



Ingeniería. Investigación y Tecnología

ISSN: 1405-7743

iit.revista@gmail.com

Universidad Nacional Autónoma de México
México

Martínez-Delgado, E.J.; Ortega de la Rosa, R.; Cisneros-Guerrero, M.A.; Haro-Rodríguez, S.
Efecto del NaCl sobre una aleación de Al-Si hipoeutética vaciada
Ingeniería. Investigación y Tecnología, vol. X, núm. 4, 2009, pp. 331-342
Universidad Nacional Autónoma de México
Distrito Federal, México

Disponible en: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=40416035005>

- Cómo citar el artículo
- Número completo
- Más información del artículo
- Página de la revista en redalyc.org

redalyc.org

Sistema de Información Científica
Red de Revistas Científicas de América Latina, el Caribe, España y Portugal
Proyecto académico sin fines de lucro, desarrollado bajo la iniciativa de acceso abierto

Efecto del NaCl sobre una aleación de Al-Si hipoeutética vaciada

Effect of NaCl Upon an Al-Si Casting Alloy Hypoeutec

E.J. Martínez-Delgado
Instituto Tecnológico de Zacatecas.
Departamento de Metal-Mecánica, Zacatecas, México.
E-mail: enriquemartinez_1999@yahoo.com

R. Ortega de la Rosa
Instituto Tecnológico de Zacatecas.
Departamento de Metal-Mecánica, Zacatecas, México.
E-mail: rubin_ortega_2002@yahoo.com.mx

M.A. Cisneros-Guerrero
Instituto Tecnológico de Saltillo.
Departamento de Metal-Mecánica, Saltillo, Coahuila, México.
E-mail: cisneros@its.mx

S. Haro-Rodríguez
Universidad Autónoma de Zacatecas.
Maestría en procesos y materiales, Zacatecas Zac. México.
E-mail: haros907@hotmail.com

(Recibido: agosto de 2007; aceptado: marzo de 2008)

Resumen

Este trabajo comprende el estudio del efecto del NaCl tipo Halita sobre la morfología del Si eutético y la porosidad en una aleación fundida Al-Si hipoeutética. La fusión se llevó a cabo en dos hornos, el primero a combustión con gas LP en crisol de grafito con la finalidad de incrementar el contenido de Si en la aleación de 0.13 a 5 % en peso, utilizando silicio metálico con una pureza de 99.35%, y el segundo de resistencias eléctricas en el mismo tipo de crisol para controlar la temperatura a 750° C. El material fundido fue vaciado en moldes de arena. La sal se añadió al baño metálico a 0.5, 1.5 y 2.5% en peso, respectivamente, pulverizada y precalentada a 150° C durante 60 min, mediante dos técnicas, 1) insuflación mediante gas argón y 2) por gravedad. Las muestras obtenidas fueron analizadas metalográficamente evidenciando un cambio morfológico del Si eutético, las muestras con 1.5 y 2.5% de sal agregada por gravedad presentaron más este efecto. También se encontró desgasificación del baño metálico al aplicar la sal común sobre las muestras, los mejores resultados se observaron en las muestras con 1.5% en peso de sal. Finalmente, mediante Microscopía Electrónica de Barrido, se caracterizaron los precipitados presentes en las muestras.

Descriptores: Aluminio, porosidad, modificación, sodio, solidificación, Al-Si hipoeutético.

Abstract

This work, comprehends the study about the effect of NaCl kind Halite upon the morphology of eutectic Silicon and porosity in a cast hypoeutectic Al-Si alloy. The melting was

carried out in two furnaces, the first to combustion of LP gas in graphite crucible to increase the content of Si in the alloy from 0.13 to 5% wt using metallic silicon with a purity of 99.35% wt, and the second of electric resistances in the same kind of crucible to control the temperature at 750° C. The melting material was casting into molds of sand shell. To add the salt into the metallic bath, two techniques were used; one with injection by means of Argon gas and the other one by gravity, in both cases three quantities of salt were used, 0.5, 1.5 and 2.5% wt respectively, powdered and preheated at 150° C during 60 min. The obtained samples were analyzed metallographily evidencing the modification of the eutectic Si, presenting the best results the samples with 1.5 & 2.5% wt of salt added by gravity. Too was obtained effect of Salt upon the degassing of bath metallic, where the samples with 1.5% wt presented the best results. Finally, by means of Scanning Electron Microscopy, the precipitates present were characterized in the samples.

Keywords: Aluminium, porosity, modification, sodium, solidification, Al-Si alloy.

Introducción

Las aleaciones de Aluminio vaciado, constituyen en términos de tonelaje, el segundo grupo más grande de consumo de metales después de las aleaciones de fierro vaciado (Modern Casting, 2003) y en particular, las tipo Al-Si son ampliamente utilizadas en la industria automotriz, estructuras aeroespaciales y aplicaciones militares, debido a sus buenas propiedades mecánicas, bajo peso, buena soldabilidad, buena conductibilidad térmica, relativamente alta resistencia a alta temperatura, excelente resistencia a la corrosión, así como excelente fluidez al vaciado (Haque *et al.*, 1998). El hidrógeno es el único gas que tiene una solubilidad apreciable en el aluminio y sus aleaciones, su solubilidad varía directamente con la temperatura y la raíz cuadrada de la presión. En el punto de fusión del aluminio puro, hay un incremento de solubilidad de hidrógeno de 0.68 ml/100 g de aluminio, al transformar del estado sólido (0.02 ml/100 g de Al) al estado líquido (0.7 ml/100 g de Al).

En el estado líquido, también se observa una fuerte dependencia con la temperatura. En la solidificación, casi todo el hidrógeno disuelto en el líquido es rechazado por el enfriamiento del sólido; también se ha reportado (Gruzleski *et al.*, 1990) que la porosidad se debe a dos factores, por el efecto de burbujas de hidrógeno y por contracción (rechupes). Debido a la evolución de las microestructuras durante el proceso de solidificación, la microestructura no solamente determina las propiedades mecánicas, sino que también define los límites del diseño de vaciado, la colabilidad de la aleación y la susceptibilidad a la formación de defectos (Zindel *et al.*, 2001). La forma del Si eutéctico juega un papel muy importante en las propiedades mecánicas de las

aleaciones Al-Si, particularmente en su resistencia a la elongación, incrementando su ductilidad mediante el refinamiento estructural del silicio eutéctico, cuya fase es inherentemente frágil; sin embargo, su morfología se modifica de placas aciculares gruesas a una estructura fibrosa (similar a una alga marina) o laminar fina, mediante la adición de pequeñas cantidades de los elementos de la familia IA, IIA y tierras raras de la tabla periódica, o bien, con velocidades de enfriamiento altas (Gruzleski *et al.*, 1990), (Backerud *et al.*, 1990). El estroncio, sodio y antimonio son los tres elementos modificadores más utilizados comercialmente para tratar las aleaciones fundidas de Al-Si (Gruzleski *et al.*, 1990), K. Nogita y colaboradores (2001) han reportado la modificación del eutéctico Al-Si con Ba, Ca, Y y Yd, proponiendo sus mecanismos de solidificación.

Desafortunadamente, estudios recientes han demostrado que la modificación está asociada con efectos negativos tales como porosidad, agrietamiento y pobre acabado superficial (Gruzleski *et al.*, 1990), (Knuutinen *et al.*, 2001). A.K. Dahle y colaboradores (2005), reportaron que el Sr es más potente su efecto modificador en el cambio morfológico del Si eutéctico que el Sb. También se ha reportado el uso de la combinación de elementos modificantes; sin embargo, se encontró que el Na y el Sr reaccionan con el Sb, formando una serie de precipitados en el material fundido (Gruzleski *et al.*, 1990). L. Lu y colaboradores (2005), reportan en su trabajo que el efecto de la adición combinada del Na y Sr, es prácticamente el mismo que el del Na al inicio, es decir, el cambio morfológico obtenido en ambos casos (Sr-Na y Na) fue el mismo; no obstante, ellos encontraron que después de un tiempo de mantenimiento a 730 °C hay una interacción negativa entre estos dos

modificadores, lo cual, según ellos se debe a una pérdida por evaporación de estos elementos; así tenemos que, de todos los elementos modificadores, el sodio es el más poderoso, produciendo estructuras modificadas más uniformes a más bajas concentraciones que las que se producen con los demás; sin embargo, debido a que es un elemento muy reactivo, se ha limitado su uso en la industria debido a que se ha reportado que esta fuerte reacción origina absorción de hidrógeno de atmósfera. L. Bäckerud y colaboradores (1990), reportan que después de dos fundiciones, la acción modificadora del sodio prácticamente desaparece, lo cual no ha sido observado respecto al estroncio.

El propósito de este trabajo es estudiar el efecto del NaCl (sal común), sobre la morfología del silicio eutéctico y porosidad en una aleación Al-Si hipoeutéctica, normalmente este material se usa en la industria de la fundición de aleaciones de aluminio como fundente, sin conocer si existe alguna interacción de este material con la aleación de aluminio. También este estudio puede servir como una propuesta de una diferente fuente de elemento modificador, ya que en la actualidad sólo se ha reportado la modificación del Si eutéctico usando elementos puros o aleaciones maestras entre estos elementos y el aluminio y muy pocas ocasiones fundentes como fluoruro de Na (Lu *et al.*, 2005).

Desarrollo experimental

a) Estudio del NaCl utilizado

La sal utilizada en este trabajo fue obtenida de yacimientos minerales de la región de Villa de Cos Zacatecas México, cuyo diámetro promedio de partícula (d_{80}) fue de 2.8 mm, este material se pulverizó manualmente en un mortero de laboratorio, obteniéndose mediante análisis granulométrico un d_{80} de 0.5 mm, posteriormente se realizó un análisis de determinación de humedad, tomando una muestra representativa de 20 g. mediante el método de cuarteos tanto pulverizada como en grano, ambas muestras fueron calentadas en una mufla (horno de resistencias eléctricas) a 150 °C durante 60 minutos y por diferencia de pesos se determinó la cantidad de humedad desprendida, 24.1 y 3.25 % respectivamente, lo que implica que la sal pulverizada tuvo una mayor área superficial, facilitando el desprendimiento de humedad.

Finalmente, para calcular la cantidad de sal necesaria se determinó su composición mediante análisis químico por vía húmeda (volumetría) y difracción de rayos x, obteniéndose una pureza de NaCl de 99.547.

b) Obtención de muestras para estudio

La aleación base para el presente estudio fue obtenida a partir de chatarra de aluminio de cancelería. La fundición se llevó a cabo en dos etapas, en la primera etapa se utilizó un horno con combustión de gas LP y aire insuflado con crisol de grafito de 30 Kg, en donde se incrementó el contenido de Si de 0.134 a 5% en peso (considerando otros trabajos reportados en la literatura, (Gruzleski *et al.*, 1990), (Backerud *et al.*, 1990), (Nogita *et al.*, 2001), añadiendo al baño fundido Si metálico con una pureza de 99.35 % en peso, para asegurar la disolución del Si, se mantuvo la aleación líquida a 750 °C durante 30 minutos; en la segunda etapa se utilizó un horno eléctrico marca Carbolite modelo GPC 12/200 con pequeños crisoles de grafito de 3 Kg únicamente para mantener la temperatura a 750 °C. Tanto la aleación de chatarra fundida como la aleación base Al-Si, fueron analizadas mediante espectrometría de emisión por chispa. Considerando previos estudios (Martínez *et al.*, 2004) y sistemas de desgasificación reportados en la literatura (Zalensas, 1993), la sal fue añadida al baño metálico mediante dos técnicas:

- 1) insuflada con gas inerte (argón) y
- 2) por gravedad.

Con la finalidad de asegurar la mejor interacción entre los granos sólidos de NaCl y el baño metálico; en ambos casos se manejaron tres cantidades de sal, 0.5, 1.5 y 2.5% en peso, respectivamente, pulverizada y precalentada a 150° C durante 60 min.

La aleación fundida y tratada con NaCl, fue vaciada en moldes de arena obtenidos mediante el proceso shell (figura 1a), cuyo diseño fue de tal manera para evitar impurezas e interacciones en las zonas de estudio de donde se obtuvieron las muestras para su análisis. La tabla 1 muestra la nomenclatura utilizada.

c) Análisis microestructural

Una vez cortadas las muestras (figura 1b), éstas fueron preparadas metalográficamente mediante desbaste en lijas de SiC marca Buehler y pulidas en discos de paño de poliéster con pelo y pasta de alúmina de 5 y 1 μm sin ataque químico, las cuales fueron observadas en un microscopio óptico metalográfico de platina invertida marca Iroscope, así mismo se hicieron mediciones de espaciamiento dendrítico secundario promedio (DAS) a cada muestra y su respectivo análisis cuantitativo de porosidad (área ocupada por los poros entre el área total

de la fotomicrografía), mediante un analizador de imágenes (Sigma Scan Pro 5). Para analizar químicamente los precipitados presentes, se utilizó un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca FEI modelo QUANTA 200 con EDX Oxford Instruments. La tabla 1 muestra la nomenclatura utilizada en las muestras.

Tabla 1. Nomenclatura utilizada en las muestras

Modo de aplicación	% en peso de Sal		
	0.5	1.5	2.5
Inyección con argón	A5	A15	A25
Por gravedad	G5	G15	G25

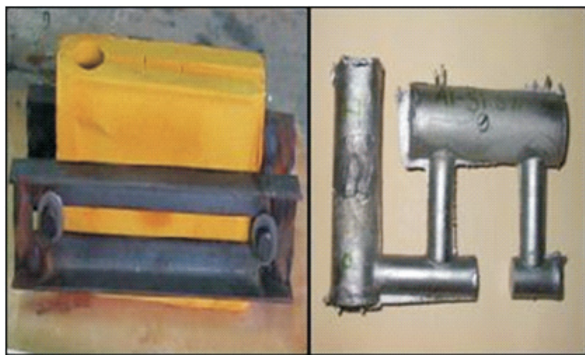


Figura 1. Fotografías mostrando, a) Molde de arena shell y b) Sección de donde se cortaron las muestras

d) Medición del ángulo de contacto entre el NaCl y la aleación de aluminio líquido

Con la finalidad de estimar cualitativamente la interacción del NaCl sólido en la aleación de aluminio líquida, se colocó dentro del horno eléctrico (marca Carbolite modelo GPC 12/200) a 750 °C durante 60 minutos, una briqueta sólida de NaCl de 5 cm de diámetro y 0.5 mm de espesor (la cual se preparó con sal pulverizada y seca) y un cubo de 1 cm³ de aleación de Al-Si (colocado arriba de la briqueta), una vez fundida la aleación Al-Si, se obtuvo una gota líquida sobre el NaCl sólido, tomándose fotografías con una cámara digital marca Sony tipo cyber shot P32, las cuales se analizaron con un software de imágenes Sigma Scan Pro 5, obteniéndose un ángulo de contacto de 75°, que de acuerdo a la teoría de nucleación (Kurtz, 1986) implica que hay mojabilidad limitada de la sal en la aleación Al-Si.

Resultados y discusión

1) Estudio del NaCl utilizado

La tabla 2 muestra los resultados obtenidos del análisis químico de la sal utilizada.

Tabla 2. Reporte del análisis químico de la sal en porcentaje en peso

NaCl	Ion Sulfato	Ion Mg	Ion Ca	Ion Cl	Insolubles
99.547	0.035	0.218	0.067	60.39	0.073

La figura 2 muestra los resultados obtenidos en el análisis de difracción de rayos x, que de acuerdo a un análisis matemático mediante la ecuación (1) deducida de la ley de Bragg y la distancia interplanar, se obtiene que el primer pico (31.5°) corresponde al plano (100), el segundo pico (45.3°) al plano (110) y finalmente el pico más pequeño (66.1°) al plano (200), entonces, de acuerdo a la literatura (Cullity, 1978) se trata de una muestra de NaCl, el cual forma una red cúbica simple que también puede ser considerada como cúbica de caras centradas, lo cual nuevamente confirma la pureza de la sal utilizada respecto al NaCl.

$$d_{hkl} = \frac{a_0}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (1)$$

Tomando en cuenta la pureza del NaCl obtenida de la tabla 2, se calculó la cantidad teórica necesaria de sal para desgasificar la aleación, considerando la ecuación (2) propuesta por John E. Gruzleski y colaboradores (1990); y suponiendo que todo el cloro del NaCl reacciona con el hidrógeno del baño metálico, lo cual dio como resultado 0.33 % en peso de sal para eliminar la totalidad del hidrógeno en la aleación líquida. En base a este cálculo se establecieron los parámetros experimentales de la adición de sal.

$$\log_{10} S = \frac{-2550}{T} + 2.62, \quad (2)$$

donde S es la solubilidad en mm de hidrógeno a temperatura estándar y presión de 100 g. de aluminio; T es la temperatura expresada en grados Kelvin.

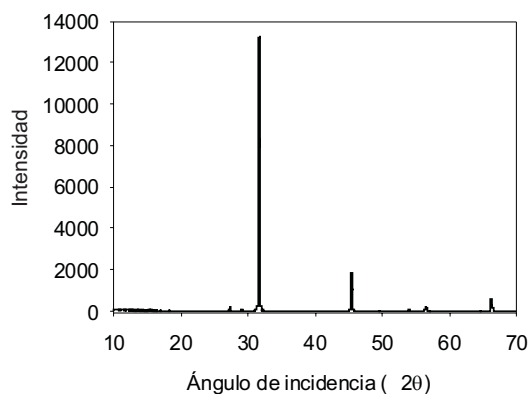


Figura 2. Difractograma correspondiente a la sal utilizada en este trabajo.

Tabla 3. Composición química (% en peso) de la chatarra fundida y aleación Al-Si

Aleación	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Mn	Sr	Ti
Chatarra fundida	0.134	0.416	0.013	0.005	0.006	0.015	0.0006	0.005
Aleación Al-Si	5.12	0.519	0.044	0.243	0.014	0.010	0.0009	0.012

2) Muestras para estudio

La tabla 3, muestra la composición química de la chatarra de aluminio y de la aleación base Al-Si respectivamente, obtenidas mediante espectrometría de emisión por chispa, también se puede observar que el aumento de silicio fue de acuerdo a lo esperado (5% en peso), así mismo se puede apreciar que también hubo un incremento considerable de Mg en la aleación, esto se debió sin duda alguna a la interacción de la sal con el baño metálico, ya que no hay otra fuente posible de Mg detectada en estos experimentos, este metal contribuye al incremento en dureza y resistencia en las aleaciones Al-Si, debido a que la solubilidad del Mg_2Si es dependiente de la temperatura (Totten *et al.*, 2003); otro aspecto interesante es que el estroncio permaneció prácticamente constante, ya que se incrementó tan solo 3 ppm, lo cual, de acuerdo a la literatura (Gruzleski, 1990), (Zalensas, 1993), no tiene efecto sobre la modificación del silicio eutéctico.

3) Análisis microestructural

3.1 Modificación del Si eutéctico y fases presentes

La figura 3 presenta las fotomicrografías de las muestras correspondientes a la chatarra fundida y

aleación base Al-Si. En la figura 3b se puede apreciar que tiene mayor cantidad de silicio eutéctico con morfología acicular en la escala #1 según lo reportado en la literatura respecto al rango total de microestructuras observadas en una aleación de aluminio hipoeutéctica modificada (Gruzleski, 1990), (Zalensas, 1993), debido al incremento de su contenido en la aleación Al-Si. Otra diferencia interesante que se puede apreciar en esta figura es en el tamaño de grano, siendo más grande en la muestra de chatarra fundida, cuyo espaciamiento dendrítico secundario promedio (DAS) fue de $129.49 \mu m$, debido a que contiene muy poco silicio y como no se utilizó refinador de grano, no presentó muchos sitios favorables para la nucleación (Kurtz, 1986); en contraste, en la muestra de la aleación base Al-Si se observó un grano un poco más fino con un DAS de 127.7 micras, fenómeno que se debió al efecto del silicio en la aleación, el cual incrementó la fase eutéctica de este elemento, ocasionando una disminución en el tamaño de grano dendrítico de la fase primaria $\alpha-Al$ a diferencia de la muestra de chatarra fundida, cuyas dendritas crecieron libremente, esto significa que la nucleación y crecimiento del eutéctico de silicio, en este caso, se dan en las puntas de las dendritas de $\alpha-Al$, lo que está en acuerdo a lo reportado por A.K. Dahle y colaboradores (2001).



Figura 3. Fotomicrografía de la chatarra fundida (a) y de la aleación Al-Si (b)

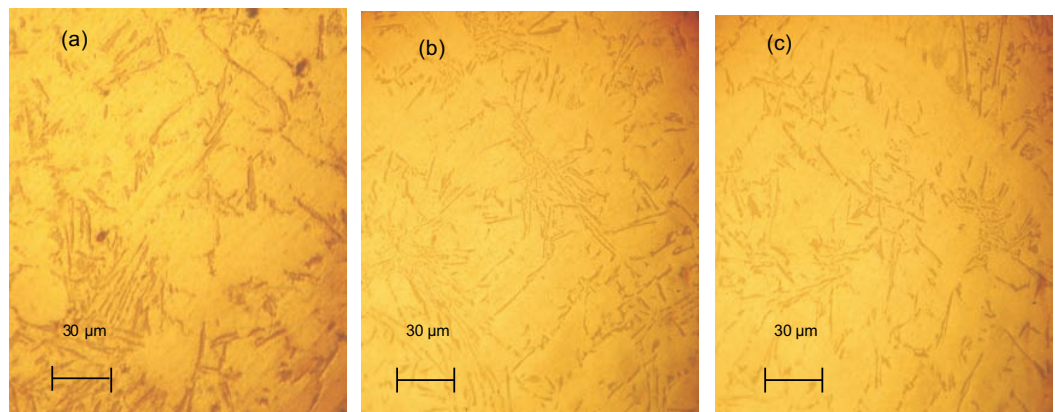


Figura 4. Fotomicrografías de las muestras A5 (a), A15 (b) y A25 (c)

En la figura 4 se presentan las correspondientes fotomicrografías de las muestras A5, A15 y A25, las cuales no exhibieron ninguna modificación en la morfología del silicio eutéctico, debido a que el argón presentó un efecto desfavorable a la modificación del silicio eutéctico, porque el Na es muy volátil (Backerud *et al.*, 1990) y fue arrastrado por el gas inerte, lo cual de alguna manera está en acuerdo con la teoría propuesta por L. Lu y colaboradores (2005), ya que ellos proponen que el desvanecimiento de los elementos modificadores se debe a su evaporación; sin embargo, este efecto aún no es claro.

La figura 5 muestra las fotomicrografías de las muestras G5, G15 y G25. Comparando estas fotomicrografías con las de la figura 3, se observa un tamaño de grano más fino, debido al efecto refinador de los granos sólidos del NaCl, los cuales actúan como sitios de nucleación (Kurtz, 1986). La muestra G5 presentó una leve modificación de la morfología del silicio eutéctico, que

de acuerdo al rango total de microestructuras reportadas en la literatura (Gruzleski *et al.*, 1990), (Zalensas, 1993) corresponde a una estructura de laminar a submodificada (#2 a #3), con un tamaño de grano pequeño (DAS de 76.74 µm), mientras que la muestra G15 presentó una estructura submodificada (#3 a #4) de acuerdo a la escala de modificación (Gruzleski *et al.*, 1990), (Zalensas, 1993), con un DAS promedio de 84.0 µm, debido a la mayor cantidad de sal utilizada. En la muestra G25 se observó una morfología del Si eutéctico de submodificada a bien modificada de acuerdo a la literatura (Gruzleski *et al.*, 1990), (Zalensas, 1993), con un espaciado dendrítico secundario de 64.6 µm.

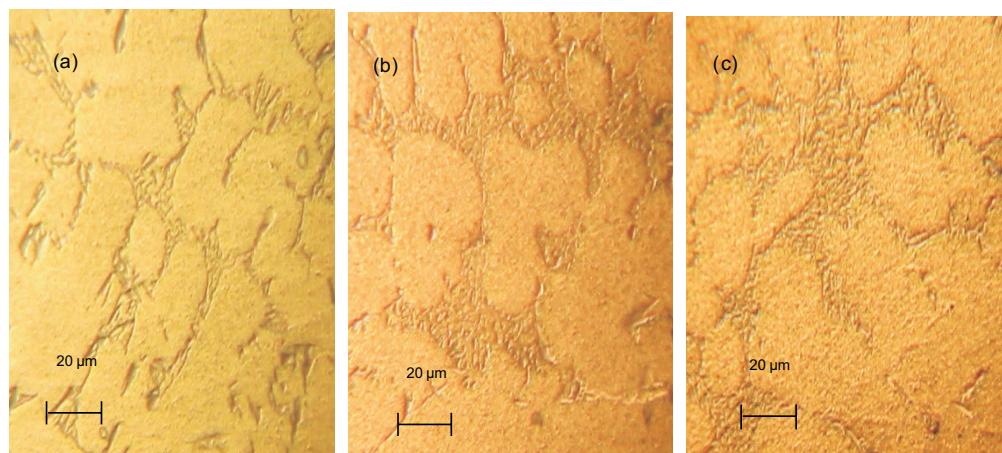


Figura 5. Fotomicrografías de las muestras G5 (a), G15 (b) y G25 (c)

Considerando la cantidad estequiométrica de Na contenida en la sal utilizada y agregada al baño metálico, esto es: 1956, 5868 y 9780 ppm de sodio al agregar 0.5, 1.5 y 2.5% en peso de NaCl, respectivamente, estas cantidades están muy por arriba de lo reportado en la literatura (de 100 a 200 ppm) para tener una buena modificación de la morfología del Si eutéctico (Zindel *et al.*, 2001), (Zalensas, 1993). No se obtuvieron buenos resultados de la modificación morfológica del Si eutéctico a pesar de tener teóricamente un exceso de Na en el sistema, debido a la limitada disolución del NaCl en la aleación líquida, lo cual se comprobó en forma cualitativa mediante los experimentos de la interacción entre la briqueta de NaCl sólido y la gota líquida de aleación de Al-Si, obteniéndose un ángulo de contacto grande (75°), el cual fue determinado bajo las mismas condiciones experimentales de las aleaciones fundidas tratadas con NaCl, y de acuerdo a la teoría de nucleación heterogénea y la ecuación (3) (Kurtz, 1986) implica que hay movilidad limitada de la sal en la aleación Al-Si, debido a una elevada tensión superficial entre ambos, lo que debería de ser estudiado con más profundidad, ya que de lograr la total disociación del NaCl en el aluminio líquido, se contaría con un material muy económico y eficaz en el tratamiento del aluminio líquido para el mejoramiento de sus propiedades mecánicas.

$$\Delta F_{Tot} = \frac{4\pi r^3}{3} = \Delta F_V + 4\pi r^2 \gamma, \quad (3)$$

donde ΔF_{Tot} es el cambio de energía libre de Gibbs relacionada a la formación de una nueva fase, r es el radio de la nueva partícula, ΔF_V es el cambio de energía libre

debida a la formación del núcleo de unidad de volumen y γ es la energía de superficie por unidad de área.

Los resultados obtenidos del análisis de microscopía electrónica de barrido indicaron la presencia de cinco fases muy parecidas a las reportadas por F.H. Samuel *et al.* (1996), así como por E.J. Martínez D. *et al.* (2005), cuya discrepancia fue en su relación atómica, debido a la diferencia en composición química; sin embargo, en cuanto a morfología y distribución fue prácticamente la misma. La tabla 4, reporta el análisis de los espectros señalados en la figura 6, obtenida del análisis químico puntual mediante EDX con microscopía electrónica de barrido (MEB) de la muestra G15 y mapeo químico de la muestra G5.

La figura 7 muestra las fotomicrografías obtenidas del mapeo químico de la muestra G5, usando EDX en el MEB, en la cual se puede apreciar la distribución de los elementos en las fases estudiadas, donde las zonas brillantes indican la riqueza del elemento en cuestión.

Durante el análisis por microscopía óptica y electrónica se observaron cinco fases en todas las muestras. Las fases ricas en Cu se presentaron con morfología tipo "Blocky" o masiva enriquecidas con Mg, debido al bajo contenido de Cu y alto contenido de Mg (tabla 3), favoreciendo su formación hacia las zonas interdendríticas; se pudo apreciar que esta fase se presentó en más abundancia en las muestras G15 y G25, debido a que se favorece en presencia de elementos modificantes, lo cual está de acuerdo con lo reportado por Samuel (1996) y Martínez (2005) la fase rica en cobre con morfología de eutéctico fino no se observó en estas muestras debido a su bajo contenido de este elemento en la aleación.

Tabla 4. Análisis químico de los espectros señalados en la figura 6, obtenidos del MEB mediante EDX

Espectro	Elemento (% at)					Tipo de fase
	Mg	Al	Si	Fe	Cu	
1		97.96	1.11		0.93	α Al
2	36.59	29.34	25.56		8.51	$\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$
3	7.74	80.28	3.75		8.23	Al_2Cu (rica en Mg)

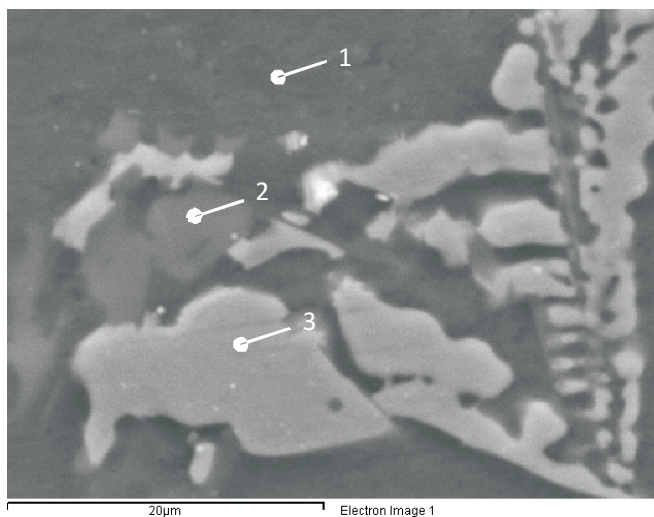


Figura 6. Fotomicrografía de la muestra G15, mediante EDX, mostrando fases ricas en Fe, Cu y Mg

También se observaron fases en forma de agujas, las cuales corresponden a la fase rica en hierro $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (Dahle *et al.*, 2001), (Samuel *et al.*, 1996), de acuerdo a la literatura existe otra fase rica en Fe en forma de escritura china, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$; sin embargo, en este estudio no se observaron, esto se debe al bajo contenido de Mn, ya que éste favorece la formación de este tipo de fase (Samuel *et al.*, 1996). Las fases ricas en silicio, corresponden al eutéctico principal, el cual se obtuvo con morfología acicular en ausencia de modificación y en forma de alga marina (Backerud *et al.*, 1990) o estructura fibrosa cuando sufrió modificación con el Na proveniente del NaCl. Finalmente, se pudo observar la presencia de la fase rica en Magnesio $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$, la cual está asociada a las fases ricas en Cu con morfología masiva y las agujas de fases ricas Fe, lo cual corresponde a la reacción de precipitación multifásica ($l \rightarrow \alpha\text{Al} +$

$\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) que tiene lugar al final de la solidificación, reportado por E.J. Martínez *et al.* (2005).

3.2 Porosidad

La figura 8 muestra los resultados obtenidos del análisis de porosidad (% en peso), para cada muestra en ambos métodos de aplicación de la sal al baño metálico (con Ar y por gravedad). La muestra con menor porcentaje de porosidad fue la A25, debido por un lado al efecto del NaCl y por el otro, considerando la ley de Sievert (ecuación (4)), el gas argón favorece la desgasificación disminuyendo la presión metalostática del baño metálico y con ello, disminuye la presión interna del sistema favoreciendo la salida del cualquier material gaseoso y por esta razón, la porosidad disminuye con el aumento en el

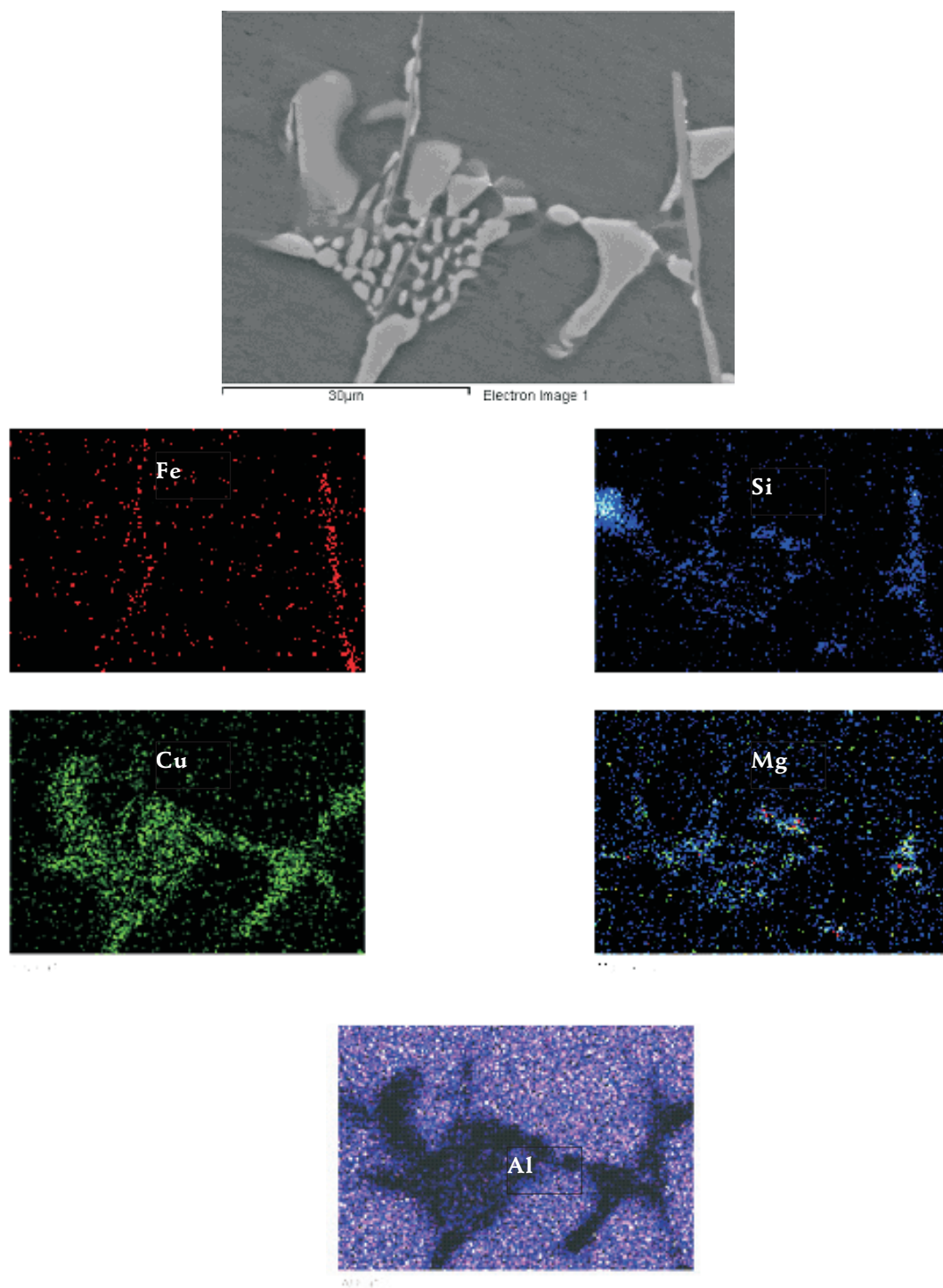


Figura 7. Resultado del mapeo químico obtenido de la muestra G5, mediante EDX en MEB

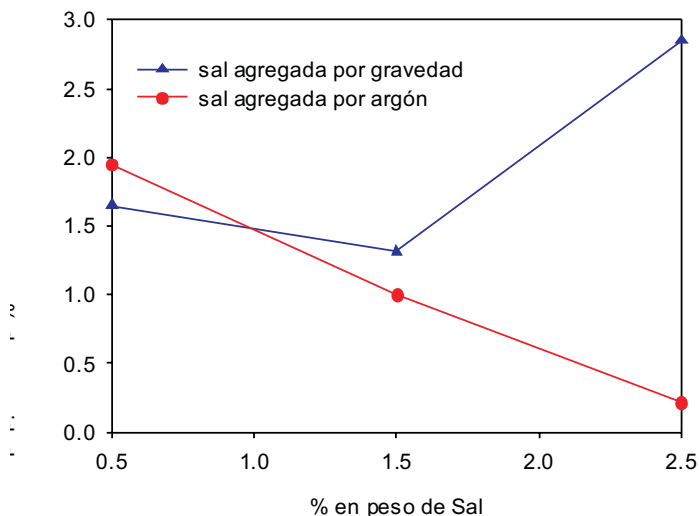


Figura 8. Gráfica de la distribución de porosidad estimada en las muestras estudiadas

porcentaje de sal en el caso de insuflación con Ar en todos los casos. Por otro lado, para la aplicación del NaCl por gravedad, la muestra G15 fue en la que se obtuvo mayor solidez; sin embargo, con adiciones mayores al 1.5% en peso de sal (a diferencia del agregado de la sal por argón), la porosidad se incrementa, este fenómeno también debería de estudiarse con más profundidad.

$$c = SP^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

donde c es la concentración de Hidrógeno disuelto en equilibrio con el hidrógeno gaseoso a una presión P, y S es el parámetro de Sievert.

Conclusiones

- Mediante la técnica por gravedad, el NaCl presentó un efecto modificador del Si eutético en ausencia de cualquier modificador, el grado de modificación permanece constante más allá del 1.5 % en peso de sal agregada.
- La técnica de insuflación del NaCl mediante gas argón desfavoreció el efecto modificador del Na sobre el Si eutético, debido a la disminución de la presión metalostática de la aleación líquida por la presión del mismo argón.
- El NaCl presentó un efecto desgasificante en la aleación de aluminio estudiada en ambas técnicas de aplicación, por gravedad y por insuflación con argón.

- No se presentó sobre modificación del Si eutético si consideramos el exceso de Na en el baño metálico, debido a la limitada mojabilidad del NaCl sólido en el aluminio líquido.

Agradecimientos

Agradecemos, al COSNET su apoyo para el financiamiento de este trabajo. Al CINVESTAV unidad Saltillo por facilitar sus laboratorios. Al Instituto Tecnológico de Saltillo por facilitar su microscopio electrónico de barrido. Al Instituto Tecnológico de Zacatecas donde se desarrolló el proyecto.

Referencias

- Backerud L., Chai G., Tamminen J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. *AFS/SKANALUMINIUM*. 2:71-229. 1990.
- Dahle A.K., Nogita K., Zinder J.W., McDonald S.D., Hogan L.M. Eutectic Nucleation and Growth in Hypereutectic Al-Si Alloys at Different Strontium Levels. *Metallurgical and Materials Transaction, A* 32:949-960. 2001.
- Dahle A.K., Nogita K., McDonald S.D., Dinnis C., Lu L. Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys. *Materials Science and Engineering, A* 413-414:243-248. 2005.
- Gruzleski J.E., Closset B. *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. American Foundrymen's Society. Inc. Des Plaines, Illinois, USA. 1990.

- Haque M.M., Maleque M.A. Effect of Process Variables on Structure and Properties of Aluminum-Silicon Piston Alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 77:122-128. 1998.
- Knuutinen A., Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K. Porosity Formation in Aluminum Alloy A356 Modified with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal of Light Metals*. Elsevier Science. 1(4):241-249. Noviembre 2001.
- Kurtz W. *Fundamentals of Solidification*. Second Edition. Netherlands. Trans Tech Publications. 1986.
- Lu L., Nogita K., Dahle A.K. Combining Sr and Na Additions in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys. *Materials Science and Engineering*. A 399:244-253. 2005.
- Martínez D.E.J. y Ramos C.R.A. Estudio del efecto de la sal común en la porosidad de una aleación de aluminio hipoeutéctica de bajo silicio. Memorias del 26 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales. Instituto Tecnológico de Saltillo, pp. 448-449, 2004.
- Martínez D.E.J. Cisneros G.M.A., Valtierra S., Lacaze J. Effect of Strontium and Cooling Rate Upon Eutectic Temperatures of A319 Aluminum Alloy. *Scripta Materialia*, 52:439-443. 2005.
- Modern Casting. *Know your Competition... 37th Census of World Casting Production - 2002*. Modern Casting Staff Report. Modern Casting. Diciembre 2003. Pp. 23-25.
- Nogita K., Knuutinen A., McDonald S.D., Dahle A.K. Mechanism of Eutectic Solidification in Al-Si Alloys modified with Ba, Ca, Y and Yd. *Journal of Light Metals*. 1:219-228. 2001.
- Samuel F.H., Doty H.W. Factors Controlling the Type and Morphology of Cu-Containing Phases in 319 Al Alloy. *AFS Transactions*, 104:893-901. 1996.
- Totten G.E., Mackenzie D.S. *Handbook of Aluminium Physical Metallurgy and Process*. Vol 1. Marcel Kerker Inc. 2003. Pp 591-642.
- Zalensas D.L. *Aluminum Casting Technology*. USA. 2nd edition. AFS. 1993.
- Cullity B.D. *Elements of X-RAY DIFFRACTION*. USA. Second edition. Addison-Wesley Publishing Company, INC. 1978. Pp. 86-87.
- Zindel J.W., Dahle A.K. Eutectic Nucleation and Growth in Hypoeutectic Al-Si Alloys at Different Strontium Levels. *Metallurgical and Materials Transactions*. 32A:949-960. 2001.

Semblanza de los autores

Enrique Javier Martínez-Delgado. Realizó los estudios de licenciatura en la carrera de ingeniería metalúrgica en el Instituto Tecnológico de Zacatecas, en el año de 1996. Obtuvo el grado de maestro en ciencias en materiales en el Instituto Tecnológico de Saltillo, donde le otorgaron mención honorífica por ser el mejor promedio. El 18 de Noviembre del 2005, obtuvo el grado académico de doctor en ingeniería, cuyo proyecto de investigación fue la solución de un problema industrial de la empresa Nemark S.A. de C.V. del grupo alfa de Monterrey N.L. y un convenio internacional (Ecos-Nord) entre México y Francia, los resultados de su proyecto de investigación fueron publicados en la revista de Scripta Materialia del Sevier y en la revista "Facultad de Ingeniería" de la Universidad de Tarapacá Arica Chile. Fue director del proyecto de investigación financiado por el Cosnet "Análisis del Efecto del NaCl como desgasificante en aleaciones de Al-Si vaciadas", el cual se desarrolló de Septiembre 2004 a Marzo 2006; con ese trabajo dirigió y asesoró a 5 estudiantes de licenciatura. Actualmente es profesor-investigador de tiempo completo del Instituto Tecnológico de Zacatecas y director del proyecto de investigación: "Estudio de las propiedades mecánicas de una aleación de Aluminio desgasificada con NaCl". Candidato a Investigador Nacional en el SNI del CONACYT.

Rubén Ortega de la Rosa. Egresado del Instituto Tecnológico de Puebla en el periodo 1981-1985, realizó estudios de doctorado en el Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (2001-2006) desarrollando la tesis sobre "Vida útil de herramientas de corte recubiertas con Multicapas de TiN-TiAlN mediante el proceso de Deposición Física fase Vapor (PVD)", actualmente labora en el Instituto Tecnológico de Zacatecas como profesor-investigador. Su experiencia profesional abarca empresas como: Volkswagen de México, Comisión Federal de Electricidad, Instituto de Investigaciones Eléctricas y otras, ocupando puestos de jefe de conservación, ingeniero de pruebas, becario-investigador y otras, cuenta con un total de 13 publicaciones en revistas nacionales e internacionales.

Miguel Ángel Cisneros-Guerrero. Doctor ingeniero en ciencias de los materiales, graduado en el Instituto Nacional Politécnico de Lorena Francia en 1984. Realizó su maestría en ciencias de los materiales en el Instituto Nacional Politécnico de Lorena, Francia en 1981 y obtuvo en 1978 el título como ingeniero metalúrgico en procesos por el Instituto Tecnológico de Saltillo. Ha participado como director en 8 proyectos de investigación financiados por el CONACYT, de igual manera en 2 proyectos de investigación financiados por el Cosnet y 4 más de investigación financiados por el sector productivo. Ha participado como director y asesor de tesis de licenciatura, maestría y doctorado. Tiene más de 32 publicaciones en revistas arbitradas e internacionales. También ha participado en múltiples ocasiones como evaluador de proyectos de investigación en el CONACYT, Cosnet y fondos mixtos. Actualmente tiene la distinción por parte del SNI del CONACYT como Investigador Nivel I (2006-2009). Es profesor investigador de tiempo completo del Instituto Tecnológico de Saltillo.

Sergio Haro-Rodríguez. Es ingeniero mecánico por la Universidad Autónoma de Zacatecas (UAZ), graduado en 1983, maestro en metalurgia y ciencias de los materiales con especialidad en soldadura por la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo y doctor en ciencia e ingeniería de los materiales por la Universidad Autónoma del Estado de Morelos, Cuernavaca, Morelos, México. Es profesor investigador titular C en la Universidad Autónoma de Zacatecas, con 22 años de antigüedad. Imparte clases en ingeniería mecánica, programa acreditado por el CACEI, y en la maestría en procesos y materiales. Miembro del Sistema Nacional de Investigadores desde el año 2001. Fue cofundador y responsable de los programas de especialidad en procesos metalúrgicos de manufactura y de la maestría en procesos y materiales. Es líder del cuerpo académico en procesos y materiales, CA UAZ-66 en vías de consolidación. Autor de diversos trabajos científicos en el campo de la metalurgia física, publicados en revistas como International Journal of Cast Metals, Materials and Engineering A, Materials Research, Materials Chemistry and Physics, entre otras. Sus líneas de investigación son la caracterización, soldadura y tratamientos térmicos de aceros resistentes al calor y de aleaciones de aluminio, propiedades mecánicas de metales y sus aleaciones. Ha dirigido tesis de licenciatura, de especialidad, de maestría y doctorado en diversas instituciones como la UAZ, la Universidad Tecnológica del Estado de Zacatecas, el Instituto Tecnológico de Zacatecas y la Universidad Autónoma de Nuevo León.