente a ella. Los patrones de segregación, observados metalográficamente, proporcionan la información necesaria del mecanismo que opera durante la solidificación de las aleaciones diluidas dentro del canal. La figura 3, representa el mecanismo propuesto por Morales y coautores⁷, pero con la modificación debida a una interfase inestable producida por la adición de pequeñas cantidades de soluto.

Fig. 3. Representación esquemática del frente de solidificación dentro del canal para una interfase inestable sólido-líquido.



Conclusiones

Las observaciones macroscópicas y microscópicas (figs. 1 y 2) sugieren la siguiente secuencia durante la solidificación dentro del canal:

i) Como en el caso de la interfase plana⁷, el líquido que entra al canal, pierde su sobrecalentamiento a través de las paredes del molde hasta el punto en donde la solidificación se inicia. Tomando en cuenta el hecho de que nuevo líquido sobrecalentado entra continuamente al canal, el punto donde el crecimiento de la interfase sólido- líquido puede ocurrir en presencia de un sobrecalentamiento cercano a cero define la longitud crítica, L_c . En la región II, la solidificación ocurre en presencia de un incremento del sobrecalentamiento que arranca de L_c . En la región III, el perfil del frente de solidificación corresponde a las condiciones termodinámicas, análogamente a las de la longitud crítica. La estrangulación de la vena líquida ocurre a L_c y la longitud de fluidez, L_f , queda definida.

ii) Debido a la interfase inestable, simultáneamente, ocurre otro fenómeno. En las regiones II y III, al mismo tiempo que los granos columnares crecen, el líquido que fluye frente a ellos provoca el mecanismo de la multiplicación cristalina^{6,8}, y, arrastra los cristales a lo largo del flujo. Este fenómeno es particularmente importante en la longitud crítica, en donde la velocidad se incrementa como resultado de la reducción de la sección transversal, debido al crecimiento columnar. Los cristales arrastrados a lo largo del canal crecen a expensas de las condiciones térmicas existentes en la región III. Cuando la vena fluida se estrangula en L_c , los granos equiaxiales producidos por el mecanismo de multiplicación, delinean claramente el perfil de solidificación (ver fig. 1).

iii) Finalmente, cuando la vena fluida se estrangula en L_c , la región III queda ocupada por granos columnares que crecen a partir de las paredes del canal, más granos equiaxiales producidos por el efecto del mecanismo de multiplicación cristalina. En la región II quedan algunos granos equiaxiales que fueron arrastrados por el flujo pero que fueron atrapados por el crecimiento de la zona columnar o por la estrección del canal en L_c . La región I está conformada totalmente por estructura columnar, debido al cierre de la vena en L_c que bloquea la entrada de nuevo líquido sobrecalentado, y, el líquido que permanece en esa zona, solidifica en forma columnar.

De esta manera, puede apreciarse que el uso de las aleaciones diluidas Al-Cu combinadas con las técnicas metalográficas apropiadas, proporciona detalles muy importantes de los mecanismos de solidificación que definen el cierre de la vena fluida durante los ensayos de fluidez. Los resultados obtenidos avalan el mecanismo propuesto por Morales y coautores⁷ para el cierre de la vena líquida en metales puros.

Recomendaciones

Tomando en cuenta los resultados obtenidos con probetas de aleaciones diluidas, Al 0.55 Cu, se considera de fundamental importancia la realización de ensayos con aleaciones más concentradas, lo cual podría proporcionar información más amplia sobre el comportamiento del mecanismo de cierre de la vena fluida durante los ensayos de fluidez.

Referencias

1. Aguilar Rivas R. A. and Biloni H., Fluidity of Al-Cu Alloys with Zero Superheat. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 71 (1980) H.4 P. 264-268. Germany.
2. Biloni H., The Solidification of Metals, ISI P 110. (1968) 130.
3. Biloni H., Solidification of Aluminum and its Alloys: First International Symposium in Aluminum Technology. Puerto Madrin, Agosto 21-25 (1978). Argentina.
4. Feliu S. , Luis L. Siguin D. And Alvarez J., Trans. AFS 70 (1967) 263.
5. Feliu S. And Siguin D., Trans. AFS 71 (1963) 145.
6. Jackson K. A., Hunt J. D., Uhlman D. R. and Seward T. P., AIME 236 (1966) 527.
7. Morales A., Fisoló J. y Biloni H., On the Nature of the Fluidity Property. Zeitschrift für Metallkunde, Bd 68 (1977) 180.
8. O'Hara and Tiller W. A., Trans. AIME 239 (1967) 497.



Roberto Alejandro Aguilar Rivas

Ingeniero Mecánico, Post-Doctorado en Metalurgia. Ex investigador Asociado de la USAC, dentro del Proyecto Multinacional de Metalurgia OEA-CNEA, Argentina. Director de INDESA —Ingeniería, Investigación y Desarrollo—.