

ND2009UNLP

UNIVERSIDADE: Universidad Nacional de la Plata

AUTORES: Gustavo Bustos; Daniel Tovio; Alfredo González; Julio C. Cuyás

RELACIÓN ENTRE EL CONTENIDO DE FE Y CU CON LA MICROESTRUCTURA Y LOS MECANISMOS DE ALIMENTACIÓN EN ALEACIONES DE AL-SI

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de Al-Si-Cu son una de las más ampliamente utilizadas en la fabricación de piezas coladas, las propiedades de estas aleaciones ternarias representan un compromiso entre sus componentes binarios Al-Si y Al-Cu y en consecuencia muestran óptima características de colabilidad.

Las cantidades adicionadas de ambos aleantes (Si, Cu) varían ampliamente, por lo que el cobre predomina en algunas aleaciones y el silicio en otras. En estas aleaciones, el cobre contribuye a la mejora de la resistencia como consecuencia de la precipitación de Al_2Cu (finos precipitados sub-microscópicos coherentes con la matriz) y el silicio mejora la colabilidad y reduce la fisuración en caliente; así, las aleaciones con mayor contenido de silicio son normalmente usadas para coladas de piezas con formas más complejas, para molde permanente y procesos de colada en matriz.

Las aleaciones Al-Si-Cu con más de 3%-4% de cobre son térmicamente tratables, pero el tratamiento térmico usualmente es requerido sólo con aquellas aleaciones que también contienen magnesio, el cual realza su respuesta al tratamiento térmico. Aleaciones de alto contenido de silicio (>10%) tienen baja expansión térmica, una ventaja en algunas operaciones de alta temperatura.. Cuando el contenido de silicio excede 12%-13% (porcentajes de silicio de 22% son típicos), hay cristales primarios de silicio y si están apropiadamente distribuidos, imparten excelente resistencia al desgaste. Los principales usos de estas aleaciones (hipereutécticas) son los bloques del motor y los pistones en la industria automotriz

Sin embargo, las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu se ven fuertemente afectadas por la presencia de poros, pudiendo provenir estos de dos situaciones:

- 1- **Porosidad de gas**, debido a la segregación de hidrógeno en la última porción de líquido que solidifica.
- 2- **Microcontracción**, debido a las dificultades en la alimentación interdendrítica.

El primer caso puede ser minimizado por un control en los parámetros de procesamiento, temperatura y tipo de carga, o mediante el empleo de un gas de purga que reduce la presencia del hidrógeno en el aluminio líquido a la condición termodinámicamente estable.

El segundo efecto, el de la microcontracción, está asociado al rango de solidificación de la aleación y los mecanismos de alimentación involucrados durante la solidificación de una pieza. J. Campbell^[1] ha propuesto cinco mecanismos distintos de alimentación que podrían actuar en aleaciones con amplio rango de solidificación, estos son: *Alimentación líquida (liquid feeding)*, *Alimentación sólido-líquida (mass feeding)*, *Alimentación interdendrítica (interdendritic feeding)*, *Alimentación forzada (burst feeding)*, *Alimentación sólida (solid feeding)*.

Por otro lado, el Fe es una de las principales impurezas que está presente en las aleaciones de aluminio, puede provenir de la bauxita y del herramental utilizado en la obtención de aleaciones primarias o de las chatarras utilizadas en la fabricación de aleaciones secundarias. Este elemento no sólo afecta las propiedades mecánicas por la formación de compuestos intermetálicos, sino que también afecta la colabilidad de las aleaciones por la presencia de estos compuestos promoviendo la formación de poros^[2,3,4].

En consecuencia, el objetivo del presente trabajo de investigación está centrado en el estudio de ciertos parámetros microestructurales, tales como: tamaño de placa \square , DAS (espaciado de brazos dendríticos), etc. para aleaciones Al-Si-Cu, con diferentes porcentajes de Fe.

DESARROLLO EXPERIMENTAL

El proceso de fusión para la obtención de la aleación es realizado en un horno de crisol, con una capacidad de 20 kg de aluminio. La temperatura es controlada tal que no supere los 750 °C, pues por encima de la misma pueden aparecer otras fases no deseadas.

La aleación es desgasificada mediante el burbujeo de nitrógeno - 5 % de hexafluoruro de azufre, por espacio de 4 a 5 minutos, empleando para tal fin una lanza de grafito con tapón poroso.

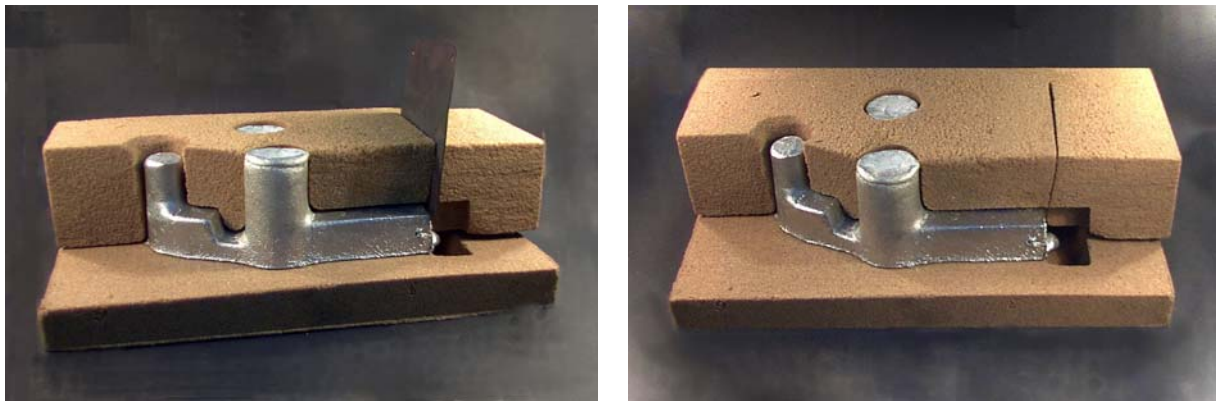
En la figuras 1 se muestra el molde de arena utilizado en el desarrollo experimental y la disposición de sus partes constitutivas, similar al desarrollado por Fuoco y colaboradores^[5,6].

La chapa de acero que actúa como barrera tiene un espesor de 0,3 mm, con una de sus

caras recubierta con pintura de grafito al agua, para evitar que el Al fundido se adhiriera a la misma, ésta evita el movimiento del líquido hasta su extracción, a una determinada temperatura. Dicha chapa va dispuesta en el molde de arena, mediante una rendija de sujeción.

El modelo utilizado es simétrico respecto de su eje longitudinal. Las piezas obtenidas a partir de este, serán utilizadas para el análisis (véase figura 2). A los efectos que no haya influencia de la presencia de la termocupla en el escurrimiento del líquido, las muestras a analizar se toman sobre la parte D, de acuerdo a la figura citada

FIGURA 1 - MOLDE DE ARENA



En las figuras anteriores se muestran un molde de arena y una pieza de aluminio fundido de la cual se obtendrán las respectivas probetas. En la figura de la izquierda, se ha colocado la barrera metálica, en la figura de la derecha la misma ha sido retirada. Para que se aprecien mejor la cavidad interna del molde, se le ha practicado un corte.

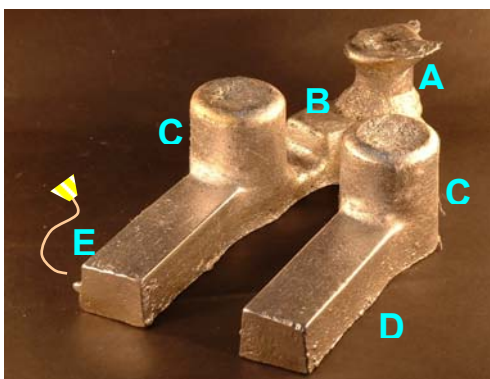


Fig. 2a En la figura se muestra una fotografía de la pieza que se obtiene luego de realizado el proceso de colada. Allí puede verse su condición de simetría y sus partes constitutivas: (A) Bebedero, (B) Canales de alimentación, (C) Montantes, (D) Probeta para estudio, (E) Probeta para Registro de Temp.



Fig 2b. La disposición de un modelo simétrico permite, sin mayores inconvenientes, tener un registro de la temperatura, sin alterar la fluidez del metal en su proceso de solidificación. Se observa además que una de las probetas ha sido seccionada transversalmente, a los efectos de calcular el volumen de la gota.

Para el llenado de los moldes, la aleación respectiva es fundida en un pequeño horno de crisol calefaccionado por resistencias eléctricas, con una capacidad de 2,5 kg de aluminio, controlando la temperatura de forma tal que no supere los 750 °C.

A la temperatura de colada 745 ± 1 °C el líquido es colado en el molde, a partir de lo cual comienza el proceso de solidificación (véase tabla I, figura 3) y a una dada temperatura, establecida por el rango de llenabilidad a estudiar, se efectúa la remoción de la barrera, permitiendo el escurrimiento del líquido.

Se denomina rango de llenabilidad a la diferencia entre la temperatura a la que se encuentra la aleación al momento de la remoción de la barrera y la temperatura eutéctica de la aleación Al-Si-Cu (566°C), en la cual se verifica la transformación del eutéctico ternario dada por $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Si} + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Los rangos de llenabilidad estudiados fueron 2, 5, 13, 17, 21°C.

FIGURA 3 – CURVA DE SOLIDIFICACIÓN DE UNA ALEACIÓN IRAM 380 CON 0,6%FE Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE 0,2794°C/SEG

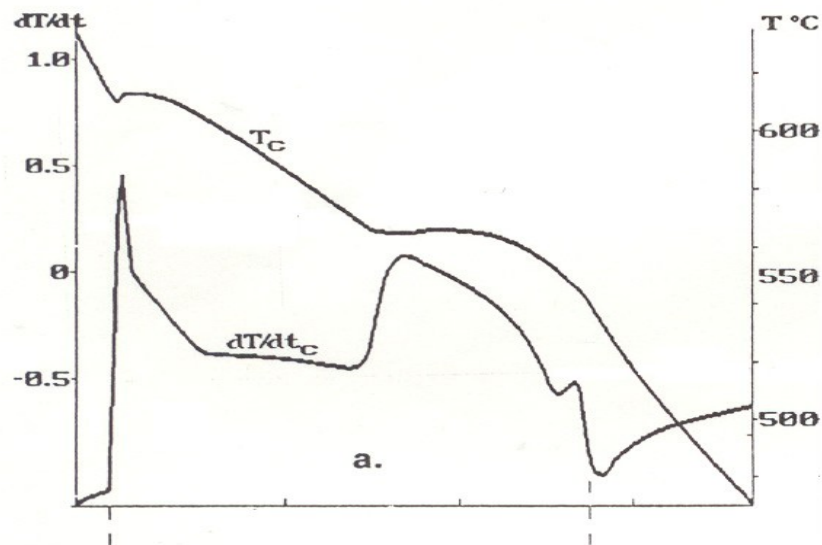


TABLA 1 - REACCIONES Y TEMPERATURAS DE LAS MISMAS EN UNA ALEACIÓN IRAM 380

- (1) Líquido \rightarrow formación de dendritas de Al
- (2) Líquido \rightarrow Al + Al_5FeSi
- (3) Líquido \rightarrow Al + Si + Al_5FeSi
- (4) Líquido + $\text{Al}_5\text{FeSi} \rightarrow$ Al + Si + $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$
- (5) Líquido \rightarrow Al + Si + Mg_2Si + $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$
- (6) Líquido \rightarrow Al + Si + Al_2Cu + Al_5FeSi + Si
- (7) Líquido \rightarrow Al + Al_2Cu + Si + $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$

Por otra parte, y con objeto de analizar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la morfología de las fase en las cuales participa el Fe (fase β), se han realizado una serie de coladas en coquilla.

La cuestiones vinculadas al proceso de fusión son iguales a las antes mencionadas, pero en este caso la colada se efectúa sobre una coquilla metálica, la cual se encuentra precalentada a determinada temperatura, en función de la velocidad de enfriamiento que se desea estudiar.

La temperatura del molde es controlada usando una termocupla de alta sensibilidad (Tipo K) de 0,3mm de diámetro, ubicada en la sección central del molde. La información fue simultáneamente adquirida usando un sistema adquiredor de tres canales de alta velocidad (marca LYP, modelo M-4009). En la tabla II, mostrada a continuación, se resumen las distintas condiciones bajo las cuales se efectuó la colada de la aleación de Al-Si-Cu, conjuntamente con las distintas velocidades de enfriamiento ensayadas^[7,8].

TABLA 2 – VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO

Condición	Precalentamiento del molde °C	Velocidad de enfriamiento °C/seg.
1	25	5,0867
2	200	2,9643
3	300	2,2282
4	400	1,3733
5	525	0,5803
6	575	0,3188
7	600	0,3069
8	620	0,2794

La observación microestructural se realiza en un microscopio óptico, atacando las probetas con ácido fosfórico al 10% y a 120°F (49°C), para la observación de la fase \square y la utilización del reactivo de Keller para el relevamiento del tamaño de celda, y espaciado de brazos dendríticos.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La composición química de las aleaciones empleadas ha sido determinada mediante la técnica de espectrometría, los resultados son exhibidos en la Tabla 3a. En este sentido, la Tabla 3b^[9], hace referencia de la composición teórica para el mismo tipo de aleación (véase A380.1).

TABLA 3A - ANÁLISIS DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LAS ALEACIONES OBTENIDAS POR ENSAYO ESPECTROMÉTRICO

Aleación	%Si	%Fe	%Cu	%Mg	%Mn	%Zn	%Pb	%Ti
Al-3,0%Cu	7,6	0,7	3,08	0,005	0,04	-	-	-
Al-1,0%Cu	7,1	0,7	0,95	0,032	0,01	0,02	0,0042	0,0075

TABLA 3B - COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LAS ALEACIONES DE LA SERIE 380

Alloy	Composition	Element							
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Fe/Mn
A380.1	AA-standard	7.5-9.5	1.0	3.0-4.0	0.5	0.10	2.9	0.35	2.0
B380.1	AA-standard	7.5-9.5	1.0	3.0-4.0	0.5	0.10	0.9	0.35	2.0
Eu380	Actual sample	9.1	1.0	3.2	0.38	0.34	1.1	-	2.6
A380.1	Actual sample	8.9	0.88	3.26	0.24	0.06	2.05	0.03	3.8
B380.1	Actual sample	9.3	0.89	3.42	0.28	0.02	0.76	0.04	3.2
(1)	Actual sample	7.2	0.52	1.2	0.18	0.10	0.45	0.013	2.9
(2)	Actual sample	11.0	0.51	1.5	0.11	0.04	0.48	0.01	4.6
(6)	Actual sample	9.3	0.52	2.6	0.11	0.59	0.51	0.013	4.7
(7)	Actual sample	8.8	1.32	2.4	0.12	0.12	0.50	0.01	11.0
(8)	Actual sample	8.7	1.35	2.5	0.48	0.12	0.53	0.012	2.8
(12)	Actual sample	9.0	0.63	2.5	0.40	0.04	0.47	0.014	1.6

Primeramente, mediante el ataque químico de la probeta necesario para revelar la estructura dendrítica, se han tomado mediciones con objeto de determinar el espaciado dendrítico en ambas aleaciones (*bajo Cu y alto Cu*), para los diferentes porcentajes de Fe en estudio, y bajo condiciones de enfriamiento dadas por el molde de arena (0,4 °C/seg). Los resultados se resumen en la tabla 4 mostrada a continuación:

TABLA 4 - RESULTADOS

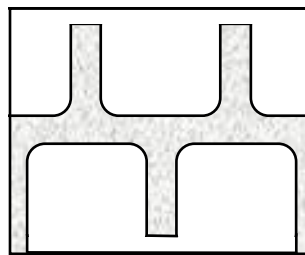
		0,15% Fe	0,5% Fe	0,7% Fe
DAS	1 % Cu	45,96µm	42,36µm	40,54µm
	3 % Cu	42,51µm	39,39µm	36,91µm

En este sentido, también se procedió a la determinación del tamaño de celda, que conjuntamente con la determinación del espaciado dendrítico, para ambos porcentajes de Cu, y 0,7% de Fe. permitiendo de este modo obtener una buena caracterización de la estructura dendrítica de la aleación en estudio.

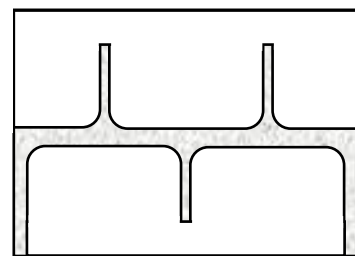
TABLA 5 -

		0,7% Fe
Tamaño de Celda	1 % Cu	38,21 μ m
	3 % Cu	29,72 μ m

Del análisis de los valores resultados obtenidos precedentemente, es posible efectuar una representación para ambas situaciones, es decir, realizar un esquema en donde queden puesto de manifiestos los parámetros que caracterizan a la estructura dendrítica.



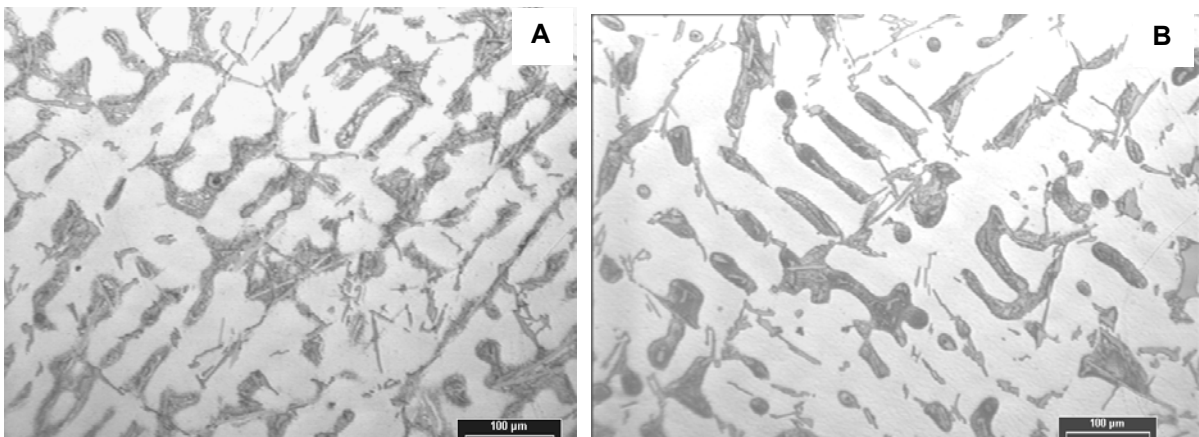
Esquema estructura dendrítica aleación de aluminio (0,8%Fe – 3,0%Cu).



Esquema estructura dendrítica aleación de aluminio (0,8%Fe – 1,0%Cu).

Luego de comparar ambas figuras, se observa como los canales interdendriticos se hicieron más angostos debido al aumento del tamaño de celda, conforme el porcentaje de Cu ha sido disminuido. En las metalografías mostradas a continuación, se observa esta situación.

FIGURA 4 – OBSERVACIÓN DE LA ESTRUCTURA DENDRÍTICA, PARA UNA ALEACIÓN AL-SI-CU CON 0,7%FE Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO 0,5°C/SEG METALOGRAFÍA A CON 3%CU METALOGRAFÍA B CON 1%CU



Esta misma situación puede ser analizada mediante el estudio de las líneas de segregación, trazadas sobre el diagrama de fases, determinando para cada caso el porcentaje de fracción sólida del aluminio primario^[9].

Por otra parte, también se ha medido y observando el tamaño de la placas β -Al₅FeSi como función del porcentaje de hierro y de la velocidad de enfriamiento. Para ello, se midió el tamaño de las placas β -Al₅FeSi observadas sobre las aleaciones que contienen 0,4%, 0,8%, 1,0% y 1,5% de hierro, respectivamente y para todas las velocidades de enfriamiento experimentadas, dicho cálculo ha sido efectuado mediante el uso de un programa de computadora (Análisis), el cual permite el estudio de metalografías a partir de la digitalización de imágenes de video. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 5 tabla VI.

FIGURA 5 – OBSERVACIÓN DE LA EVOLUCIÓN DEL TAMAÑO DE LAS PLACAS B-AL₅FESI EN FUNCIÓN DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO

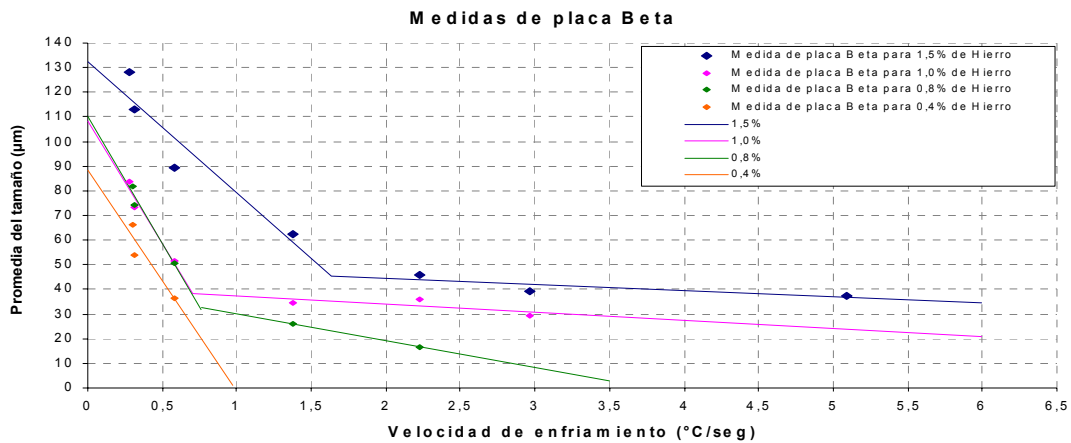


TABLA 6 - TAMAÑO DE PLACA β -AL₅FESI EN FUNCIÓN DEL PORCENTAJE DE CU

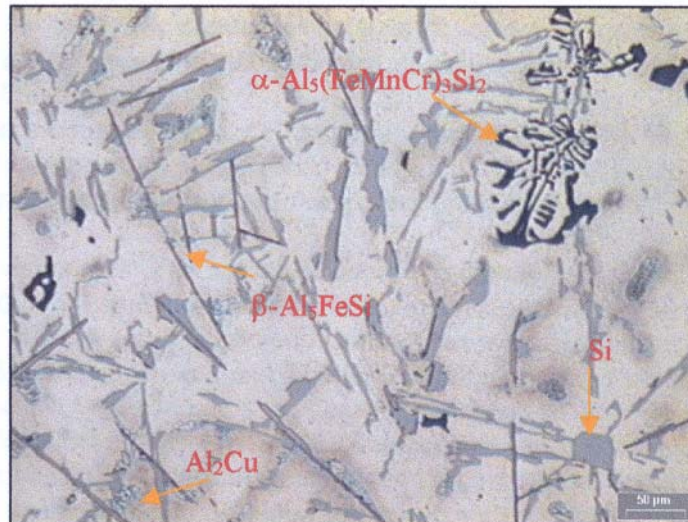
Composición Química		β -Al ₅ FeSi
0,7% Fe	1%Cu	50,38µm
	3%Cu	55,00µm ^(*)

(*) NOTA: los valores correspondiente al tamaño de placa β ,-para la condición de alto cobre y con velocidad de enfriamiento 0,5°C/seg,, han sido obtenidos a partir de la gráfica de la Fig 5.

Mediante microscopía óptica, asistida por computadora, ha sido posible la obtención de imágenes digitales de las muestras estudiadas. Las mismas se corresponden a una aleación

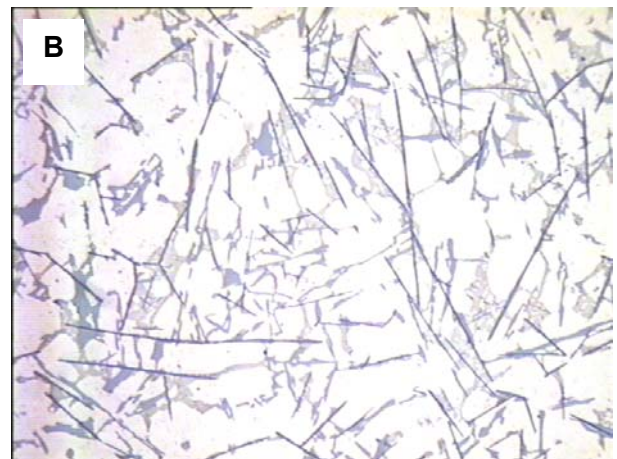
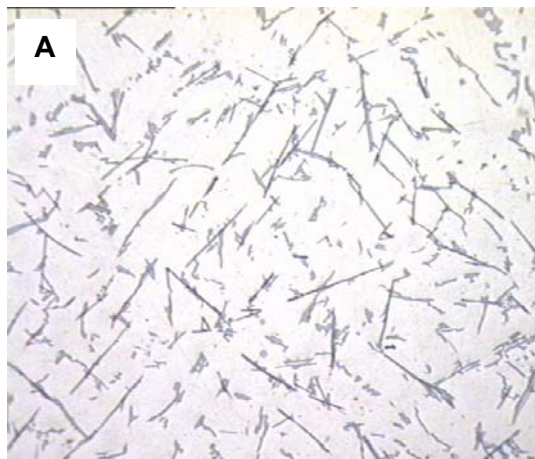
de Al-Si-Cu, la cual ha solidificado con una velocidad de enfriamiento de $0,5^{\circ}\text{C}/\text{seg}$. La composición química de la misma, en relación al porcentaje de Cu y Fe, se corresponde a lo especificado en la tabla 5. A continuación se mostrará una metalografía sobre la cual se indican todas y cada una de las fases presentes a modo de referencia.

FIGURA 6 – METALOGRAFÍA DE UNA ALEACIÓN IRAM 380, SOBRE LA CUAL SE HAN INDICADO LAS FASES QUE SE ENCUENTRAN PRESENTE



Para la observación de las metalografías de la figura 7. Se ha atacado químicamente la probeta con una solución de ácido fosfórico al 10%, de modo que la fase \square quede revelada.

FIGURA 7 – OBSERVACIÓN DEL TAMAÑO DE PLACA DE \square , PARA UNA ALEACIÓN AL-SI-CU CON 0,7%FE Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO $0,5^{\circ}\text{C}/\text{SEG}$.. METALOGRAFÍA A CON 1%CU METALOGRAFÍA B CON 3%CU

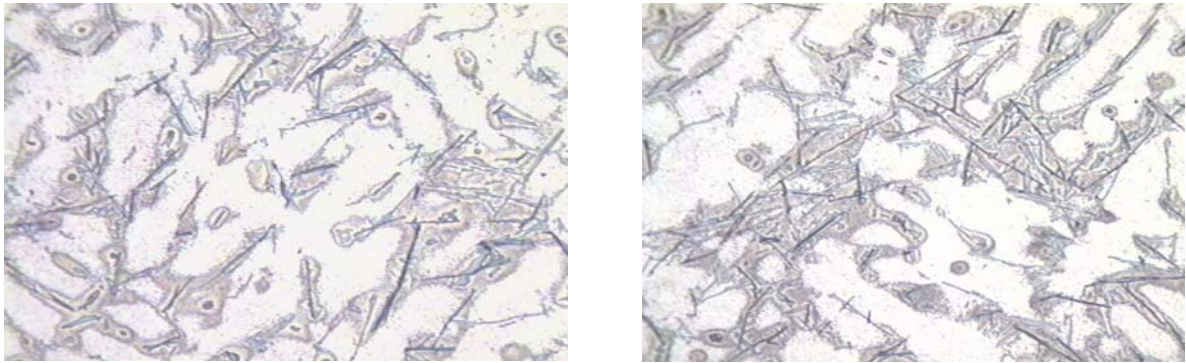


Los resultados mostrados en la tabla 5, son fácilmente verificables de la observación de la Fig. 7A y 7B. No obstante, resta aún hallar las causas que justifican este comportamiento.

En este sentido, la Fig. 8 se corresponde con una aleación Al-Si-Cu-, con 0,7%Fe, 1%Cu y una velocidad de enfriamiento de 0,5°C/seg. Para su estudio y observación, la misma ha sido preparada con un ataque químico doble (Ácido Fosfórico al 10% + Reactivo de Keller), de modo que la *fase β* y la *estructura dendrítica* queden reveladas.

Dicha metalografía permite observar que los sitios de nucleación y crecimiento de la fase β son, preferentemente, los canales interdendríticos (debido a la segregación del Fe durante el proceso de solidificación del aluminio primario). En consecuencia, si éstos son más anchos, darán lugar a la formación de placas de β de mayor tamaño

FIGURA 8 – OBSERVACIÓN DEL TAMAÑO DE PLACA DE β , Y ESTRUCTURA DENDRÍTICA PARA UNA ALEACIÓN AL-SI-CU CON 0,7%FE ; 1%CU Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO 0,5°C/SEG



CONCLUSIONES

- De la observación de las tablas IV, V, VI se concluye que los elementos de aleación (cobre) y las impurezas (hierro) producen importantes modificaciones sobre los parámetros microestructurales (tamaño de celda, DAS, tamaño de placa β).
- El aumento en el porcentaje de Fe afecta en forma directa el tamaño de placa β para un dado porcentaje de Cu, y una dada velocidad de enfriamiento, situación que se observa en el gráfico de la Figura 5.
- Al aumentar el contenido de Cu, disminuye el tamaño de celda dendrítico. Por otra parte, existe un efecto indirecto entre el porcentaje de Cu y el tamaño de la placa β , a causa de la modificación del tamaño de los canales interdendríticos (achicamiento)

conforme disminuye el porcentaje de Cu.

- Al aumentar en el porcentaje de Cu y/o Fe, se observa una disminución en el espaciado de brazos interdendríticos.
- Esta situación afecta de manera directa sobre los mecanismos de solidificación, teniendo en consideración que el mecanismo de alimentación forzada (burst feeding) se ve activado cuando los canales interdendríticos, por entre los cuales debe moverse el metal fundido, se ven fuertemente obstruidos, o presentan un efecto de taponamiento.
- Resulta evidente que para las aleaciones aquí estudiadas, contenido de Cu de 1%, el efecto microestructural es el que gobierna sobre la menor fluidez que presenta la aleación, el resultado es que el mecanismo de alimentación forzada no es activado. En cambio, cuando el contenido de Cu es de 3,5%, nuevamente el efecto microestructural prepondera sobre la fluidez, produciendo un aumento de la presión metalostática, a causa del menor espacio interdendrítico resultante, induciendo a la rotura de brazos dendríticos (DAS) y promoviendo la actuación del mecanismo de alimentación forzada.

REFERENCIAS

- [1] CAMPBELL, J. American Foundrymen's Society. **Cast Metals Research Journal**. P. 1-8, mar.1969.
- [2] TAYLOR, J. A. et al. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.3A, p. 1643-1650, 1999.
- [3] TAYLOR, J. A.; SCHAFFER, G. B.; ST. JOHN, D. H. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.3 A., p.1651-1655, 1999).
- [4] TAYLOR, J. A.; SCHAFFER, G. B.; ST. JOHN, D. H. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 3 A. p. 1657-1661, 1999.
- [5] FUOCO, R.; CORREA, E. R.; GOLDENSTEIN, H. **A.F.S. Transactions**, p. 1151-1157, 1996.
- [6] FUOCO R.; CORREA, E. R.; DE ANDRADE BASTOS, M. **A.F.S. Transactions**, p. 401-409, 1998.
- [7] QUENTIN, J. P.; GONZÁLEZ, A. **Relación entre modo de solidificación y características de la fase β -Al₅Fe Si en aleaciones base Al-Si**. 2002.

[8]. SCHUMACHER, J. J.; SOIBELZON, H. L. y GONZÁLEZ, A. C. **Relación entre modo de solidificación y características de la fase β -Al₅FeSi en aleaciones base Al-Si.**

Laboratorio de Investigaciones en Metalúrgica Física "Ing. Gregorio Cuminsky" (LIMF), Departamento de Mecánica – Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata.

[9] BÄCKERUD, L.; CHAI, G.; TAMMINEN, J. **Solidification Characteristics of Aluminun**, 1990. v. 2