

## CAPÍTULO 5

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

#### 5.1. Conclusiones.

El tamaño de grano de las muestras disminuye a reducir el contenido de Fe siendo este efecto más notorio en las muestras con bajo contenido de T. Se observó también que la disminución de tamaño va acompañada de la desaparición de los granos columnares en las muestras soldadas en modo metálico con bajo contenido de T.

El aumento en la velocidad de soldadura es deseable ya que disminuye apreciablemente el área y la longitud de las fases ricas en Fe lo que favorece el aumento de la esfericidad de las partículas. Adicionalmente el área total de fases disminuyó en todas las muestras estudiadas a aumentar la velocidad de soldadura.

Aumentar el contenido de Fe en las muestras soldadas entiende el área de las partículas ricas en Fe aumenta más de debido a formarse fases con menor longitud lo que hace que la esfericidad aumentara mientras que en las muestras de bajo contenido de Fe en las que no se respetó la relación 2:1 entre Fe y Mn el contenido mínimo de 0.4% de este elemento se presentaron fases de área menor pero con mayor longitud lo que disminuyó la esfericidad de las fases.

Se encontró que al disminuir el contenido de Fe en las muestras de alto contenido de T soldadas en modo metálico el área de las partículas ricas en Fe tiende a disminuir. Efectos

síntesis se observaron en alrededor de 200 nm que hizo que la esfericidad de las partículas disminuyera. En las muestras de bajo contenido de T se presentó una disminución apenas perceptible de área de las fases mientras que alrededor de 200 nm no presentó cambios lo que dio como resultado una general disminución de la esfericidad. Lo que permite concluir los efectos de Fe y el T a estas variables de solidificación sobre la microestructura de las muestras.

Las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación y detectadas durante el análisis de imagen se reducen sustancialmente tanto en su tamaño como en su cantidad al aumentar la temperatura de solidificación de 460 a 500 °C. La disminución de las fases durante el enfriamiento tiende a mejorar la respuesta de materia a tratamiento térmico posterior y por ende debe mejorar las propiedades mecánicas. Las piezas sometidas al tratamiento de enfriamiento a 500 °C no mostraron signos de fusiones parciales agrimeo por lo que esta temperatura podría ser usada en la práctica industrial si se tiene un control adecuado de la misma.

Bajo las condiciones de las pruebas estudiadas no se encontró que el Sr afectara la morfología de las partículas en Fe o Cu.

## 5.2. Recomendaciones para trabajos futuros.

Es necesario que en trabajos futuros se trate de variar sistemáticamente el contenido del Fe y de Mn en modos que provean un gradiente de velocidades de solidificación o que permitiría sumar el efecto de la modificación química causada por el Mn en las fases ricas en Fe. También sería deseable estudiar el efecto de aumento o disminución de cualquiera de estos dos elementos sobre la morfología de las fases intermetálicas bajo la gama de velocidades de solidificación que se pueden observar en las piezas finas.

El desarrollo de un estudio microestructural con otro relacionado con las pruebas de tensión y fatiga mecánica permitirá obtener mejor el mecanismo de propagación de grietas en la materia y ver qué efecto tiene la modificación de la geometría de las fases ricas en Fe sobre este mecanismo.

## Referencias

- [1] J E Gruz esk y B M Cosset The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys AFS 1990 pp 76-77 25-50 y 127 141
- [2] P N Crepeau The Effects of Iron in Aluminum-Silicon Casting Alloys A Critical Review AFS 99' Casting Congress Apr 23-26 1995
- [3] L Bäckerud G Cha and J Tamminen Sulfation Characteristics of Aluminum Alloys volume 2 Foundry Alloys AFS skanumnum U.S.A 1990 pp 71-101
- [4] M Otte S McDonald J Taylor D Stohn W Schneider Controlling Porosity Related Casting Rejects Understanding the Role of Iron in Aluminum-Silicon Alloys CASTEXPO American Foundrymen's Society St Louis Missouri U.S.A March 13-16 1999
- [5] A M Samue and F H Samue G Gundrault Microstructural Observation of Porosity in A3192 Alloy Effect of Mold Type and Cooling Rate CASTEXPO American Foundrymen's Society St Louis Missouri U.S.A March 13-16 1999
- [6] G Gustafsson T Thorvaldsson y G L Dunlop The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys Meturgical Transactions A Volume 17A January 1986 pp 45-52
- [7] R Makay and J E Gruz esk Quantification of iron in aluminum-silicon foundry alloys via thermal analysis Int J Cast Metals Res 1997 Vol 10 pp 131-145

- [8] F H Samue P Oue et A M Samue and H W Doty Effect of Mg and Sr Add tions on the Formation of intermeta cs in A-6 Wt Pct S-3.5 Wt Pct Cu- 0.45 to 0.8 Wt Pct Fe 319-type Alloys Metallurgy and Materials Transactions A Volume 29A December 1998 pp 2871-1884
- [9] L Anantha Narayanan F H Samue and J E Gruz eski Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy Metallurgy and Materials Transactions A Volume 25A August 1994 pp 1761-1773
- [10] L Wang D Ape an M Makhoul iron Bearing Compounds in A-S Diecasting Alloys Their Morphology and the Conditions Under Which they Form CASTEXPO American Foundrymen's Society St Louis Missouri USA March 13-16 1999
- [11] A M Samue and F H Samue Modification of Iron Intermetallics by magnesium and strontium in A-S Alloys International Journal of Cast Metals Research Vol 10 1997 pp 147-157
- [12] S G Shabestar and J E Gruz eski Modification of Iron Intermetallics by Strontium in 413 Aluminum Alloys AFS 99<sup>th</sup> Casting Congress Apr 23-26 1995
- [13] J Gauthier P R Louchez and F H Samue Heat treatment of 319 2 aluminum automotive alloy Part 1 Structure and heat treatment Cast Metals Volume 8 number 2 pp 91-106 1995
- [14] R Torres Tess de Maestra Análisis Termico y Propiedades Mecánicas de una Aleación tipo A319 ANL México 2000
- [15] Sidney H Avner Introduction to Physical Metallurgy McGraw Hill 1964
- [16] John D Verhoeven Fundamentals of Physical Metallurgy John Wiley & Sons Inc 1987
- [17] L Backerud E Krö y J Tammnen Sodification Characteristics of Aluminum Alloys Vol 1 SKANAL MN M Suza 1986 pp 5-7
- [18] K Jackson Sodification ASM Metals Park Ohio 1971 pp 121-151

- [19] R E Reed-H Physica Meturgy Principles Van Nostrand Company 1973 pp 476-538
- [20] M C Flemings Solidification Processing McGraw-H 1974 pp 31-49
- [21] J Campbell Castings Butterworth Heinemann Ltd 1991
- [22] W F Smith Fundamentos de la Ciencia e Ingenieria de Materiales McGraw H 1993 pp 470
- [23] Cemex Vision version 2.2 User Guide Chapter 13 pp 1-16
- [24] G Petzow Metallographic Etching ASM 1978
- [25] Annual Book of ASTM Standards v 3 1995 Designation 112.88
- [26] Apelian D G K Szwarc and K R Whaler Assessment of Grain Refining and Modification of Alloys by Thermal Analysis AFS Transactions 92 1984 pp 297-307
- [27] ASM Handbook Volume 9 Metallography and Microstructures Ninth Edition ASM 1985 pp 351-388
- [28] F Keller and G W Wilcox Identification of Constituents of Aluminum Alloys Aluminum Research Laboratories Technical Paper No 7 Pittsburgh PA 1942 Revised 1958
- [29] Shu Zu Lu A Heawe The Mechanism of Segregation Modification in Aluminum Semiconductors Impurity Induced Twinning Metallurgical Transactions A Vol 18 October 1987 pp 1721-1733

## Lista de Tablas

Tabla	Descripción	Página
1 1	Reacciones durante la difusión de una aleación de aluminio de tipo 319 <sup>j</sup>	1
2 1	Correlación entre la morfología de la intercara con la entropía de fusión $\Delta S_f$ R constante de los gases <sup>6</sup>	1
2 2	Correlación entre la morfología eutéctica y la tendencia de las fases a facetarse <sup>6</sup>	1
2 3	Sueño de precipitación de fases para una aleación hipoeutética A-S <sup>3</sup>	1
3 1	Composición química de las distintas muestras	1
3 2	Parámetros y áreas analizadas en cada muestra	1
4 1	Espaciamiento interdendrítico secundario de las muestras soportadas en modo de arena y en modo metálico	1
4 2	Tamaño de grano promedio obtenido para las muestras soportadas en modo de arena y en modo metálico	1
4 3	Grado de modificación de eutectico A-S de las muestras soportadas en modo de arena y en modo metálico	1
4 4	Análisis químico semicuantitativo de las fases eutéticas y bloques diferentes y nódulos de vaciado	1

- 4 5 Aná s s de magen de as fases de ato contenido de Fe de as muestras 1  
so d fcadas en mo des de arena
- 4 6 Aná s s de magen de as fases de ato contenido de Fe de as muestras 1  
so d fcadas en mo des metá cos
- 4 7 Aná s s qu mco sem cuantatvo de as fases de ato contenidos de Cu 1  
prec p tadas durante a so d fcac ón ba dferentes ond ciones de vac ado
- 4 8 Aná s s de magen de as fases de ato contenido de Cu segregadas durante 1  
a so d fcac ón en as muestras s d fcadas en mo des de arena
- 4 9 Aná s s de magen de as fases de at nten do de Cu segregadas durante 1  
a so d fcac ón en as muestras s d fcadas en m des metá cos

## Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
1 1	Morfología comunes de las fases ricas en hierro a estructura fcc A FeS b estructura c A <sub>3</sub> MnFe <sub>2</sub> S <sub>2</sub>	1
2 1	Representación esquemática de una estructura cristalina y b) de un quidado. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el quidado y en el cristal.	1
2 2	Dependencia de la temperatura en la energía libre de volumen de las fases sólida y líquida <sup>16</sup>	1
2 3	Energía libre de formación de un núcleo como una función de su radio <sup>16</sup>	1
2 4	a) Geometría de casquete esférico b) Diagrama de tensión superficial en el borde de casquete <sup>6</sup>	1
2 5	En a se muestra una estructura cristalina sin nucleación interior en b la estructura presenta nucleación interior <sup>17</sup>	1
2 6	Variación de radio de tamaño crítico para la nucleación con la temperatura	1
2 7	Variedad de temperatura de nucleación homogénea en un punto en donde el radio crítico es igual al radio aglomerado de tamaño crítico	1
2 8	Curva típica de enfriamiento que muestra el sobreenfriamiento y la recrystallización de un metal puro <sup>16</sup>	1
2 9	Reacciones atómicas en la intercara sólido-líquido <sup>1</sup>	1

- 2 10 a Gradi ente de temperaturas pos tivo para una ntercara só do qu do b  
grad ente de temperatura negat vo para una ntercara só do qu do<sup>16</sup> 1
- 2 11 Las morfo og as de ntercara bservadas en meta es puros con grad ente 1  
pos tivo a ntercara facetada b ntercara no facetada o planar'
- 2 12 a Sobreenfr am ento con un grad ente de temperatura negat vo b morfo og a 1  
dendr ita resu tante
- 2 13 a Representa ón esquem ática de pr mer paso en e recimiento dendr ito 1  
b Los braz os dendr itos se undar os se forman p rque hay un descenso en  
e grad ente de temperatura en un punt intermed entre s brazos pr mar os  
c Diagrama d nde se muestra af rma ón de s brazos secundar s
- 2 14 Diagrama de fases de una a ea n b ar a 1
- 2 15 Perf es de s ut para barras so dficadas desde e extrem zquierdo a 1  
S dficac ón erca de equ br n dfus n competa en e só d y e  
qu d b S df a n s n dfus ón en e s d y So dficac n c n  
dfus ón mtada en e qu d y s n nvec n<sup>17</sup>
- 2 16 La reg ón s mbreada muestra e área s breenfrada pr du da p r a 1  
a umula n de s ut en a s dficac n de una a eac n de grad ente  
postivo
- 2 17 Transc ón de m rlo g as de recim ent de planar a ceuar y poster ormente 1  
a dendr ita pr vocadas por e a ment de sobreenfr am ent nsttu ona  
a Esquem áticamente y b F scamente para un acer de ba a a ea n<sup>18</sup>
- 2 18 ustraci ón esquem ática de varas e tru tu as e té tcas a Lamin as b 1  
Var as G buar d A uar
- 2 19 E perf i de ntercara pa a a e tect s n fa etad n fa etado y b 1  
eutécti os no facetad fa etad
- 2 20 a Diagrama de fases par a de A T b Pr es de nu eac n mediante a 1  
reacc on per téctica

- 2.21 a) Microestructura de una aleación maestra comercial de Al-Ti b) Habilidad refinadora de distintas aleaciones maestras<sup>1</sup> 1
- 2.22 a) Representación esquemática de crecimiento de los cristales de Si b) Representación esquemática de arreglo atómico a través de un maclado<sup>1</sup> 1
- 2.23 Fotomicrografías de estructuras eutecticas no modificadas (izquierda) y modificadas (derecha) a y b) microscopio óptico 100x) c y d) microscopio electrónico de barrido 1
- 2.24 Representación esquemática de una impureza provocando una macla<sup>1</sup> 1
- 2.25 Líneas de Segregación de Fe calculadas de acuerdo a la ecuación de Sche 1
- 2.26 Diagrama de fases del sistema Al-Fe-Mn-S en el que se muestran las regiones para cada fase rica en Fe A) A-Fe, A<sub>8</sub>Al<sub>9</sub>Fe<sub>2</sub>S, Al<sub>5</sub>A<sub>5</sub>FeSi, A<sub>5</sub>A<sub>1</sub>, MnFe<sub>3</sub>S<sub>2</sub> 1
- 2.27 Representación simplificada del diagrama Al-Fe-S con distintos contenidos de Mn a 0 Mn b 0.1 Mn c 0.2 Mn d 0.3 Mn e 0.4 Mn<sup>3</sup> 1
- 2.28 Ruta de segregación y precipitación de fases ricas en Fe dentro de un diagrama de fases Al-Fe-S en 0.36% de Mn<sup>3</sup> 1
- 3.1 Diagrama de moldes utilizados para vaciado de las muestras a molde de arena b) molde metálico dimensiones en mm 1
- 3.2 Diagrama de equipo usado para capturar las temperaturas 1
- 3.3 Diagrama de corte de las muestras para distintos tratamientos térmicos a muestra soñada en molde de arena y b) muestra soñada en molde metálico 1
- 3.4 Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de subido a 460 C b) 480 C y c) 500 C 1

- 3.5 Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de sobreveneno efectuado a muestras sujetadas a 460 °C b) muestras sujetadas a 480 °C y c) muestras sujetadas a 500 °C 1
- 3.6 a) Corte fina y para muestras de enfriamiento rápido b) y c) montaje en muestra para preparación metográfica 1
- 3.7 Diagrama de área de análisis microestructura de las muestras a modo de arena bajas velocidades de solidificación b) modo metálico altas velocidades de solidificación 1
- 4.1 Fotografías de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas lentamente a Prueba 1 [Fe - T + Sr ] y b) Prueba 5 [Fe + T - Sr - ] 1
- 4.2 Fotografías de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas rápidamente a Prueba 1 [Fe - T + Sr ] y b) Prueba 5 [Fe + T - Sr - ] 1