

Relación entre los mecanismos de alimentación y el modo de solidificación en una aleación de aluminio 380 con distintos contenidos de hierro^(*)

D.O. Tovio*, A.C. González**, G.W. Mugica* y J.C. Cuyás*

Resumen

En el presente trabajo ha sido estudiado el efecto del Fe (0,15, 0,40 y 0,85 %) sobre los mecanismos de alimentación en una aleación de aluminio 380 (L- 2630, EN-46.000). Se evaluó la capacidad de alimentación, mediante un dispositivo consistente en una barrera móvil que permite escurrir al líquido interdendrítico. Los resultados muestran el escurrimiento de distinta cantidad de líquido, dependiendo de la temperatura de apertura del dispositivo y del contenido de Fe de la aleación. Para los contenidos mínimos y máximos de Fe, los mecanismos involucrados son fundamentalmente los de alimentación interdendrítica y forzada, y para el contenido medio de Fe se evidenció el de alimentación interdendrítica. Los autores justifican este comportamiento en función del modo de solidificación de la aleación, el cual promueve la presencia de partículas de Si o placas de fase b-Al₃FeSi en los canales interdendríticos e inducen la actuación de distintos mecanismos de alimentación.

Palabras clave

Aluminio. Mecanismos de alimentación. Contenido de Fe. Porosidad. Microrechupe.

Relation between feeding mechanisms and solidification mode in 380 aluminium alloy with different iron contents

Abstract

In the present work the effect of iron (0.15, 0.42 and 0.86 %) content in feeding mechanisms for 380 aluminium alloy has been studied. The feeding capacity has been evaluated by a device that produces a barrier removable to allowing the movement of the interdendritic liquid. The results show the flow of different quantity of liquid, it depends of the temperature of opening the device and of the iron content. For minimum and maximum iron content, the interdendritic and burst feeding mechanisms are fundamentally involved, for 0.42 % of iron the feeding mechanisms was the interdendritic. The authors establish this behavior by the solidification mode of alloy, which promotes the presence of particles of Si or plates of b-Al₃FeSi phase, in the interdendritic channels and produce the different feeding mechanisms.

Keywords

Aluminium. Feeding mechanisms. Iron content. Porosity. Microshrinkage.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de Al-Si poseen una alta colabilidad y elevada relación resistencia/peso, siendo utilizadas para la fabricación de muchos componentes en la industria de automoción. La presencia de impurezas, en particular el hierro, que en estado líquido es soluble en cantidades apreciables, en es-

tado sólido es, sin embargo, relativamente insoluble y forma una serie de compuestos intermetálicos. En la producción primaria proviene de la bauxita y de los materiales usados en el proceso electrolítico. En la producción secundaria, su incorporación se debe a la fusión de chatarras que contienen restos de éste, así como de las herramientas utilizadas.

(*) Trabajo recibido el 12 de diciembre de 2002 y aceptado en su forma final el día 6 de junio de 2003.

(*) Docente-Investigador de la Facultad de Ingeniería, U.N.L.P. Laboratorio de Investigaciones de Metalurgia Física "Ing. Gregorio Cusminsky". Dpto. de Mecánica-Metalúrgica. Facultad de Ingeniería. U.N.L.P. Calle 1 esq. 47. (1900). La Plata. Argentina. Correo electrónico: datovio@volta.ing.unlp.edu.ar

(**) Docente-Investigador de la Facultad de Ingeniería, U.N.L.P. CONICET.

Durante la solidificación, el hierro es segregado y forma distintos compuestos intermetálicos, siendo los dos principales: α -Al₁₅(Fe,Mn,Cu,Cr)₃Si y β -Al₅FeSi^[1 y 2]. Un tercer compuesto, π -Al₈Mg₃FeSi₆^[1], se forma en presencia de magnesio. La formación de estos no solo afecta a las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio, sino también a la colabilidad, promoviendo la formación de poros^[3].

Con respecto a este último efecto, la literatura analizada, si bien menciona el fenómeno, carece de estudio sistematizado al respecto, salvo los realizados por J.A. Taylor y col.^[4-6] quienes estudiaron la relación entre porosidad y distintos contenidos de hierro para una aleación AA309 (Al-5 %Si-1,2 %Cu-0,5 %Mg). Sin embargo, muy poco se ha avanzado sobre el efecto del contenido de hierro en los mecanismos de alimentación^[7 y 8].

J. Campbell^[9] ha propuesto cinco mecanismos distintos de alimentación que podrían actuar en aleaciones con amplio rango de solidificación.

De estos mecanismos propuestos, la alimentación líquida (*liquid feeding*), movimiento libre del líquido, y la alimentación sólido-líquido (*mass feeding*), flujo de una suspensión formada por líquido y dendritas dispersas, ocurren con poca resistencia antes de que se haya alcanzado el punto de coherencia dendrítica.

Cuando el punto de coherencia dendrítica se alcanza, se establecen contactos de largo alcance entre los brazos dendríticos y se forma una red dendrítica continua. En esta condición, el líquido deberá moverse a través de los canales interdendríticos, siendo éste el modo de alimentación interdendrítico (*interdendritic feeding*). La posterior solidificación se gobierna por el engrosamiento de los brazos dendríticos y, por tanto, la movilidad del líquido a través de estos canales se encuentra con la dificultad de que tiene que moverse por canales cada vez mas pequeños y tortuosos.

Un aumento localizado en la transferencia de masa ocurre con la aparición de la alimentación forzada (*burst feeding*), resultante de la rotura de la red dendrítica o de cualquier barrera al movimiento del líquido. Este modo se presenta cuando la resistencia de la red dendrítica es superada por el aumento de las tensiones. Desde el comienzo de la solidificación, las tensiones y la resistencia de la red dendrítica aumentan, pero si la velocidad a la que se incrementa la tensión es mayor que la de la resistencia, en un punto del proceso de solidificación se producirá la rotura de la red y la apertura de canales interdendríticos^[8].

De los propuestos por Campbell^[9], el último mecanismo en operar es la alimentación sólida (*solid feeding*). Éste, ocurre a elevadas fracciones sólidas, donde la permeabilidad dendrítica es baja y la resistencia mecánica de la red es alta, por lo que, los mecanismos de alimentación interdendrítico y forzado dejan de ser efectivos. Esto produce un hundimiento de la capa exterior ya solidificada para compensar la contracción durante la solidificación. La fuerza impulsora para este efecto es la diferencia de presión entre el interior y el exterior de la capa superficial.

En el presente trabajo se estudia el efecto del contenido de hierro, sobre los mecanismos de alimentación actuantes. Para ello, se utiliza una aleación de aluminio 380, con tres contenidos de hierro: 0,15, 0,4 y 0,85 %.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La técnica experimental utilizada, ha sido desarrollada por R. Fuoco y col.^[10 y 11]. Consiste en el colado simultáneo de dos barras de 25 × 25 × 75 mm; una, se usa para censar la temperatura y, la otra, para estudiar los mecanismos de alimentación actuantes. En uno de los extremos de estas se dispone de un montante, y en el otro de una delgada chapa de acero, de 0,3 mm de espesor, que actúa como dique de contención al líquido. En la figura 1 se muestra el esquema del sistema experimental utilizado.

Después del llenado del molde, a una temperatura determinada, la barrera se quita, permitiendo la movilidad del líquido, impulsado por la presión

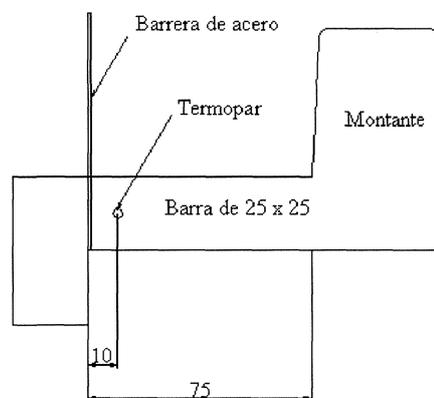


Figura 1. Esquema del sistema utilizado para la evaluación del llenado.

Figure 1. Sketch of system used for the evaluation of the feeding

metalostática del montante. Este líquido forma una gota en el extremo de la barra.

La temperatura de extracción de la barrera se censa con un termopar, tipo K, de alta sensibilidad ubicado en una de las barras.

En la tabla I se dan las composiciones de la aleación empleada. Estas se utilizaron sin modificar las partículas de silicio ni refinar el tamaño de grano.

Las aleaciones, previamente preparadas y desgasificadas, se fundieron en un horno eléctrico, en un crisol de 2,5 Kg de capacidad de aluminio. En todos los casos, la temperatura de colada fue de $745\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$.

La apertura de la barrera se realizó a distintas temperaturas, lo que permitió obtener una gama de tamaños de gotas, hasta llegar al escurrimiento total que se produce cuando ésta se quita, sin que la aleación haya alcanzado su punto de coherencia dendrítica.

El tamaño de las gotas ha sido cuantificado a través de la medida de su volumen, empleando para ello el método de Arquímedes.

Mediante la observación en microscopio óptico se analizaron las distorsiones producidas en la interfase barra-gota y la microestructura de la aleación, para definir los mecanismos de alimentación actuantes. Las probetas se atacaron con el reactivo Keller.

El empleo de ácido fosfórico al 10 % y a $120\text{ }^{\circ}\text{F}$, permitió poner claramente de manifiesto la presencia de la fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ y observar su tamaño, cantidad y distribución, en cada una de las composiciones utilizadas.

La velocidad de enfriamiento de las aleaciones, en el punto donde se estudiaron la cantidad, distribución y tamaño de la fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeS}$, así como el tamaño de las celdas dendríticas, se obtuvo a partir de censar los cambios de temperatura en función del tiempo. La posición del termopar utilizado para este fin se fijó a una distancia de 45 mm desde el extremo de la barrera. La velocidad de enfriamiento obtenida fue de $0,833\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Tabla I. Composición química de las aleaciones utilizadas

Table I. Chemical compositions of alloys used

Composición	%Si	%Mg	%Cu	%Mn	%Fe	%Al
I	7,5	0,005	3,20	0,01	0,15	Resto
II	7,62	0,008	3,40	0,01	0,42	Resto
III	7,6	0,005	3,08	0,04	0,86	Resto

Para la cuantificación del espaciado de brazos dendríticos, se tomaron 10 campos, realizando 30 mediciones o más en cada uno de ellos, lo que da un total de 300, o más, medidas. El resultado es el promedio de todas ellas y se detallan en la tabla II.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las mediciones realizadas sobre el espaciado de brazos dendríticos se muestran en la tabla II. Estas, indican que el incremento del contenido de hierro contribuye a disminuir el espaciado de brazos dendríticos. Estos resultados son coincidentes con lo planteado por Samuel^[2], entre otros autores. Esta situación conlleva a un achicamiento de los canales interdendríticos.

La tabla III indica el volumen del tamaño de gota resultante, en función del rango de alimentación utilizado. Se define como rango de alimentación, la diferencia de temperaturas entre la registrada en la probeta, al momento de retirar la barrera, y la temperatura eutéctica de la aleación.

Tabla II. Espaciado de brazos dendrítico de cada una de las tres composiciones utilizadas

Table II. Spacing of dendritic arms for each composition used

Composición	Espaciado de brazos dendríticos (μm)
I	42,6
II	39,4
III	36,9

Tabla III. Volumen resultante de las gotas en cm^3 , para distintos rangos de alimentación en $^{\circ}\text{C}$, para los tres contenidos de hierro estudiados

Table III. Resulting volume of the drops in cubic centimeter to different range of filling in centigrade for all degrees alloys

Composición	Rango de alimentación ($^{\circ}\text{C}$)				
	2 $^{\circ}\text{C}$	6 $^{\circ}\text{C}$	14 $^{\circ}\text{C}$	18 $^{\circ}\text{C}$	22 $^{\circ}\text{C}$
0,15 % Fe	1,760	3,828	6,547	6,580	6,781
0,42 % Fe	0,961	2,137	3,208	4,975	6,196
0,86 % Fe	0	0,243	2,551	4,420	5,419

En la figura 2 se muestran las fotografías tomadas sobre las probetas, para las composiciones empleadas y los rangos de alimentación anteriormente descritos.

Dicha figura muestra una clara diferencia de comportamiento entre las distintas composiciones, en dos aspectos: frente de escurrimiento y tamaño de la gota producida.

El análisis del frente de escurrimiento puede realizarse comparando igual rango de alimentación para las composiciones estudiadas. En todos los casos, el punto de coherencia dendrítica se alcanza, primero, en la zona periférica de las probetas, como consecuencia de la mayor velocidad de enfriamiento que le genera la superficie del molde. El escurrimiento del líquido, en la zona central, se producirá como una combinación de los modos de alimentación sólido-líquido e interdendrítico, los cuales, ocurren sin inconvenientes para los contenidos de hierro de 0,15 y 0,42 %. Sin embargo, para la aleación con 0,86 % de hierro, estos mecanismos estarían afectados por la presencia de fase β -Al₅FeSi, que, junto a los cristales sólidos que ocurren, hace que aumente la fracción sólida en la

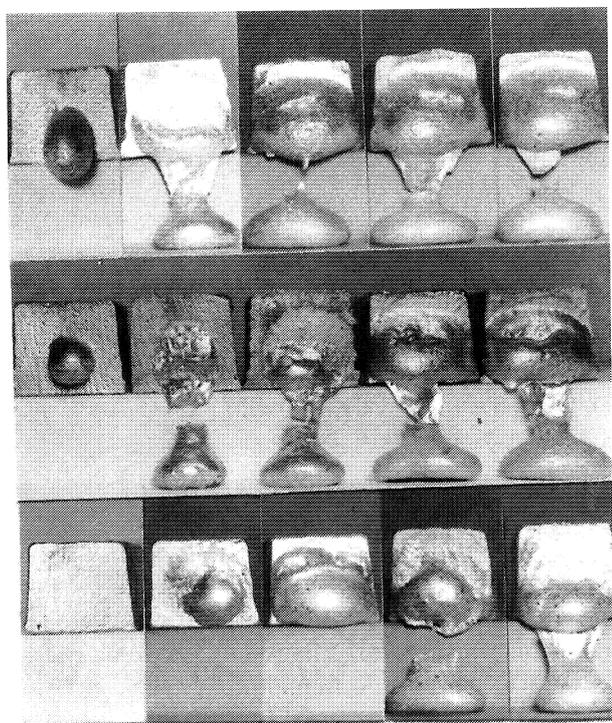


Figura 2. Indica los resultados obtenidos, en cuanto a tamaños de gotas, para los tres contenidos de hierro y los siguientes rangos de alimentación: de izquierda a derecha, 2, 6, 14, 18 y 22 °C.

Figure 2. It shows the results for the drop size, for the three contents of iron and 2, 6, 14, 18 and 22 °C of filling range.

suspensión y cuando se alcanza el punto de coherencia dendrítica aumenta la tortuosidad de los canales interdendríticos, dificultando el movimiento del líquido. Como consecuencia de esto, resulta que para 2 °C de rango de llenado no se observe escurrimiento de líquido.

El efecto de diferentes rangos de alimentación sobre el frente de escurrimiento para igual contenido de hierro, muestra que, en la medida que el rango aumenta, la posibilidad de alcanzar la fracción sólida correspondiente al punto de coherencia dendrítica se limita, cada vez más, a la zona próxima a la periferia. Como resultado, el frente de escurrimiento crece en la medida que el rango de alimentación aumenta.

El efecto del contenido de hierro, muestra que su incremento produce una disminución del frente de escurrimiento. Esta situación, se observa en la figura 2, la cual puede comprenderse a partir del análisis de dos aspectos concurrentes. El primero, un aumento en el porcentaje de hierro, disminuye la fracción sólida a la cual se alcanza el punto de coherencia dendrítica^[11]. El segundo, como se verá mas adelante, es que dicho incremento genera una mayor cantidad de fase β -Al₅FeSi, que actúa como un obstáculo al movimiento del líquido.

Si el análisis del frente de escurrimiento se realiza tomando una sección paralela al eje longitudinal de la barra, se observa que la interfase barra-gota, para igual rango de llenado y diferentes contenidos de hierro, se presenta con distintos grados de distorsión, tal como se puede observar en las figuras 3 a), b) y c).

El punto de coherencia dendrítico se alcanza, en esta aleación, para un 16 % de fracción sólida^[12]; el aumento del contenido de hierro promueve el punto de coherencia dendrítica a una menor fracción sólida^[11], así como un aumento en la cantidad de fase β -Al₅FeSi. Esta situación provoca, por un lado, una disminución en la resistencia mecánica de la red dendrítica como resultado del corrimiento del punto de coherencia dendrítica a menores fracciones sólidas y, por otro, una mayor tortuosidad de los canales interdendríticos y un aumento en la presión metalostática. Estas dos condiciones compiten entre sí. Para 0,86 % de hierro prevalece el aumento de la presión metalostática sobre la resistencia de la red, generando la distorsión de la interfase barra-gota.

En la medida que la solidificación avanza, la situación precedente puede llegar a provocar la rotura de la red dendrítica, promoviendo la presencia del mecanismo de alimentación forzada.

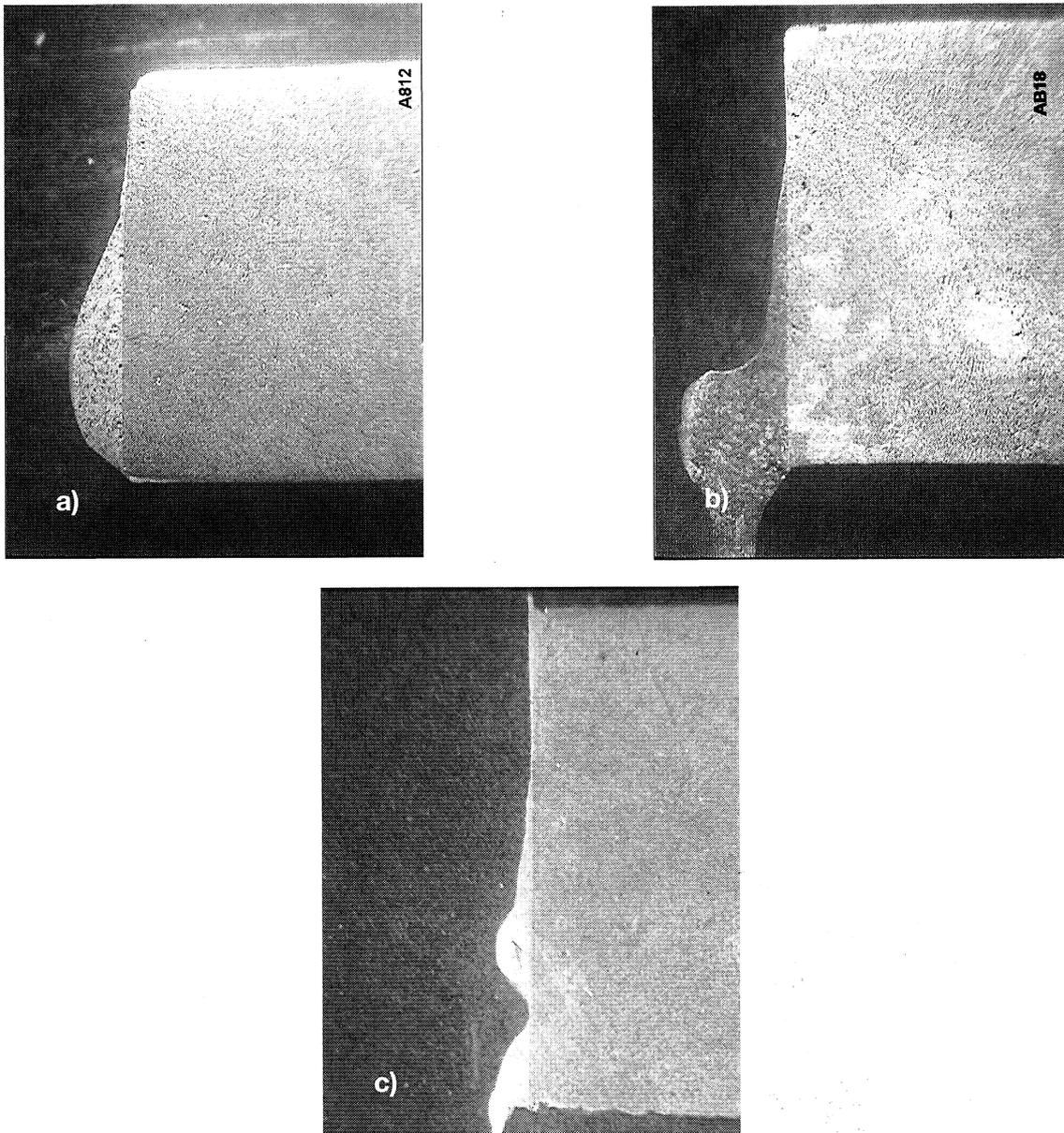


Figura 3. a). Interfase barra-gota, para 6 °C de rango de llenado y 0,86 % de Fe. Aumento: 1,6x. b). Interfase barra-gota, para 6 °C de rango de llenado y 0,42 % de Fe. Aumento: 1,6x. c). Interfase barra-gota, para 6 °C de rango de llenado y 0,15 % de Fe. Aumento: 1,6x.

Figure 3. a) It shows the bar-drop interface for 6 °C of range of filling in alloy with 0.86 % of iron. Magnification: 1.6x. b) It shows the bar-drop interface for 6 °C of range of filling in alloy with 0.42 % of iron. Magnification: 1.6x. c) It shows the bar-drop interface for 6C of range of filling in alloy with 0.15 % of iron. Magnification: 1.6x.

El análisis metalográfico realizado sobre cada una de las muestras, ha permitido identificar las condiciones experimentales a partir de las cuales ocurre la aparición del mecanismo de alimentación forzada. La figura 4 representa esta situación para los tres contenidos de hierro utilizados.

En las micrográficas mostradas en las figuras 4a) y 4b), para contenidos de hierro de 0,86 y 0,15 % y rangos de llenado de 13 y 5 °C, respectivamente, se observa la morfología característica del mecanismo de alimentación forzada, que se identifica por,

la presencia de poros con formas elongadas, a partir de los cuales se abre un canal a través de la red dendrítica. Sin embargo, para contenido de hierro de 0,42 % y rango de llenado 5 °C (Fig. 4c)) los poros hallados tienen forma redondeada sin apertura de canales a partir de ellos, no pudiendo atribuirse éstos, a la acción del mecanismo de alimentación forzada.

De acuerdo a la anterior descripción se presentan dos situaciones claramente definidas, la presencia, o no, del mecanismo de alimentación forzada. Para

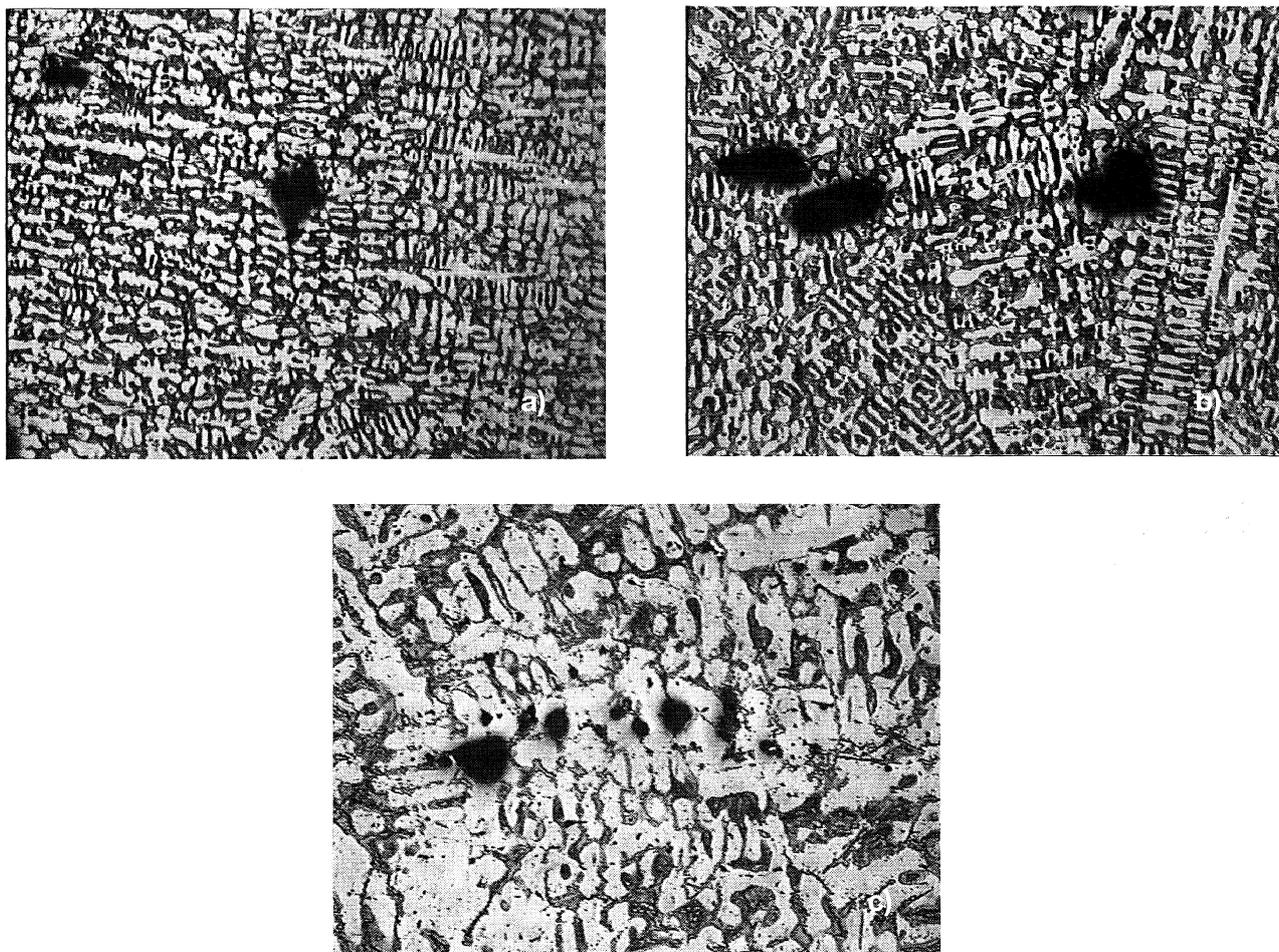


Figura 4. a) Micrografía en la que se observa, a partir del poro central de forma elongada, la apertura de un canal interdendrítico típico del mecanismo de alimentación forzada. Aleación de 0,86 % Fe, y 13 °C de rango de llenado. Aumento: 65x. b) Entre los dos poros centrales se observa la apertura de un canal interdendrítico, que une a ambos, típico del mecanismo de alimentación forzada. Aleación de 0,15 % Fe, y 5 °C de rango de llenado. Aumento: 65x. c) No se observa apertura de canales interdendríticos a partir de los poros. La morfología redondeada de estos coincide con poros provenientes de gas o contracción. Aleación de 0,42 % Fe, y 5 °C de rango de llenado. Aumento: 65x.

Figure 4. a) In this micrography can see the opening of interdendritic channels from the central porous, with elongated form, typical of the burst feeding mechanisms. Alloy with 0.86 % iron and 13 °C of range of filling. Magnification: 65x. b) (A interdendritic channel can be seen between two central porous being typical of burst feeding mechanism). Alloy with 0.15 % iron and 5 °C of range of filling. Magnification: 65x. c) It doesn't show the opening interdendritic channels about of porous. The rounded mophology of porous present is similar to gas or shrinkage porous. Alloy with 0.42 % iron and 5 °C of range of filling. Magnification: 65x.

0,15 y 0,86 % de hierro se verifica su desarrollo, no así para 0,42 % de hierro. El por qué de esta situación está relacionado con el modo de solidificación de cada una de las composiciones empleadas.

El sistema Al-Fe-Si presenta un punto eutéctico ternario que, para aleaciones con bajo contenido de Mn (menor de 0,10 %), ocurre entre las fases β -Al₅FeSi, silicio y aluminio, si bien, la ubicación, precisa de este punto, aún hoy, está en discusión, en función de la literatura existente^[5 y 12], y para las composiciones aquí empleadas es válido suponer los modos de solidificación que se presentan en la tabla IV.

Para el contenido de hierro de 0,15 %, el modo de solidificación de la aleación comienza con la formación de la red dendrítica de aluminio primario. Seguidamente, precipita el binario Al-Si, donde las placas de silicio van incrementando la tortuosidad de los canales interdendríticos y, por tanto, aumenta la presión metalostática hasta alcanzar el nivel que provoca la activación del mecanismo de alimentación forzada, cuya aparición ha sido detectada para 5 °C de rango de llenado. Por último, solidifica el eutéctico ternario Al+Si+ β -Al₅FeSi. La microestructura resultante de esta composición se muestra en la figura 5.

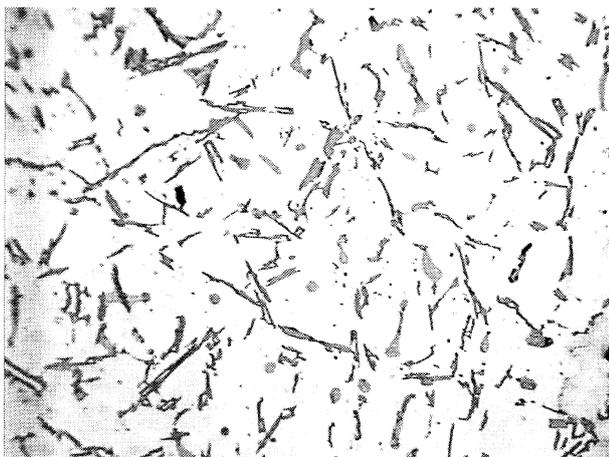


Figura 5. Microestructura resultante de una muestra con 0,15 % de hierro. Aumento: 130x.

Figure 5. Show the microstructure of a sample with 0.15 % of iron. Magnification: 130x.

Del mismo modo, para el contenido de 0,42 % de hierro, la secuencia de solidificación es la formación de la red dendrítica de aluminio primario y la posterior precipitación del eutéctico ternario Al+Si+ β -Al₅FeSi. Esto, indica que la tortuosidad de los canales se define, solamente por la red dendrítica, lo que permite que el mecanismo de alimentación interdendrítico se mantenga activo hasta el final de la solidificación, sin que se haya podido detectar alimentación forzada en todo el rango de llenado estudiado. La figura 6 muestra la microestructura de esta composición.

Para la composición con 0,86% de hierro la solidificación, al igual que en los casos anteriores, comienza con la formación de la red dendrítica de

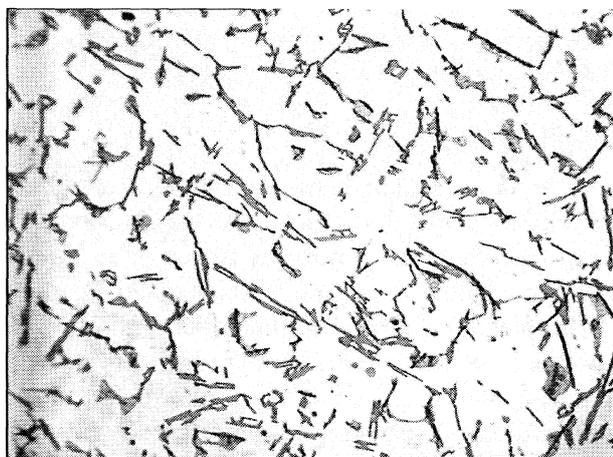


Figura 6. Microestructura resultante de una muestra con 0,42 % de hierro, donde prácticamente no se observa fase β . Aumento: 130x.

Figure 6. It shows the microstructure of a sample with 0.42 % of iron, without β -Al₅FeSi phase. Magnification: 130x.

aluminio primario; precipitando, después el eutéctico binario Al- β -Al₅FeSi, cuya principal característica es el gran tamaño de las placas de β -Al₅FeSi cuando se las compara con las placas presentes en los casos anteriores (Fig. 7); y, finalizando la solidificación el ternario Al+Si+ β -Al₅FeSi. Las placas aumentan la tortuosidad de los canales interdendríticos dificultando el movimiento del líquido interdendrítico, promoviendo la activación del mecanismo de alimentación forzada para 13 °C de rango de llenado.

Si se comparan los rangos de alimentación a los que se manifiesta el mecanismo de alimentación forzada, se observa una sustancial diferencia entre ellos: 5 °C para 0,15 % de hierro y 13 °C para 0,86 % de hierro. Esto se justifica considerando que para el último caso, dos factores confluyen para generar el adelantamiento de la activación del mecanismo de alimentación forzada: a) tamaño y cantidad de las placas β -Al₅FeSi y b) disminución del espaciado de brazos dendríticos promovida por el aumento del contenido de hierro.

En referencia al tamaño de las gotas resultante para los tres contenidos de hierro, los resultados muestran que estas aumentan cuando el rango de llenado se incrementa o cuando el contenido de hierro disminuye. Este comportamiento se explica por el efecto que ejerce el contenido de hierro en tres aspectos diferentes:

- La fracción sólida para la cual se alcanza el punto de coherencia dendrítica decrece cuando el contenido de hierro se incrementa^[14].
- El espaciado de brazos dendríticos decrece con el aumento del contenido de hierro^[12 y 13].

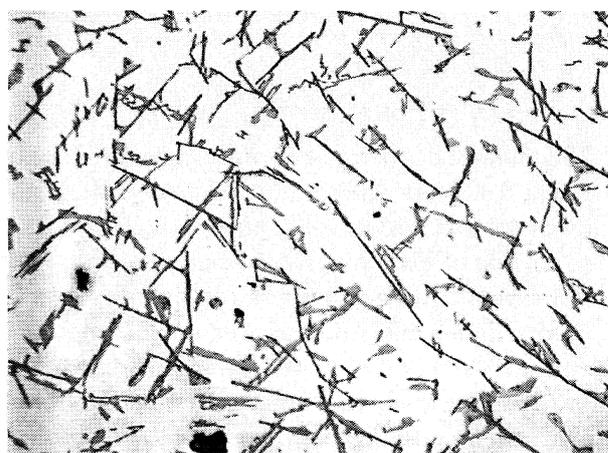


Figura 7. Microestructura resultante de una muestra con 0,86 % de hierro. Aumento: 130x.

Figure 7. Show the microstructure of a sample with 0.86 % of iron. Magnification: 130x.

- La cantidad y tamaño de las placas de fase β -Al₅FeSi se incrementa con el aumento del contenido de hierro^[2].

Los tres factores precedentemente enunciados actúan, todos, en el mismo sentido provocando, que tanto el mecanismo de alimentación líquido como el sólido-líquido minimicen su acción y provoquen la entrada en vigencia del mecanismo de alimentación interdendrítico, el cual se ve mermando en su acción por las razones anteriormente enunciadas.

4. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones pueden ser remarca- das a partir del estudio realizado sobre el efecto del contenido de hierro en los mecanismos de ali- mentación:

- En general, el aumento del contenido de hierro modifica los intervalos de tiempos en los cuales se presentan los mecanismos de alimentación actuantes.
- La alimentación sólido-líquido se ve afectada por un aumento en la fracción sólida, a conse- cuencia de la presencia de placas β -Al₅FeSi, que precipitan, aproximadamente, a 570 °C en aquellas composiciones cuyo modo de solidifi- cación es: Liq. \rightarrow Al \rightarrow Al+ β -Al₅FeSi (eutéc- tico binario) \rightarrow Al+Si+ β -Al₅FeSi (eutéc- tico ternario).
- El mecanismo de llenado interdendrítico se ve dificultado por la presencia de partículas de silicio para aquellas aleaciones cuyo modo de solidificación es: Liq. \rightarrow Al \rightarrow Al + Si (eutéc- tico binario) \rightarrow Al+Si+ β -Al₅FeSi (eutéc- tico ternario) o por la presencia de β -Al₅FeSi en aque- llas aleaciones cuyo modo de solidificación es: Liq. \rightarrow Al \rightarrow Al+ β -Al₅FeSi (eutéc- tico binario) \rightarrow Al+Si+ β -Al₅FeSi (eutéc- tico ternario), dado que estas aumentan la tortuosidad de los cana- les interdendríticos.
- El aumento del contenido de hierro promueve una disminución del espaciado de brazos den- dríticos dificultando la actuación del mecanis- mo de alimentación interdendrítico.
- Para aquellas aleaciones cuya composición in- volucra la aparición de los eutécticos binarios Al + Si, o Al+ β -Al₅FeSi, la presencia de estas partículas (Si o β -Al₅FeSi) afecta de manera negativa los mecanismos de alimentación sólido-líquido e interdendrítico, provocando un adelantamiento del mecanismo de alimentación forzada, promoviendo la formación de poros.

REFERENCIAS

- [1] P.N. CREPEAU, A.F.S. *Trans.* (1995) 361-365.
- [2] O. VORREN, J.E. EVENSEN y T.B. PEDERSEN, A.F.S. *Trans.* (1984) 459-466.
- [3] A.M. SAMUEL y F.H. SAMUEL, *Metall. Mater. Trans. A.* (1995) 2.359-2.372.
- [4] J.A. TAYLOR, G.B. SCHAFFER y D.H. ST. JOHN, *Metall. Mater. Trans. A 3 A* (1999)1.643-1.650.
- [5] J.A. TAYLOR, G.B. SCHAFFER y D.H. ST. JOHN, *Metall. Ma- ter. Trans. A 3 A* (1999) 1.651-1.655.
- [6] J.A. TAYLOR, G.B. SCHAFFER y D.H. ST. JOHN, *Metall. Mater. Trans. A 3 A* (1999) 1.657-1.661.
- [7] L. AMBERG, A.K. DAHLE, C.J. PARADIES y F. SYRVERTSEN, A.F.S. *Trans.* (1995) 753-759.
- [8] A.K. DAHLE, L. AMBERG y D. APELIAN, A.F.S. *Trans.* (1997) 963-970.
- [9] J. CAMPBELL, *Cast Met. Res. J.* (march 1969) 1-8.
- [10] R. FUOCO, E.R. CORREA y H. GOLDENSTEIN, A.F.S. *Trans.* (1996) 1.151-1.157.
- [11] R. FUOCO, E.R. CORREA y M DE ANDRADE BASTOS, A.F.S. *Trans.* (1998) 401-409.
- [12] L. ANANTHANARAYANAN y F.H. SAMUEL, A.F.S. *Trans.* (1992) 383-389.
- [13] A.M. SAMUEL y F. H. SAMUEL, *J. Mater. Sci.* 30 (1995) 1.698-1.708.
- [14] G. CHAI, L. BÄCKERUD, T. ROLAND y L. AMBERG, *Metall. Mater. Trans. A 26 A* (1995) 965-970.
- [15] L. BÄCKERUD, G. CHAI y J. TAMMINEN, A.F.S.-*Skandalumi- nium 2* (1990).