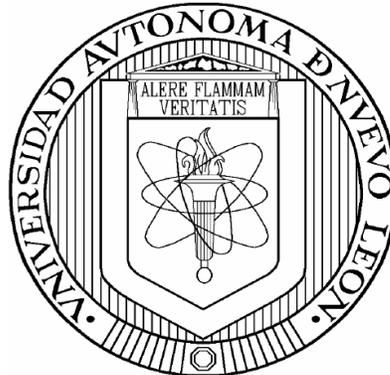


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**INDICE DE CALIDAD DE UNA ALEACION
DE ALUMINIO TIPO A319**

POR

RUBEN TORRES GONZALEZ

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR
EN GENIERÍA DE MATERIALES**

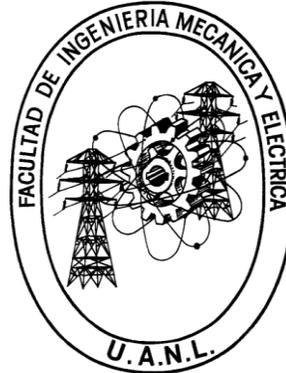
CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO DE 2007

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**INDICE DE CALIDAD DE UNA ALEACION
DE ALUMINIO TIPO A319**

POR

RUBEN TORRES GONZALEZ

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO DE 2007

CAPITULO 1

INTRODUCCION

La mayoría de las aleaciones vaciadas de aluminio corresponden al grupo de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, las cuales son bien aceptadas en la industria aeroespacial y automotriz como resultado de las excelentes propiedades mecánicas y de fatiga que pueden proporcionar, así como de la buena resistencia a la corrosión. Las propiedades mecánicas son determinadas por la calidad del metal en estado líquido, por la concentración química, por la velocidad de solidificación, por las técnicas de inoculación y por el tratamiento térmico a que es sometido el producto vaciado^[1,2].

Referente a la calidad del metal en estado líquido, el desgasificado del metal es un proceso de trascendental importancia debido a la alta susceptibilidad de las aleaciones de aluminio para absorber hidrógeno del medio ambiente, el cual aumenta su solubilidad de manera exponencial con la temperatura y disminuye rápidamente a la temperatura de solidificación, lo que provoca porosidad en el producto vaciado, uno de los métodos que se han desarrollado para remover el contenido de hidrógeno consiste en introducir un gas en el metal en estado líquido y provocar un burbujeo fino y disperso, los gases que se pueden emplear son nitrógeno, cloro o una mezcla de nitrógeno-cloro^[1,2]. Otro aspecto que afecta la calidad del metal en estado líquido es la presencia de inclusiones, partículas metálicas y no metálicas que se encuentran suspendidas en la superficie del metal en estado líquido y que pueden provocar una reducción de las propiedades mecánicas, pobre maquinabilidad, pérdida de fluidez e incremento de la porosidad, uno de los métodos que se han desarrollado es el empleo de filtros de cerámica en el interior del molde para

poder capturar inclusiones con longitudes menores a los $40\mu\text{m}$ sin contaminar al metal en estado líquido^[1, 2].

Por lo que respecta a la composición química, ciertos elementos tienen una influencia significativa en la microestructura y en las propiedades mecánicas de los componentes vaciados, los cuales son llamados impurezas o aleantes, dependiendo del efecto que tengan en las propiedades, las impurezas son las que degradan el valor de éstas mientras que los aleantes promueven su mejora y, normalmente, son adicionados a través de procesos de inoculación. De las impurezas, el contenido de Fe es el que requiere mayor control porque promueve la formación de intermetálicos de naturaleza frágil que reducen de manera significativa la ductilidad de la aleación, los intermetálicos principales que pueden formarse son los que presentan una morfología de placas, conocidos como $\text{Fe}\beta$, cuya fórmula química es Al_5FeSi , y los que presentan una morfología de escritura china, conocidos como $\text{Fe}\alpha$, cuya fórmula química es $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. De estos dos intermetálicos, el $\text{Fe}\beta$ es el que más degrada las propiedades mecánicas por lo que se busca que durante la solidificación de las aleaciones precipiten los intermetálicos ricos en Fe con la morfología de escritura china, $\text{Fe}\alpha$, una de las técnicas empleadas para promover la situación anterior es la de adicionar Mn o Cr como elemento neutralizante buscando cumplir con una relación mínima entre ambos de 2:1^[1, 3-7, 40,41]. De los elementos que son adicionados a través de un proceso de inoculación, el Ti es agregado a través de aleaciones maestras conformadas con B en diversas concentraciones para controlar el tamaño de grano en los productos vaciados, ya que se promueve la presencia de sitios nucleantes que formarán dendritas de $\text{Al}\alpha$ en todas direcciones, lo que conduce a obtener productos vaciados con granos pequeños, uniformes y de manera equiaxiada^[1, 2]. Otro de los elementos adicionados al metal en estado líquido es el Sr, a través del empleo de aleaciones maestras Al-Sr, porque promueve una transformación de la morfología de placas de Si a la de fibras, lo que mejora las propiedades, ya que la presencia de placas induce a una concentración de esfuerzos y el posible

inicio de fracturas lo que provoca que el material falle de manera frágil, por el contrario, la presencia de un eutéctico con morfología de fibras minimiza la concentración de esfuerzos y mejora de manera significativa la ductilidad, un aspecto desfavorable de la modificación química que se ha reportado es que se promueve la susceptibilidad de la aleación a la formación de porosidad ya que se reduce la tensión superficial y se facilita la formación del poro^[1-3, 8, 9]. Finalmente, el Cu es adicionado al metal en estado líquido en las aleaciones 319 cuando se desea una mayor resistencia mecánica en condiciones de vaciado y una mayor respuesta al tratamiento térmico^[2].

Por lo que concierne a la velocidad de enfriamiento, las altas velocidades de extracción de calor que se presentan durante la solidificación de aleaciones promueven un refinamiento de la estructura, obteniendo un tamaño de grano pequeño, un menor espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, una menor porosidad y cierto grado de modificación del eutéctico principal Al-Si, lo que conduce a propiedades mecánicas más elevadas y una mayor susceptibilidad al tratamiento térmico^[1, 10, 11].

Las variables que determinan los valores de las propiedades a la tensión están simplificados en un sólo concepto, el índice de calidad Q, que fue propuesto por Drouzy y coautores^[1, 12-20] a finales de los 70's, este concepto emplea una expresión empírica que relaciona la resistencia a la tensión, la ductilidad y el esfuerzo de fluencia, el resultado es un valor numérico con unidades de MPa que puede emplearse para analizar los efectos que se presentan al variar la composición química de la aleación o la velocidad de enfriamiento y al cambiar las condiciones de tratamiento térmico.

El objetivo de la presente investigación es el de evaluar el índice de calidad que puede obtenerse al variar las condiciones de tratamiento térmico, la velocidad de enfriamiento y la composición química de una aleación de aluminio

tipo A319, así como el de correlacionar los valores de los parámetros térmicos y de la estructura que conducen a la mejora en el valor de Q .

Se plantea la hipótesis de que las velocidades elevadas de enfriamiento promoverán altos valores del índice de calidad Q en las aleaciones en condición de vaciado como resultado de la obtención de estructuras equiaxiadas de grano pequeño, de dendritas más finas y de la minimización del nivel de microporosidad. De igual manera, las aleaciones elaboradas que sean sometidas a tratamientos térmicos T7 serán más susceptibles de incrementar el valor de Q cuando sean precedidas de velocidades de enfriamiento mayores, como consecuencia de la obtención de las estructuras citadas. Así mismo, se plantea que la reducción en el contenido de Fe promoverá la presencia de intermetálicos con morfología de escritura china y que la adición de Sr a la aleación modificará la morfología del eutéctico Al-Si de tal manera que las microestructuras obtenidas conducirán a valores de Q de mayor magnitud.

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Índice de Calidad de una Aleación de Aluminio tipo A319" realizada por el M.C. Rubén Torres González sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El comité de tesis

Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor
Dra. Dora Irma Martínez Delgado

Coasesor
Dr. Marco A. L. Hernández Rodríguez

Coasesor
Dr. Eulogio Velasco Santes

Coasesor
Dr. David Gloria Ibarra

Vo.Bo.
Dr. Alan Castillo
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N.L. Noviembre de 2006

INDICE

Resumen

Capítulo 1. Introducción	1
Capítulo 2. Aleaciones de aluminio	4
2.1 Introducción	4
2.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio	4
2.3 Aleaciones vaciadas de aluminio	6
2.4 Refinamiento de grano	8
2.4.1 Principios del refinamiento de grano	8
2.4.2 Refinamiento químico de grano	9
2.4.3 Refinamiento de grano con templadera	9
2.5 Modificación del eutéctico Al-Si	10
2.5.1 Modificación química	11
2.5.2 Efecto de la modificación química en la estructura	12
2.6 Interacción entre refinamiento de grano, modificación y velocidad de enfriamiento	13
2.7 Tratamiento térmico de la aleación Al-Si tipo A319	13
2.7.1 Tratamiento de solución	14
2.7.2 Enfriamiento rápido	14
2.7.3 Tratamiento de envejecimiento	15
Capítulo 3. Índice de calidad	34
3.1 Introducción	34
3.2 Índice de calidad	34
3.3 Desarrollo del modelo analítico	36
Capítulo 4. Procedimiento experimental	45
4.1 Introducción	45
4.2 Metodología experimental	45
4.2.1 Elaboración de las aleaciones	45
4.2.2 Análisis térmico	46
4.2.3 Preparación de muestras para tratamientos térmicos	

y análisis químicos	46
4.2.4 Preparación de probetas para ensayos de tensión	47
4.2.5 Preparación de muestras para cuantificar el endurecimiento por precipitación	47
4.2.6 Preparación de muestras para análisis microestructural	48
Capítulo 5. Resultados	58
5.1 Introducción	58
5.2 Análisis térmico	58
5.3 Análisis microestructural	59
5.4 Índice de calidad	59
Capítulo 6. Discusión	65
6.1 Introducción	65
6.2 Análisis térmico	66
6.2.1 Identificación de las fases	66
6.2.2 Velocidad de enfriamiento	67
6.2.3 Efecto de la concentración química	70
6.3 Análisis microestructural	71
6.3.1 Identificación de las fases	71
6.3.2 Velocidad de enfriamiento	71
6.3.3 Efecto de la concentración química	73
6.4 Índice de calidad	74
6.4.1 Velocidad de enfriamiento	76
6.4.2 Efecto de la concentración química	76
6.4.3 Efecto de los tratamientos térmicos T7	77
Capítulo 7. Conclusiones y recomendaciones	
112	
7.1 Conclusiones	
112	
7.2 Recomendaciones	
114	

Lista de símbolos

116

Lista de figuras

118

Lista de tablas

124

Referencias

126

Apéndice A

Curvas de enfriamiento

Apéndice B

Parámetros determinados a partir de las curvas de enfriamiento

Apéndice C

Identificación de las fases

Apéndice D

Micrografías de la solución sólida $Al\alpha$

Apéndice E

Micrografías de la modificación de la mezcla eutéctica Al-Si

Apéndice F

Macrografías del tamaño de grano

Apéndice G

Comportamiento de las pendientes d

Apéndice H

Curvas esfuerzo-deformación y valores de Q

Apéndice I Análisis químicos

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1	Arreglo esquemático de aleaciones de aluminio vaciadas y trabajadas	17
2.2	Curva de dureza máxima para el aluminio envejecido	17
2.3	Importancia de las propiedades del aluminio y sus aleaciones en campos importantes de aplicación	18
2.4	Campos de aplicación y características del aluminio y sus aleaciones	18
2.5	Fracción del diagrama de fases Al-Si que indica el intervalo de composición química de diferentes aleaciones	19
2.6	Efecto de la energía en la interfase en la geometría de un núcleo formado sobre la superficie de una partícula nucleante	19
2.7	Dos posibles relaciones entre el arreglo atómico de un plano cristalino de un núcleo de aluminio y los átomos de un sustrato	20
2.8a	Variación del SDAS de una aleación 356 con la velocidad de enfriamiento	20
2.8b	Variación de algunas propiedades a la tensión de una aleación 356 con el SDAS	20
2.9	Representación esquemática del crecimiento de un cristal de silicio acicular en el metal en estado líquido	21
2.10	Maclaje en un cristal	21
2.11	Ilustración esquemática de la interfase sólido-líquido de un cristal de silicio solidificando	22
2.12	Impureza que induce al maclaje	22
2.13	Diagrama de fase Al-Sr	23

Figura	Descripción	Página
2.14b	Nivel de modificación alcanzado con tres contenidos de Sr, mayores a los correspondientes a la Fig. 2.13a	25
2.15	Porción del diagrama de fase binario Al-Cu que muestran los intervalos de temperatura para el tratamiento de recocido, solubilizado y envejecimiento para este sistema de aleaciones	26
2.16	Representación esquemática de estructuras producidas en diferentes tratamientos de aleaciones endurecibles por precipitación	26
2.17	La dureza como una función del tiempo para una aleación Al-4Cu	27
2.18	Ilustración esquemática de una posible secuencia de precipitación	28
2.19	Sección rica en Al del diagrama de fase Al-Cu	29
2.20	Diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT) para la fase Al-Cu	29
3.1	Gráfico de índice de calidad	41
3.2	Relación entre la resistencia a la tensión, elongación, esfuerzo de cedencia e índice de calidad para una aleación Al-7%Si-Mg	41
3.3	Efecto del envejecido en la resistencia a la tensión y la elongación a la fractura en una aleación A201	42
3.4	Curvas de fluencia calculadas de la ecuación (5), con $K=430$ MPa y diferentes valores de n	42
3.5	Efecto del envejecimiento en la ductilidad y la resistencia a la tensión	43
3.6	Índice de calidad, Q , en función del esfuerzo de fluencia, σ_y	43
3.7	Índice de calidad, Q , en función del exponente de endurecimiento por deformación, n	44
4.1	Arreglo experimental para la elaboración de aleaciones	49
4.2a	Isométrico del molde de arena con templadera	49

4.2b	vista lateral del molde de arena con templadera	49
4.3	Dimensiones en milímetros del lingote de aluminio con sistema de alimentación y empleo de filtro	50
4.4	Posición en milímetros de los termopares en el lingote vaciado	50

Figura	Descripción	Página
4.5	Equipo de análisis térmico empleado para registrar las curvas de enfriamiento	51
4.6	Curva de enfriamiento y su respectiva derivada graficada contra el tiempo y la temperatura	51
4.7	Dimensiones del seccionado del sistema de alimentación y de la mazarota del lingote obtenido	52
4.8	Dimensiones del marcado del lingote en secciones para obtener probetas y barras que serían sometidas a ensayos de tensión y de dureza Brinell	52
4.9	Dimensiones del seccionado de una parte del lingote para obtener barras que serían sometidas a ensayos de tensión	53
4.10	Dimensiones del seccionado de una parte del lingote para obtener barras que serían sometidas a ensayos de dureza Brinell	53
4.11	Paquetes de barras y de secciones cuadradas para tratamientos térmicos	53
4.12	Arreglo experimental para tratamientos térmicos	54
4.13	Análisis químico en cada probeta de cada fila en las caras laterales	54
4.14	Dimensiones de la probeta maquinada para ensayos de tensión de acuerdo a la norma ASTM-B557	55
4.15a	Probetas empleadas antes de seccionarse para la caracterización microestructural	55
4.15b	Probetas seccionadas y superficies analizadas para la caracterización microestructural	55
4.15c	Dimensiones de las probetas empleadas para la caracterización microestructural	55
5.1	Obtención de la magnitud de los parámetros característicos de las reacciones que se presentan durante el proceso de solidificación	61

5.2	Ubicación de los análisis químicos en el lingote	61
5.3	Magnitud del nivel de microporosidad en las cuatro posiciones de análisis en las aleaciones que conforman la matriz experimental	62
5.4	Magnitud del espaciamiento secundario (SDAS) de las dendritas formadas en las cuatro posiciones de análisis	63
6.1	Curva de enfriamiento y su primera derivada empleada para Identificar las reacciones principales que se presentan en la altura 1	80

Figura	Descripción	Página
6.2	Identificación de los parámetros característicos T_N , T_{Min} , T_F , t_N , t_{Min} , t_F y t_4 ($t_4=t_F-t_N$) correspondientes a las reacciones principales que se presentan durante la solidificación de las aleaciones preparadas a las cuatro alturas de análisis.	81
6.3	Comportamiento de la pérdida de temperatura por segundo en las alturas de análisis de las aleaciones sin modificación	82
6.4	Comportamiento de la pérdida de temperatura por segundo en las alturas de análisis de las aleaciones modificadas	83
6.5	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación de la fase $Al\alpha$ en aleaciones sin modificación con alto y bajo contenido de Cu	84
6.6	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación de la fase $Al\alpha$ en aleaciones modificadas con alto y bajo contenido de Cu	85
6.7	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación del eutéctico Al-Si en aleaciones con alto contenido de Cu	86
6.8	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación del eutéctico Al-Si en aleaciones con bajo contenido de Cu	87
6.9	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación del eutéctico complejo formado por Al-Si-Cu-Mg en aleaciones sin modificación del eutéctico Al-Si	88

6.10	Efecto de la velocidad de enfriamiento en los valores de los parámetros característicos de la técnica de análisis térmico durante la solidificación del eutéctico complejo formado por Al-Si-Cu-Mg en aleaciones con modificación del eutéctico Al-Si	89
6.11	Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 1	90
6.12	Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 2	91
6.13	Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 3	92
6.14	Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 4	93

Figura	Descripción	Página
6.15	Efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de las aleaciones sin modificación con alto y bajo contenido de Cu	94
6.16	Efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de las aleaciones modificadas con alto y bajo contenido de Cu	95
6.17	Efecto de la velocidad de enfriamiento en el nivel de microporosidad en aleaciones cuyo contenido de Cu es variado	96
6.18	Efecto de la velocidad de enfriamiento en el nivel de microporosidad en aleaciones cuyo contenido de Sr es variado	97
6.19	Curvas de enfriamiento que corresponden a la región donde se detecta a la reacción $Al\alpha$, y que denotan el efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura para las cuatro alturas de análisis	98
6.20	Curvas de enfriamiento que corresponden a la región donde se detecta a la reacción Al-Si, y que denotan el efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura para las cuatro altura de análisis	99
6.21	Comportamiento de Q en las aleaciones con alto contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 480°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	100
6.22	Comportamiento de Q en las aleaciones con alto contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 490°C por 6	101

hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d

6.23	Comportamiento de Q en las aleaciones con bajo contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 480°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	102
6.24	Comportamiento de Q en las aleaciones con bajo contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 490°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	103
6.25	Comportamiento de Q en las aleaciones con alto contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 480°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	104

Figura	Descripción	Página
6.26	Comportamiento de Q en las aleaciones con alto contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 490°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	105
6.27	Comportamiento de Q en las aleaciones con bajo contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 480°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	106
6.28	comportamiento de Q en las aleaciones con bajo contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico de solución a 490°C por 6 hrs, a medida que se incrementa la temperatura y el tiempo de envejecido y según los valores de las pendientes d	107

LISTA DE SIMBOLOS

GP.....	Zona de Guinier-Preston
SSS.....	Solución sólida sobresaturada
θ''	Precipitados de segunda fase que son semicoherentes con la matriz
θ'	Precipitados de segunda fase que son incoherentes con la matriz
θ	Fase estable formada por Al_2Cu
TTT	Diagrama de fase temperatura-tiempo-transformación
YS	Esfuerzo a la fluencia
UTS.....	Resistencia a la tensión
S_f	Deformación a la fractura
a, b, c, d, \dots	Constantes de la ecuación empírica de Drouzy
Q	Índice de calidad
σ	Esfuerzo real
K	Coefficiente de resistencia del material
ε	Deformación plástica real
n	Exponente de endurecimiento por deformación
$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$	Tasa de endurecimiento por deformación
P	Esfuerzo ingenieríl
s.....	Deformación ingenieríl
ε^*	Deformación plástica real a la fractura que se presenta en la estricción
s^*	Deformación ingenieríl a la fractura que se presenta en la estricción
s_f	Deformación ingenieríl a la fractura que se presenta antes de la estricción
q.....	Ductilidad relativa de la aleación
σ_y	Esfuerzo a la fluencia

E Módulo de elasticidad
 α Parámetro que toma el valor de 1.36 para la aleación del sistema Al-7Si-0.4Mg
 BHN Dureza Brinell
 F Fuerza de aplicación, 150 kg
 D Diámetro del indentador, 10 mm
 d' Diámetro de la indentación en mm
 σ_u Resistencia a la tensión
 t_1 Período durante el cual se están generando núcleos, seg
 t_2 Período durante el cual están creciendo los núcleos formados, seg
 t_3 Período durante el cual se presenta el espesamiento de los cristales formados, seg
 t_4 Período que dura la precipitación de la reacción, seg
 t_N Tiempo al cual se inicia el proceso de formación de núcleos, seg
 t_{Min} Tiempo al cual se inicia el proceso de recalcificación, seg
 t_G Tiempo al cual finaliza el proceso de recalcificación, seg
 t_F Tiempo al cual finaliza la precipitación de la reacción, seg
 T_N Temperatura a la cual se inicia el proceso de formación de núcleos, °C
 T_{Min} Temperatura a la cual se inicia el proceso de recalcificación, °C
 T_G Temperatura a la cual finaliza el proceso de recalcificación, °C
 T_F Temperatura a la cual finaliza la precipitación de la reacción, °C
 ΔT Subenfriamiento, °C
 V_1 Velocidad promedio a la cual se están generando los núcleos, °C/seg
 V_2 Velocidad promedio a la cual están creciendo los núcleos formados, °C/seg
 V_3 Velocidad promedio a la cual se presenta el espesamiento de los cristales formados, °C/seg

V₄..... Velocidad promedio de precipitación de la reacción, °C/seg

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
2.1	Sistema de identificación de la Asociación Americana .de Aluminio para las aleaciones vaciadas de aluminio	30
2.2	Sistema de identificación de la Asociación Americana .de Aluminio para las aleaciones trabajadas de aluminio	30
2.3	Sistema de identificación que describe la condición de tratamiento térmico de las aleaciones	31
2.4	Composición química de aleaciones vaciadas típicas Al-Si	31
2.5	Características de aleaciones vaciadas Al-Si	32
2.6	Descripción de los niveles de modificación alcanzados con diferentes contenidos de Sr en aleaciones vaciadas Al-Si	32
2.7	Relación entre el refinamiento químico de grano, el templado y la modificación sobre la estructura	33
4.1	Matriz experimental para la elaboración de las aleaciones	56
4.2	Composiciones químicas nominales de los elementos de aleación de la matriz experimental	56
4.3	Matriz experimental de tratamientos térmicos para cada velocidad de solidificación	57
5.1	Tipo de modificación del eutéctico principal Al-Si para las aleaciones preparadas a las cuatro posiciones de análisis	64
5.2	Tamaño de grano resultante para las aleaciones preparadas a las cuatro posiciones de análisis	64
6.1a	Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones hipoeutécticas Al-Si	108
6.1b	Fases que precipitan en aleaciones Al-Fe-Mn-Si(-Cu) con un contenido de Si de 7-12%	108
6.1c	Composición química y estructura cristalina de las fases que se presentan	108

Tabla	Descripción	Página
6.2	Identificación química de las reacciones que se presentan durante la solidificación de las aleaciones elaboradas, así como de las reacciones a las que hace referencia de acuerdo a sus morfologías	109
6.3	Pendientes d_i y el valor del parámetro R_i^2 para cada condición de tratamiento térmico de las aleaciones que contienen alto contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si	109
6.4	Pendientes d_i y el valor del parámetro R_i^2 para cada condición de tratamiento térmico de las aleaciones que contienen bajo contenido de Cu y sin modificación del eutéctico Al-Si	110
6.5	Pendientes d_i y el valor del parámetro R_i^2 para cada condición de tratamiento térmico de las aleaciones que contienen alto contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si	110
6.6	Pendientes d_i y el valor del parámetro R_i^2 para cada condición de tratamiento térmico de las aleaciones que contienen bajo contenido de Cu y con modificación del eutéctico Al-Si	111
6.7	Pendientes d para cada aleación y el valor de d_{Prom} para el grupo de aleaciones con alto contenido de Cu y bajo contenido de Cu, superior e inferior, respectivamente	111

REFERENCIAS

- [1] John E. Gruzleski and Bernard M. Closett; "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys"; American Foundrymen's Society, Illinois (1990).
- [2] S. Shivkumar y D. Apelian, "Processing-microstructure relationships in advanced cast aluminum alloys", Proceeding of The F. Weinberg International Symposium on Solidification Processing, Hamilton, Ontario, August 27-29, pp 53-64 (1990).
- [3] Lenard Bäkerud, Guocai Chai and Jarmo Tamminem; "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys; Vol. 2; Foundry Alloys"; AFS/Skanaluminium; U.S.A., (1990).

- [4] R. I. Mackay y J. E. Gruzleski, "Quantification of Iron in Aluminum-Silicon Foundry Alloys Via Thermal Analysis", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 10 pp. 131-145 (1997).
- [5] H. M. Van Der Donk, G. H. Nijhof, C. A. M. Castelijns, S. Bouvet y Y. Bertaud; "Purification of Remelted Aluminum Packagings"; *The Minerals Metals and Materials*, pp 1065-1069 (1997).
- [6] S. G. Shabestari y J. E. Gruzleski, "Modification of Iron Intermetallics by Strontium in 413 Aluminum Alloys", *American Foundrymen's Society, 99th Casting Congress*, Kansas City, Missouri (1995).
- [7] P. N. Crepeau, "The effects of Iron In Aluminum-Silicon Castings Alloys: A Critical Review", *AFS Transactions*, Vol 103 pp 361-363 (1995).
- [8] D. Apelian, G. K. Sigworth, K. R. Whaler; "Assesment of Grain Refinement and Modification of Al-Si Foundry Alloys by Thermal Analysis"; *AFS Transactions*, Vol. 92 pp. 297-307 (1984).
- [9] Ned Tenekedjiev, Hasim Mulazimoglu, Bernard Closett and John Gruzleski; "Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys"; *American Foundrymen's Society*, Illinois (1995).
- [10] A. I. García, Tesis de Maestría, "Estudio de los Tratamientos Térmicos en una Aleación Vaciada de Aluminio", UNAM, México (1998).
- [11] D. Gloria, Tesis de Maestría, "Estudio de los Efectos Asociados al Tratamiento Térmico de una Aleación de Aluminio tipo 319", ITS, México (1995).
- [12] M. Drouzy, S. Jacob and M. Richard; "Interpretation of Tensile Results by Means of Quality Index and Probable Yield Strength" *AFS International Cast Metals Journal*; Vol. 5 pp. 43-50 (1980).
- [13] C. H. Cáceres, "A Rationale for the Quality Index of Al-si-Mg Casting Alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 10 pp. 293-299 (1998).
- [14] C. H. Cáceres, "A Phenomenological Approach to the Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 12 pp. 367-375 (2000).

- [15] C.H. Cáceres, "Material Properties and Quality Index in Al-Si-Mg Casting Alloys", AFS Transactions, Vol. 106 pp. 601-604 (1998).
- [16] C. H. Cáceres, T. Din, A. K. M. B. Rashid and J. Campbell; "The Effect of ageing on Quality Index of an Al-Cu Casting Alloy"; Materials Science and Technology, Vol. 15 pp. 711-716 (1999)
- [17] C. H. Cáceres and J. Barresi, "Selection of Temper and Mg Content to Optimise the Quality Index of Al-7Si-Mg Casting Alloy"; International Journal of Cast Metals Research, Vol. 12 pp. 377-384 (2000)
- [18] C. H. Cáceres, J. H. Sokolowski and P. Gallo; "Effect of Ageing and Mg Content on the Quality Index of Two Model Al-Cu-Si-Mg Alloys" Materials Science and Engineering, A271 pp. 53-61 (1999).
- [19] J. Gauthier, P. R. Louchez and F. H. Samuel; "Heat Treatment of 319.2 Aluminium Automotive Alloy, Part 1, Solution Heat Treatment"; Cast Metals, Vol. 8, Number 2 pp. 91-106 (1995).
- [20] J. Gauthier, P. R. Louchez and F. H. Samuel; "Heat Treatment of 319.2 Aluminium Automotive Alloy, Part 2, Ageing Behavior"; Cast Metals, Vol. 8, Number 2 pp. 107-114 (1995).
- [21] Kammer Catrin, "Aluminium Handbook 1" Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, Düsseldorf, Germany, (1999).
- [22] Clark S. Donald and Varney R. Wilbur, "Physical Metallurgy for Engineers", Van Nostrand, Second Edition, London, (1995).
- [23] Merton C. Flemings, "Solidification Processing", McGraw-Hill, U.S.A., (1974).
- [24] H. Avner Sydney, "Introducción a la Metalurgia Física", McGraw-Hill, 2ª. Edición pp. 195-200 (1979).
- [25] J. M. Boileau, C. A. Cloutier, L. A. Reeber-Symanski, Ch. Wolverton y J. E. Allison; "The Dimensional Stability of Cast 319 Aluminum"; Ford Motor Company Scientific Research Laboratories, (2003).
- [26] "Aluminum and Aluminum Alloys", ASM Handbook, Volume 15: Castings, A.S.M., U.S.A. pp. 743-770 (1992).

- [27] "Heat Treating of Aluminum Alloys", ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating, A.S.M., U.S.A. pp. 841-879 (1992).
- [28] C. R. Brooks, "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys", A.S.M., U.S.A. pp. 95-114 (1990).
- [29] T. Din, A. K. M. B. Rashid y J. Campbell; "High Strength Aerospace Casting Alloys: Quality Factor Assessment"; Materials Science Technology, Vol. 12 pp. 269-273 (1996).
- [30] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, 3rd Edition, Mc. Graw-Hill, New York (1986).
- [31] Geoffrey K. Sigworth y C. H. Cáceres, "Quality Issues in Aluminum Net Shape Castings", AFS Transactions, (2004).
- [32] C. H. Cáceres, J. H. Sokolowski y P. Gallo; "Effect of Ageing and Mg Content on the Quality Index of two models Al-Cu-Si-Mg Alloys"; Elsevier Science, Material Science and Engineering, A271 pp. 53-61 (1999).
- [33] C. M. Yen, W. J. Evans, R. M. Nowicki y G. S. Cole; "Measuring the Quality of Aluminum Casting Alloys with Microprocessor-Aided Thermal Analysis"; AFS Transactions, Vol. 92 pp. 199-204 (1984).
- [34] J. Charbonier, "Microprocessor Assisted Thermal Analysis Testing of Aluminum Alloys Structures" AFS Transactions, Vol. 92 pp. 907-922 (1984).
- [35] Annual Book of ASTM Standards, Vol. 3, designation 112-88 (1995).
- [36] R. Torres, "Análisis Térmico y Propiedades Mecánicas en una Aleación Tipo A319", Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), México (2000).
- [37] A. M. Samuel y F. H. Samuel, "Modification of Iron Intermetallics by Magnesium and Strontium in Al-Si Alloys", International Journal of Cast Metals Research, Vol. 10 pp. 147-157 (1995).

- [38] Lenard Bäkerud, Ella Krol y Jarmo Tamminem; "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys; Vol. 1; Wrought Alloys"; Skanaluminium; Oslo, Norway (1986).
- [39] G. A. Edwards, G. K. Sigworth, C. H. Cáceres, D. H. St. John y J. Barresi; "Microporosity Formation in Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys"; AFS Transactions pp 809-818 (1997).
- [40] G. Gustaffson, T. Thorvaldsson y G. L. Dunlop; "The influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys"; Metallurgical Transactions, Volume 17A pp 45-52 (1986).
- [41] L. Wang, D. Apelian, M. Makhlof; "Iron-Bearing Compound in Al-Si Diecasting Alloys, Their Morfology and the Conditions Under Which they Form"; CASTEXPO AFS, St Louis Missouri, USA, pp 13-16 (1999).
- [42] Table of Grain Sizes Measured According to ASTM Procedure E112, American Foundrymen's Society (1986).

RESUMEN

La presente investigación se realizó con el objetivo de evaluar el índice de calidad que puede obtenerse al variar las condiciones de tratamiento térmico, la velocidad de enfriamiento y la composición química de una aleación de aluminio tipo A319, así como el de correlacionar los valores de los parámetros térmicos y de la estructura que conducen a la mejora en el valor de Q .

Se llevó a cabo un monitoreo térmico del proceso de solidificación en aleaciones con diferentes niveles de concentración de Fe, Cu y Sr, sometidas a cuatro velocidades de enfriamiento. Una vez obtenidas las aleaciones y habiendo variado su velocidad de solidificación, se realizó la caracterización química y microestructural, se obtuvieron probetas para realizar ensayos mecánicos de tensión en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico T7. El análisis térmico se realizó por medio de la interpretación de la curva de enfriamiento resultante y su derivada. La caracterización química comprendió la obtención de análisis químicos a las alturas del producto vaciado que fueran equivalentes a las velocidades de enfriamiento obtenidas durante el registro

térmico. Por lo que respecta a la caracterización microestructural, ésta se llevó a cabo empleando las técnicas de microscopía óptica, estereográfica y electrónica de barrido. La técnica de microscopía óptica se utilizó para cuantificar el espaciamiento interdendrítico secundario, el nivel de modificación, el grado de microporosidad y para analizar las fases intermetálicas que se presentaron; mientras que la técnica de microscopía estereográfica con luz polarizada fue empleada para cuantificar el tamaño de grano en cada probeta, la técnica de microscopía electrónica se empleó para verificar las composiciones químicas de las fases intermetálicas detectadas mediante el análisis semicuantitativo puntual. En cuanto a los ensayos mecánicos de tensión, se realizaron a temperatura ambiente en probetas cilíndricas con extremos roscados, según la norma ASTM B-557, con la finalidad de obtener la elongación a la fractura y la resistencia mecánica de las aleaciones para cada situación de la matriz experimental y emplear los valores de estos parámetros en la ecuación empírica propuesta por Drouzy y obtener la magnitud del índice de calidad Q para cada situación.

Se concluye que los valores de los parámetros característicos que se obtienen de la aplicación de la técnica de análisis térmico durante la solidificación de las aleaciones Al-Si permiten predecir el grado de refinamiento de la estructura y el nivel de modificación del eutéctico Al-Si y que el grado de refinamiento que presenta la estructura de las aleaciones, representado por una reducción del tamaño de grano y del espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, está en función del valor de la velocidad de enfriamiento que se presenta durante la solidificación. Se determinaron dos valores del parámetro d , perteneciente a la ecuación de Drouzy, para una concentración de 3.4 y 2.4% en peso de Cu, respectivamente. Se encontró que de las aleaciones experimentales en condiciones de vaciado, la aleación que es más susceptible a la velocidad de enfriamiento y, por lo tanto, que obtiene valores más altos de Q corresponde a la aleación con bajo contenido de Cu y Fe sin modificación del eutéctico Al-Si, aleación D, y cuando las aleaciones experimentales son

sometidas a tratamiento térmico, la aleación J es la que presenta un valor mayor de Q y corresponde al tratamiento de solución de 490°C durante 6 hrs y una temperatura de envejecido de 230°C durante 4 hrs.

Actualmente se está llevando a cabo un trabajo paralelo al presente con el objetivo de correlacionar las propiedades mecánicas a la tensión y la dureza obtenida de la aleación en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico T7 con la velocidad de enfriamiento a que son sometidas las aleaciones experimentales elaboradas.

CAPITULO 2

ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1 Introducción.

Las aleaciones vaciadas de aluminio estuvieron limitadas a la fabricación de partes decorativas y utensilios de cocina en los inicios del siglo veinte, no es hasta después de la segunda guerra mundial que se presenta una expansión extraordinaria de la industria que elabora aleaciones vaciadas de aluminio, de tal manera que se desarrollaron nuevas aleaciones y procesos para satisfacer las aplicaciones técnicas y comerciales. Además, como consecuencia de la crisis energética de los 70's, las aleaciones de aluminio se emplearon en la industria automotriz como consecuencia de su excelente relación resistencia-peso, lo que las condujo a un uso todavía mayor.

Los elementos que son adicionados de manera controlada a las aleaciones de aluminio, tales como: Zn, Mg, Cu, Si, Fe, Li, Mn, Ni, Ag, Pb y Ti, son llamados elementos aleantes y su adición se realiza para incrementar la dureza por solución sólida y para propiciar la formación de determinados compuestos intermetálicos.

2.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio.

Las aleaciones de aluminio pueden clasificarse de manera muy general en aleaciones vaciadas y trabajadas como consecuencia de las diferencias tan notorias entre ellas, mientras que para las primeras es de vital importancia tener buenas características de llenado de moldes, para las segundas lo es la capacidad que presentan a la deformación plástica. Las diferencias antes mencionadas son consecuencia de composiciones químicas divergentes, típicamente, el contenido de elementos aleantes en las aleaciones vaciadas es del orden del 10 al 12 % y en las aleaciones trabajadas es del 1 al 2%. Además, las aleaciones de aluminio pueden subdividirse en aleaciones que pueden ser endurecidas por adición de elementos aleantes (aleaciones que pueden ser endurecidas por envejecido) y aleaciones que son endurecidas por trabajado mecánico (aleaciones que no son endurecidas por envejecido), figura 2.1.

Cada país ha desarrollado su propia nomenclatura y sistema de designación para las aleaciones vaciadas de aluminio. La Asociación Americana del Aluminio ha adoptado un sistema numérico de cuatro dígitos para clasificar 240 aleaciones, Tabla 2.1. El primer dígito indica el elemento aleante principal de cada grupo y, cuando se emplea una letra que lo precede, es para representar pequeñas diferencias en impurezas o elementos de aleación. De manera particular, para el grupo 1xx.x, los dos dígitos a la izquierda del punto decimal especifican el contenido mínimo de aluminio, mientras que el dígito de la derecha del punto decimal indica la forma del producto, 0 para productos vaciados y 1 para lingotes. Por otro lado, en los grupos 2xx.x al 9xx.x, los dos dígitos posteriores no tienen un significado específico y son empleados únicamente para identificar las diferentes aleaciones que conforman el grupo, el último dígito, a la derecha del punto decimal, identifica la forma del producto. Por lo que respecta a las aleaciones trabajadas, el sistema de designación está conformado por cuatro dígitos, el

primero de ellos identifica el tipo de aleación, el segundo indica alguna modificación de la aleación original y los últimos dos identifican las distintas aleaciones de aluminio dentro del grupo o revelan la pureza del aluminio, la Tabla 2.2 indica el sistema de designación y el significado del primer dígito. Ahora bien, el sistema de designación para las aleaciones vaciadas y las trabajadas puede ser extendido por otro sistema de designación separado por un guión, el que describe la condición del tratamiento térmico de las aleaciones. Este sistema emplea la letra “H” para aquellas aleaciones que sólo son endurecidas por deformación y la letra “T” para las aleaciones que son endurecidas por tratamiento térmico, el número que sigue a la letra respectiva indica la operación de procesamiento empleada y el número subsiguiente representa el grado de endurecimiento obtenido en la escala de 1 a 9, la Tabla 2.3 muestra la clasificación mencionada. De las aleaciones que son endurecidas por precipitación, la figura 2.2 indica la dureza máxima que puede obtenerse a través de los tratamientos térmicos básicos y las variaciones más comunes que son aplicadas a las fundiciones de aluminio^[10].

2.3 Aleaciones vaciadas de aluminio.

El aluminio y sus aleaciones son particularmente importantes en algunos campos gracias al amplio intervalo de propiedades que presentan, aspecto más que suficiente para considerarlo como el segundo elemento metálico más empleado, sólo superado por el hierro. Las aleaciones de aluminio se caracterizan por su baja densidad (bajo peso). Poseen baja temperatura de fusión, insolubilidad de gases (con excepción del hidrógeno), excelente fluidez, buena maquinabilidad y acabado de superficie, buena resistencia a la corrosión y buena conductividad térmica y eléctrica. La desventaja principal de las aleaciones de aluminio es la magnitud de la contracción volumétrica que varía de 3.5% al 8.5%. Las figuras 2.3 y 2.4 describen la importancia que presentan las propiedades del aluminio y sus aleaciones en sus principales campos de aplicación.

Las aleaciones de aluminio que contienen silicio como elemento aleante principal promueven una clasificación adicional, la de aleaciones Al-Si, ya que estas aleaciones presentan excelentes características de llenado, buena resistencia a la corrosión, buena maquinabilidad y pueden ser soldadas; aspectos fundamentales para que constituyan del 85 al 90% del total de productos fabricados con aluminio vaciado. La cantidad de silicio contenida en el aluminio permite agrupar a las aleaciones como hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas, figura 2.5. Las Tablas 2.4 y 2.5 describen la composición química de las aleaciones Al-Si más comunes y sus correspondientes características.

Las aleaciones Al-Si que pertenecen a la familia hipoeutéctica presentan buenas características de llenado, el contenido de cobre que poseen promueve un mejoramiento tanto de la resistencia a la tensión como del grado de maquinabilidad y de la conductividad térmica pero degrada el nivel de ductilidad y la resistencia a la corrosión^[1]. De las aleaciones que conforman esta familia, la 319.0 y la 380.0 son proporcionadas en forma de productos en la condición de vaciado, pero la resistencia mecánica y la maquinabilidad puede mejorarse a través de tratamientos térmicos T5 ó T6^[1].

La presencia de hierro en las aleaciones de fundición Al-Si tienen un efecto degradante de la resistencia mecánica porque promueve la formación de compuestos intermetálicos de naturaleza frágil como el Al_5FeSi , conocido como $Fe\beta$, y el $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, conocido como $Fe\alpha$, intermetálico que es formado por la interacción de los elementos Al, Fe y Si con el Mn, una relación comúnmente aceptada de Mn y Fe para asegurar la conversión de la fase β a la α es la de 1:2^[1-7]. En contraparte, pequeñas cantidades de cobre, magnesio o níquel mejoran la resistencia mecánica de estas aleaciones^[1]. Por lo que respecta al magnesio, usualmente se maneja en concentraciones menores del 0.3% en peso para evitar la formación de Mg_2Si que reduciría la resistencia a la tensión.

Cuando se realiza un tratamiento de solución T4 seguido de un templado en agua se puede evidenciar, como resultado del envejecido, la distribución uniforme de precipitados de Mg_2Si a través de toda la red dendrítica de aluminio^[1].

La estructura de las aleaciones depende fuertemente de la composición química y el proceso de vaciado que es empleado para manufacturar productos vaciados, dicho proceso es asociado a velocidades de enfriamiento variables. Los procesos que conducen a velocidades de enfriamiento altas promueven una estructura eutéctica fina, pequeñas celdas dendríticas con espaciamentos pequeños de sus brazos dendríticos secundarios y un tamaño de grano fino^[1, 2], en contra parte, las velocidades de enfriamiento bajas requieren de modificadores eutécticos para obtener un silicio eutéctico finamente dispersado y de refinadores de grano que produzcan una estructura equiaxiada de grano fina^[1, 2].

Bäkerud, Chai y Tamminem^[3] han reportado que las reacciones principales que se presentan durante la solidificación de las aleaciones hipoeutécticas Al-Si son las indicadas en la Tabla 2.6.

2.4 Refinamiento de grano.

Las propiedades de las aleaciones vaciadas de aluminio dependen de tres parámetros microestructurales: el tamaño de grano, la morfología de la mezcla eutéctica Al-Si y la magnitud del espaciamento de los brazos dendríticos secundarios^[1,2]. Para las aleaciones Al-Si, las propiedades son menos dependientes del tamaño de grano porque contienen grandes fracciones de eutéctico, de tal manera que el proceso de modificación de la mezcla eutéctica es de mayor trascendencia que el de refinamiento de grano^[1]. Por lo que respecta al espaciamento de los brazos dendríticos secundarios, es de suma importancia su magnitud porque existe una correlación con las propiedades mecánicas de las aleaciones vaciadas, entre más pequeño sea el

espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios se obtendrá una resistencia mecánica más elevada^[1, 2].

2.4.1 Principios del refinamiento de grano.

El tamaño de grano de un producto vaciado corresponde a una relación que es inversa con el número de núcleos presentes en el metal en estado líquido. Si cada grano es nucleado por una partícula o núcleo (nucleación heterogénea), entonces la mayor cantidad de núcleos permitirá que se formen más granos con magnitudes menores.

La teoría de la nucleación heterogénea establece que la energía en la interfase de la partícula nucleante y el núcleo debe ser lo más baja posible para que los núcleos puedan formarse de una manera más eficiente sobre la partícula nucleante, formando una capa^[1]. La figura 2.6 describe esquemáticamente que la interfase de menor energía se presenta cuando el núcleo envuelve a la partícula nucleante, formando una capa delgada con radios de curvatura grandes y poca emisión de energía. La energía en la interfase de una partícula nucleante y un núcleo es mínima cuando existe una estructura cristalina similar en alguno de los planos atómicos de ambas partículas, es por ello que la teoría refinación sugiere que un buen nucleante debe de poseer planos atómicos en su red cristalina que sean similares a los planos atómicos de la red cristalina del material que va a ser nucleado^[1], figura 2.7. Los dos procesos de uso comercial más usados para refinar el tamaño de grano son mediante enfriamiento rápido con el uso de templaderas en los moldes y el refinamiento químico mediante agentes nucleantes.

2.4.2 Refinamiento químico de grano.

El refinamiento químico de grano es la práctica más usual y segura para reducir las dimensiones de los granos, la práctica operativa consiste en

adicionar núcleos efectivos en el baño metálico por medio de aleaciones maestras, la presencia de una mayor cantidad de núcleos activos promueve la formación de un tamaño de grano pequeño con un subenfriamiento de poca magnitud. El refinamiento químico de grano no influye sobre la velocidad de solidificación de la aleación, de tal manera que no se afecta el espaciamiento interdendrítico secundario, motivo por el cual no se incrementa la magnitud de las propiedades mecánicas pero se reduce la tendencia a la formación de desgarres en caliente y se promueve una distribución más fina de la porosidad^[1, 2].

2.4.3 Refinamiento de grano con templadera.

El enfriamiento rápido del metal en estado líquido, a través del empleo de templadera, conduce a una nucleación múltiple que provoca un tamaño de grano fino en el producto vaciado. El fenómeno que se presenta es consecuencia de que la velocidad de extracción de calor es mucho mayor que el calor generado por el proceso de solidificación (calor latente de solidificación) lo que genera que la temperatura del líquido subenfriado disminuya por debajo de la temperatura de líquidus de tal manera que se activan la totalidad de núcleos presentes en la aleación^[1].

La velocidad de enfriamiento afecta de manera representativa al espaciamiento interdendrítico secundario, figura 2.8a, aspecto microestructural que determina la magnitud de las propiedades mecánicas en las aleaciones de fundición Al-Si, figura 2.8b.

Los elementos aleantes producen un efecto de endurecimiento porque los átomos de soluto tienen diámetros diferentes a los átomos del solvente y como consecuencia distorsionan la red cristalina, lo que impide el movimiento de dislocaciones y conduce a un incremento en la resistencia, aunque no todos los átomos de soluto tienen el mismo efecto de endurecimiento^[1].

2.5 Modificación del eutéctico Al-Si.

El silicio es un no metal, y como tal, solidifica de una manera facetada ya que forma cristales que tienen la capacidad de crecer, únicamente, en ciertas direcciones cristalográficas porque dichos cristales se encuentran limitados por planos cristalográficos definidos^[1-3, 23]. El crecimiento del silicio sin modificar es favorecido en la dirección $\langle 112 \rangle$, formando ángulos de 141° en la interfase líquido-sólido, figura 2.9, y es fácilmente maclado en los planos (111), figura 2.10. Las maclas formadas se promueven cuando una cantidad grande de átomos cambian uniformemente su posición por medio de un plano en la estructura cristalina. El crecimiento del silicio se presenta por el desplazamiento de pasos a través de la interfase sólido-líquido, dicho movimiento es consecuencia de la adición de átomos en cada paso^[1, 3], figura 2.11.

El mecanismo que describe el crecimiento de los cristales de silicio justifica el planteamiento de que no se dispone de condiciones favorables que promuevan la generación de ramificaciones, de tal manera que la morfología resultante es en forma de placas. En contra parte, la presencia de una morfología en forma de fibras es consecuencia de una situación de crecimiento muy diferente, que promueve la formación de ramificaciones y que está asociada con la gran cantidad de maclas producidas durante el crecimiento de los cristales, las fibras de silicio son, cristalográficamente, imperfectas y cada imperfección de superficie es un sitio potencial para que se presente la ramificación, por el contrario, la ramificación es inhibida en la estructura del silicio sin modificar como consecuencia de su relativa perfección cristalográfica^[1, 3]. La cantidad de maclas es producto de la adición de agentes modificadores, el mecanismo que presentan es el siguiente: los átomos del modificador se sitúan en los pasos de crecimiento de los cristales de silicio en la interfase sólido-líquido promoviendo un crecimiento maclado siempre y cuando

el radio del átomo modificador guarde una relación de 1.646 veces con el radio del silicio ($r_{\text{modificador}} : r_{\text{silicio}} = 1.646$)^[1, 3], figura 2.12.

2.5.1 Modificación química.

La rapidez de solidificación promueve la formación de una estructura eutéctica de fibras, sin embargo, las fibras formadas poseen muy bajos niveles de maclaje de tal manera que la estructura de silicio que se forma es, simplemente, una forma extremadamente fina de eutéctico sin modificar. Los modificadores químicos son más efectivos a altas velocidades de enfriamiento ya que se incrementa la frecuencia del maclaje y el ángulo de ramificación a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, lo que conduce a una estructura modificada y más fina.

Pocos elementos son los que tienen la capacidad de producir estructuras modificadas fibrosas, tales elementos son: sodio, potasio, rubidio, cerio, calcio, estroncio, bario, lantano, iterbio, arsénico, antimonio, selenio y cadmio. De los elementos mencionados, sólo el sodio, el estroncio y el antimonio son procesados industrialmente como agentes modificadores y la cantidad de cada elemento que es necesaria para modificar el eutéctico depende de la concentración de silicio, mayor contenido de silicio requiere mayor cantidad de agente modificador^[1].

De los elementos modificantes, el estroncio es el agente más popular debido a que se mantiene activo en el baño metálico por períodos de tiempo mucho más prolongados que el sodio, es fácil de agregar en cantidades adecuadas a través de aleaciones maestras y, por lo tanto, su efecto modificador es más controlable^[3]. Por lo que respecta al estroncio, las cantidades necesarias para modificar aleaciones con 7% de silicio, aleación 356, son del orden del 0.02% y en aleaciones con 12% de silicio, aleación 413, es necesario hasta un 0.04%^[1].

La manufactura de aleaciones maestras Al-Sr es completamente factible y las composiciones más comunes son: Al-3.5%Sr, Al-10%Sr-14%Si, 90%Sr-10%Al. El tiempo de disolución de las aleaciones maestras está relacionado con su respectiva composición química y la temperatura del baño metálico, el tiempo de disolución es menor a cinco minutos dentro de un intervalo de temperaturas de 680°C a 720°C. El diagrama de fase Al-Sr denota la presencia de compuestos intermetálicos, figura 2.13, aspecto que hace más favorable el empleo del estroncio como agente modificante de la mezcla eutéctica Al-Si^[2].

2.5.2 Efecto de la modificación química en la estructura.

Los cambios estructurales de silicio acicular a fibras de silicio se presentan de una manera gradual, de tal manera que concentraciones insuficientes del agente modificador promueven una estructura mixta conformada por regiones aciculares, laminares y de fibras^[1, 8, 9]. La cantidad de microestructuras que pueden obtenerse en la modificación del eutéctico Al-Si en aleaciones hipoeutécticas se pueden apreciar en las figuras 2.14a y 2.14b, la Tabla 2.7 describe cada estructura. La microestructura obtenida no sólo es producida por el agente modificador, sino es consecuencia de la interacción compleja que presentan cuatro variables adicionales: las impurezas presentes en el baño metálico, la cantidad empleada de modificador, la velocidad de solidificación y el contenido de silicio en la aleación.

La estructura correspondiente a la clase 6, figura 2.14b, conocida como eutéctico sobremodificado, se obtiene cuando la concentración del agente nucleante es mayor a la necesaria provocando un efecto degradante en las propiedades de la aleación. La sobremodificación con Sr está asociada a la presencia de dos fenómenos, el primero describe la aparición de una estructura de silicio granular y la formación de placas interconectadas de la estructura fina

en forma de fibras que previamente se había formado^[1]. El segundo fenómeno describe la generación de fases intermetálicas que contienen Sr en la microestructura, tales como Al_4SrSi_2 ^[1].

2.6 Interacción entre refinamiento de grano, modificación y velocidad de enfriamiento.

La estructura final de un producto en condiciones de vaciado es determinada por una interacción compleja entre la velocidad de enfriamiento que se presenta durante la manufactura del producto vaciado y las adiciones que se hayan realizado de los elementos refinadores de grano o modificadores de la mezcla eutéctica Al-Si. La Tabla 2.8 describe la manera en que se presentan los cambios en la estructura metalúrgica en los productos vaciados en función de los tratamientos de metal en estado líquido y del posible proceso de manufactura empleado (velocidad de enfriamiento).

2.7 Tratamiento térmico de la aleación Al-Si tipo A319.

Cada aleación en estado sólido presenta estructuras de solidificación que pueden ser transformadas durante un tratamiento térmico, dicha transformación es función del grado de solubilidad y tendencia a la precipitación de las fases o elementos que la conforman. El proceso de tratamiento térmico más importante para aleaciones no ferrosas es el de endurecido por envejecimiento o por precipitación^[22, 24]. Para aplicar este tratamiento térmico, el diagrama de equilibrio debe de mostrar solubilidad sólida parcial y la pendiente de la línea de solvus debe ser tal que tenga mayor solubilidad cuando se incremente la temperatura^[22, 24]. La composición de aleación que puede endurecerse por envejecimiento está limitada por el punto de solubilidad máximo del soluto en el solvente de un sistema binario. Generalmente se necesitan tres etapas en un tratamiento térmico para producir endurecido por envejecimiento, el tratamiento de solución, el enfriamiento rápido y el tratamiento de envejecido. La

estructura y la morfología de los precipitados son controlados por la magnitud de los tiempos y de las temperaturas empleadas en la secuencia de los tratamientos térmicos, lo que permite una mejora de la resistencia, la ductilidad y de la tenacidad de la aleación^[25].

2.7.1 Tratamiento de solución.

El tratamiento de solución consiste en calentar la aleación en estado sólido a una temperatura que promueva la disolución de las fases constituyentes y enriquecer a la solución sólida α con estos elementos de aleación, de tal manera que se pueda obtener en solución la mayor concentración posible de elementos formadores de precipitados. La figura 2.15 indica el intervalo de temperaturas para este tratamiento y revela que la disolución de las fases solubles se obtiene al calentar por encima de la temperatura de solvus de la aleación correspondiente y la retención en la región monofásica durante el tiempo suficiente para formar una sola fase. Las temperaturas de solución deben ser altas para facilitar la difusión de los átomos de los elementos aleantes e incrementar su solubilidad pero están limitadas por dos temperaturas, la del eutéctico Al-Si y la de líquidus de colonias eutécticas fuera del equilibrio. Por lo que respecta a la primera, la fusión del eutéctico puede ser bastante perjudicial porque puede fragilizar la aleación, en cuanto a la segunda, la temperatura excesiva puede provocar fusión incipiente^[10, 11, 26]. Dos efectos adicionales del tratamiento de solución son la esferoidización de las partículas de silicio eutéctico que mejoran la tenacidad a la fractura y la de homogenización de la microestructura.

2.7.2 Enfriamiento rápido.

La concentración de soluto en la solución sólida α ($Al\alpha$) disminuye por precipitación y por difusión a los límites de grano, proceso que se presenta entre los 260 y 400°C, por lo que un proceso de enfriamiento rápido o temple es

necesario para retener altas concentraciones de soluto en la matriz, formando una solución sólida sobresaturada inestable, con los átomos del soluto distribuidos al azar dentro de la estructura reticular. Aunque un enfriamiento rápido incrementa la susceptibilidad de la aleación al endurecimiento por precipitación, un enfriamiento demasiado brusco creará esfuerzos residuales y distorsión pero una velocidad de enfriamiento lenta genera la formación de precipitados gruesos, lo cual minimiza la respuesta al endurecimiento por precipitación^[10, 11, 22, 24]. La figura 2.16 muestra una presentación esquemática del efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura.

Cuando se temple también se retienen altas concentraciones de vacancias que precipitan lentamente formando bandas de dislocaciones o modificando la forma de las dislocaciones ya existentes, se incrementa la velocidad de difusión del soluto y con ello la velocidad de formación de precipitados^[10, 11].

2.7.3 Tratamiento de envejecimiento.

Una vez que se tiene una solución sólida sobresaturada inestable, el soluto en exceso precipitará a una velocidad que es función de la temperatura, cuando las aleaciones pueden endurecerse a temperatura ambiente después de días y semanas, se dice que son endurecidas por envejecimiento natural^[22]. El proceso de endurecimiento puede ser acelerado por el calentamiento de la aleación en la condición de temple a temperaturas que oscilan en el intervalo de 95 a 260°C, este proceso es conocido como envejecimiento artificial^[22]. Cuando se inicia el proceso de envejecimiento artificial se dice que la estructura está subenvejecida, a medida que se incrementa el tiempo de exposición, o la temperatura, se puede obtener la condición máxima de dureza, y si se sigue envejeciendo la estructura llegará a ser sobre-envejecida y la dureza disminuirá^[27]. La figura 2.17 muestra el efecto que presenta la temperatura en la dureza a diferentes tiempos de exposición y se puede detectar el tiempo al cual se presenta el fenómeno de sobre-envejecimiento.

El fenómeno de endurecimiento por envejecido es promovido por una fina dispersión de precipitados, la descomposición controlada de la solución sólida sobresaturada de los elementos de aleación se presenta a través de tres etapas principales de precipitación al incrementar la temperatura y el tiempo de calentamiento. La primera etapa se inicia a través de la formación de las zonas de Guinier-Preston (GP), grupos atómicos ricos en soluto que tienen la misma estructura cristalina del solvente y que son coherentes con ella. Después de un tiempo, a la temperatura de envejecimiento artificial, las zonas GP empiezan a ser reemplazadas por partículas de segunda fase que tienen una estructura cristalina diferente a la del solvente y que son coherentes o semicoherentes con la matriz original. Si se continua con el envejecimiento después de ser formados los precipitados intermedios, éstos crecerán hasta transformarse en precipitados de equilibrio, los cuales son incoherentes con la matriz y de estructura cristalina y composición diferentes^[10, 11, 25]. La figura 2.18 ilustra una posible secuencia de precipitación.

Los precipitados coherentes con la estructura de la matriz provocan una considerable distorsión de la misma, lo que interfiere con el movimiento de las dislocaciones y causa el rápido incremento en la dureza y en la resistencia durante el proceso de envejecido. El fenómeno de sobre-envejecimiento se obtiene con el equilibrio de la fase en exceso, los precipitados adquieren su propia estructura cristalina lo que promueve una pérdida de coherencia con la matriz y una menor distorsión que conduce a una disminución de la dureza y de la resistencia^[10, 11, 24, 28].

En el sistema Al-Cu, el endurecimiento de las aleaciones es atribuido a la formación de precipitados que se presentan a partir de la solución sólida sobresaturada (SSS) hasta obtener la fase estable θ (Al_2Cu)^[10, 11, 25, 28], figuras 2.19 y 2.20.



Tabla 2.1. Sistema de identificación de la Asociación Americana .de Aluminio para las aleaciones vaciadas de aluminio^[1].

Sistema de designación	Elemento principal
1xx.x	Aluminio puro, contenido de aluminio con 99.0% o mayor
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio con magnesio y cobre
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin emplear
7xx.x	Zinc
8xx.x	Estaño
9xx.x	Sin emplear

Tabla 2.2. Sistema de identificación de la Asociación Americana .de Aluminio para las aleaciones trabajadas de aluminio^[22].

Sistema de designación	Elemento principal
1xxx	Aluminio puro, contenido de aluminio con 99.0% o mayor
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y Silicio
7xxx	Zinc
8xxx	Litio
9xxx	Sin emplear

Tabla 2.3. Sistema de identificación que describe la condición de tratamiento térmico de las aleaciones^[22].

Sistema de designación	Operación de proceso específica
F	En condición de fabricado
O	Recocida, recristalizada, (únicamente trabajada)
H	Endurecida por deformación
H 1	Endurecida por deformación únicamente
H 2	Endurecida por deformación y, posteriormente, parcialmente recocida
H 3	Endurecida por deformación y, posteriormente, estabilizada
W	Tratamiento térmico de solución (temple inestable)
T	Tratamiento térmico para temple estable
T 2	Recocido (únicamente vaciado)
T 3	Tratamiento de solución y trabajado en frío
T 4	Tratamiento de solución seguido de un envejecido natural a temperatura ambiente.
T 5	Enfriado rápido desde una temperatura elevada debido a un proceso de formado y envejecido artificialmente
T 6	Tratamiento de solución y envejecido artificialmente
T 7	Tratamiento de solución y estabilizado
T 8	Tratamiento de solución, trabajado en frío y envejecido artificialmente
T 9	Tratamiento de solución, envejecido artificialmente y trabajado en frío

Tabla 2.4. Composición química de aleaciones vaciadas típicas Al-Si^[1].

Aleación	Elementos (porcentaje en peso)					
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319.0	6.0	3.5	< 0.10	< 1.0	< 1.0	---
332.0	9.5	3.0	1.0	1.2	1.0	---
355.0	5.0	1.25	1.25	< 0.06	< 0.35	---
A356.0	7.0	< 0.20	< 0.20	< 0.2	< 0.1	---
A357.0	7.0	< 0.20	< 0.20	< 0.2	< 0.1	0.05 Be
380.0	8.5	3.5	3.5	< 1.3	< 3.0	---
383.0	10.0	2.5	2.5	1.3	3.0	0.15 Sn
384.0	11.0	2.0	2.0	< 1.3	< 3.0	0.35 Sn
390.0	17.0	4.5	4.5	< 1.3	< 0.1	< 0.1 Mg
413.0	12.0	< 0.1	< 0.1	< 2.0	---	---
443.0	5.25	< 0.3	< 0.3	< 0.8	< 0.5	---

Tabla 2.5. Características de aleaciones vaciadas Al-Si^[1].

Aleación	Resistencia a los desgarres	Impenetrabilidad a la presión	Fluidez	Tendencia a la contracción	Resistencia a la corrosión	Maquinabilidad	Soldabilidad
319.0	2	2	2	2	3	3	2
332.0	1	2	1	2	3	4	2
355.0	1	1	1	1	3	3	2
A356.0	1	1	1	1	2	3	2
A357.0	1	1	1	1	2	3	2
380.0	2	1	2	---	5	3	4
390.0	2	2	2	---	2	4	2
413.0	1	2	1	---	2	4	4
443.0	1	1	2	1	2	5	1

1: Excelente, 2: Muy bueno, 3: Bueno, 4: Malo, 5: Muy malo

Tabla 2.6. **a)** Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones hipoeutécticas Al-Si, **b)** Fases que precipitan en aleaciones Al-Fe-Mn-Si(-Cu) con un contenido de Si de 7-12%, **c)** Composición química y estructura cristalina de las fases que se presentan^[3]..

T°C	Fases Precipitadas	Sufijo
650	$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ (Iodos)	Pre-dendrítico
600	Dendritas de Aluminio y $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ o Al_5FeSi	Dendrítico Postdendrítico Predendrítico
550	Eutéctico Al+Si y Al_5FeSi	Eutéctico Coeutéctico
500	Al_2Cu y más fases complejas	Posteutéctico

a)

Fórmula	Nombre de la fase encontrada	Nombre en este volumen
Al_5FeSi	β -AlFeSi Fase-m Phragmén (1950)	Al_5FeSi
Al_8Fe_2Si	α -AlFeSi	Al_8Fe_2Si
$Al_{15}Mn_3Si_2$	α -AlMnSi Phillips & Varley (1943)	
$Al_{15}(Cu,Mn)_3Si_2$	Fase-c, Phragmén	
$Al_{15}(Cu,Fe,Mn)_3Si_2$		$Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$

b)

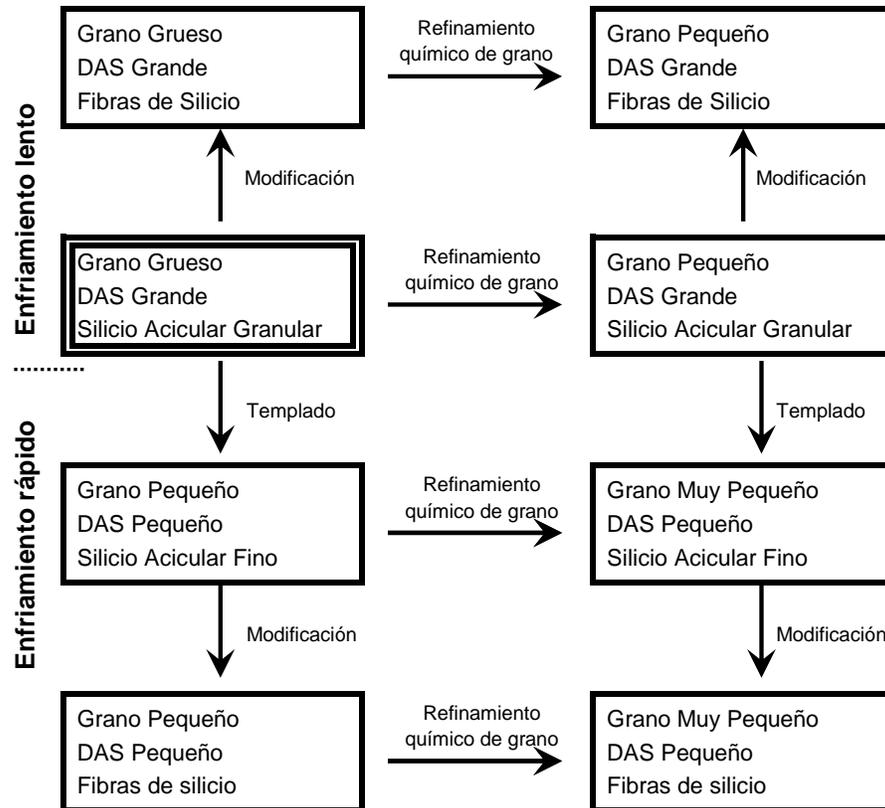
Nombre de la Fase	Composición porcentaje en peso	Estructura Cristalina, Å
Al ₅ FeSi	25-30 Fe 12-15 Si	Monoclínica, a = b = 6.12, c = 41.5, α = 91
Al ₈ Fe ₂ Si	30-33 Fe 06-12 Si	Hexagonal, PG ₃ /mmc, a = 12.3, c = 26.3
Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂	0-7 Cu, 0-31 Fe 1.5-29 Mn, 8-13 Si	Cúbica, Pm3, a = 12.65-12.68

c)

Tabla 2.7. Descripción de los niveles de modificación alcanzados con diferentes contenidos de Sr en aleaciones vaciadas Al-Si^[1, 8, 9].

Nivel de Modificación		
Clase	Descripción	Características de la estructura
1	Sin modificar	<ul style="list-style-type: none"> • Placas largas de silicio • Partículas aciculares de silicio
2	Laminar	<ul style="list-style-type: none"> • Silicio laminar • Partículas aciculares de silicio
3	Modificación parcial	<ul style="list-style-type: none"> • Comienza a romperse la estructura laminar de silicio • Partículas aciculares de silicio
4	No laminar	<ul style="list-style-type: none"> • La mayoría de la estructura laminar de silicio se ha roto • Permanecen pocas partículas aciculares
5	Modificada	<ul style="list-style-type: none"> • Partículas de silicio con morfología de fibras • Han desaparecido las partículas aciculares de silicio
6	Muy modificada	<ul style="list-style-type: none"> • Partículas de silicio con morfología de fibras extremadamente finas

Tabla 2.8. Relación entre el refinamiento químico de grano, el templado y la modificación sobre la estructura^[1].



CAPITULO 3

INDICE DE CALIDAD

3.1 Introducción.

Las propiedades mecánicas a la tensión de las aleaciones vaciadas de aluminio dependen fuertemente de la velocidad de solidificación, de la sanidad del producto vaciado, del tratamiento térmico empleado (solución, temple y envejecido), de la modificación del eutéctico principal Al-Si y de la química de la aleación, el efecto que presentan dichas variables en la resistencia y la ductilidad de la aleación, a la tensión, es simplificado por el empleo del índice de calidad. El desarrollo de modelos teóricos para obtener la magnitud del

índice de calidad, Q , son importantes porque a través de su empleo se puede establecer sin ambigüedades la calidad de un producto vaciado y evaluar las posibilidades de mejorar a las aleaciones elaboradas.

2.8 Índice de calidad.

El concepto de índice de calidad fue propuesto por Drouzy, Jacob y Richard en 1980^[12, 13, 16, 19] como resultado de observaciones en aleaciones envejecidas que correspondían al sistema Al-7Si-0.4Mg, dicho concepto ha sido ampliamente aceptado por la industria de la fundición para evaluar el efecto que se presenta en la ductilidad y la resistencia a la tensión en productos vaciados que son sometidos a variación en su composición química, a diferente velocidad de solidificación y a determinado tratamiento térmico. La aportación práctica que proporciona el índice de calidad estriba en que la integridad mecánica de la aleación se expresa con un valor numérico que puede obtenerse a través de un gráfico o empleando una ecuación simple que relaciona a la deformación que experimenta el material a la fractura con su resistencia mecánica a la tensión^[12-16, 19].

Las ecuaciones propuestas por Drouzy, Jacob y Richard denotan la independencia del índice de calidad, Q , y el esfuerzo a la fluencia, YS , dichas ecuaciones son las siguientes^[12-17, 19, 31]:

$$YS = aUTS + b \log(s_f) - c \quad (1)$$

$$Q = UTS + d \log(s_f) \quad (2)$$

donde a , b , c y d son constantes empíricas con magnitudes de 1, 60 MPa, 13 MPa y 150 MPa, respectivamente, para el sistema Al-7Si-0.4Mg^[12, 13]. YS representa el esfuerzo a la fluencia en MPa, UTS a la resistencia a la tensión en MPa, s_f a la deformación a la fractura y Q al índice de calidad en MPa.

La magnitud del índice de calidad puede obtenerse también a través del empleo de un gráfico semilogarítmico, figura 3.1, dicho gráfico posee dos escalas principales, la resistencia a la tensión en MPa y el logaritmo de la deformación a la fractura en porcentaje, así como por dos escalas auxiliares representadas por líneas paralelas con pendientes de 150 y que representan a esfuerzos de fluencia e índices de calidad idealizados. La interpretación del gráfico del índice de calidad revela que la pérdida de ductilidad es consecuencia del incremento de la resistencia mecánica a la tensión y que este fenómeno no reduce la calidad mecánica de la aleación, pero sí dicha pérdida experimenta a un esfuerzo de fluencia constante se degradará su calidad mecánica.

El concepto de índice de calidad permite evaluar o predecir como benéficos o degradantes a los tratamientos de envejecido, a los cambios en el contenido de Mg o Fe, a la tasa de la velocidad de solidificación, al SDAS obtenido, al gradiente térmico presentado durante la solidificación y al contenido de porosidad resultante, como resultado de la magnitud del índice $Q^{[1, 13, 17, 31]}$, la figura 3.2 muestra el efecto que presentan estos parámetros en el índice de calidad. Sin embargo, la aplicabilidad del concepto depende del sistema de aleación. Din y coautores^[29] evaluaron el índice de calidad de dos aleaciones vaciadas de alta resistencia del sistema Al-4.5% Cu sometidas a una gran cantidad de tratamientos térmicos y concluyeron que el concepto no aplica para las aleaciones analizadas, al menos en su forma original. De igual manera, Cáceres y coautores^[16, 31] realizaron estudios de envejecido en la aleación vaciada Al-Cu 201 y encontraron un comportamiento circular cuando se grafica la resistencia a la tensión contra la elongación a la fractura, figura 3.3, aspecto que difiere con las aleaciones Al-Si-Mg, las cuales presentan un comportamiento lineal entre ambos parámetros durante el envejecido, figura 3.1. El comportamiento circular también es revelado por la transición de altos valores de Q , para la condición de envejecido, hasta bajos valores de Q , para la condición de sobre-envejecido^[16, 31].

Gauthier y coautores^[19] realizaron estudios de tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio 319.2 y propusieron que el parámetro d , de la ecuación 2, posea un valor de 124 MPa para temperaturas de solución comprendidas entre 480 y 515°C, valor muy cercano al propuesto para la aleación A356. Sin embargo, cuando dichas aleaciones son sometidas a un tratamiento de envejecido, la magnitud propuesta para d es de 108 MPa^[20].

El gráfico original de índice de calidad fue desarrollado para las aleaciones A356, es por ello que cuando se emplean para un material diferente es de esperarse que haya cambios en las magnitudes de los parámetros involucrados, especialmente la pendiente, d , de las líneas idealizadas de calidad, Q , que cambian con la composición química y el temple de las aleaciones^[14, 16, 19, 20, 29].

2.9 Desarrollo del modelo analítico.

Cáceres y coautores^[13-17] han desarrollado un modelo analítico empleando la mecánica continua que relaciona la magnitud del índice de calidad, Q , y la ductilidad relativa del material con el objetivo de reemplazar a la formulación empírica original.

El modelo analítico considera que la curva de deformación del material es determinada por la siguiente ecuación constitutiva^[13-16, 30, 31]:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (3)$$

donde σ es el esfuerzo real, K es el coeficiente de resistencia del material, ε es la deformación plástica real y n es el exponente de endurecimiento por deformación. El parámetro n está relacionado con la tasa de endurecimiento por deformación a través de la expresión siguiente^[13-16, 31],

$$n = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (4)$$

donde $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ es la tasa de endurecimiento por deformación. En la práctica, es más fácil usar los parámetros de esfuerzo (P) y deformación (s) ingenieriles, éstos son relacionados a los esfuerzos y deformaciones reales por las ecuaciones $\varepsilon = \ln(1 + s)$ y $P = \frac{\sigma}{1 + s}$, consecuentemente, la curva esfuerzo-deformación nominal (o de ingeniería) es obtenida por la siguiente expresión^[13-16, 31],

$$P = K [\ln(1 + s)]^n \exp^{-\ln(1+s)} \cong K s^n \exp^{-s} \quad (5)$$

donde P y s corresponden a los valores de esfuerzo y deformación en ingeniería, magnitudes consideradas como las mismas para los valores de esfuerzo y deformación reales, σ y ε . El criterio anterior es una aproximación razonable para aleaciones con baja ductilidad.

Cuando las aleaciones experimentan alta ductilidad, la falla a la tensión experimenta cierta cantidad de estricción, dicho fenómeno inicia cuando se presenta el criterio de Considère, esto es, cuando $\gamma = 1$, γ es definido por la expresión^[13-16, 31]:

$$\gamma = \frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (6)$$

Relacionando las expresiones (5) y (6), se obtiene que $\gamma = \frac{n}{\varepsilon}$, si la deformación a la fractura es la que se presenta en la estricción (ε^*) entonces $\gamma = 1$ y, por lo tanto, $\varepsilon^* = n$. La expresión anterior revela que el exponente de endurecimiento por deformación puede ser una medida de la deformación uniforme máxima de la muestra^[13, 15, 31].

Para una condición de envejecido determinada, las aleaciones que pueden deformarse hasta la estricción o, incluso, sobrepasarlo ($s_f \geq s^*$), experimentarán una combinación más alta de elongación y resistencia a la tensión y, por lo tanto, los valores de Q serán los más altos posibles. Las

aleaciones que se fracturan a una tensión previa a la estricción ($s_f < s^*$) desarrollarán valores de Q menores, un límite inferior de Q puede corresponder a las aleaciones que se fracturan durante la cedencia ($s_f \sim 0$). Los límites superior e inferior para Q pueden dividirse identificando líneas para las cuales s_f es una fracción de la deformación uniforme máxima s^* . Considerando que $s^* \cong \varepsilon^* = n$, la ductilidad relativa de la aleación, q , puede obtenerse por la siguiente expresión^[13-16, 31],

$$q = \frac{s_f}{s^*} \cong \frac{s_f}{n} \quad (7)$$

Relacionando las ecuaciones (5) y (7), se puede obtener la expresión que asocia la ductilidad relativa, q , con el esfuerzo y la deformación de ingeniería, la expresión es la siguiente^[13-16, 31],

$$P = K s^{s/q} \exp^{(-s)} \quad (8)$$

La figura 3.4 representa una serie de curvas que se han generado con la ecuación (8) para ciertos valores de q , la curva para $q = 1$ representa la estricción, de igual manera, se muestra una familia de curvas obtenidas de la ecuación (5). El gráfico de la figura 3.4 es equivalente al gráfico de índice de calidad, Q , figura 3.1, propuesto por Drouzy y coautores, ya que al momento de superimponer ambos gráficos. figura 3.5, puede notarse que las curvas esfuerzo-deformación obtenidas por la ecuación (5) son, hasta cierto punto, paralelas a las líneas del esfuerzo de fluencia idealizadas, excepto donde ocurre la estricción, mientras que las líneas de ductilidad relativa obtenidas por la ecuación (3) tienden a ser paralelas a las líneas de calidad idealizadas, Q , especialmente para valores elevados de esfuerzos, de tal forma que las líneas idealizadas de calidad, Q , pueden identificarse como líneas idealizadas de ductilidad, q ^[13].

El gráfico de la figura 3.4 indica que el área que representa índices de calidad más altos es cerca de la curva $q = 1$ (falla de aleaciones al presentarse la estricción), de tal manera que cuando $q \geq 1$ se identificarán a las aleaciones

de mejor calidad y cuando $q < 1$ la calidad disminuye de forma progresiva, reduciéndose la ductilidad. Mientras la magnitud de q indica que tan alejada se encuentra la aleación de su máxima ductilidad posible, el valor de Q muestra el nivel de calidad de la aleación en relación con otras aleaciones o diferentes tratamientos térmicos, en este sentido, es importante evaluar la magnitud de q y Q para caracterizar la aleación^[13, 15].

La pendiente de la curva q corresponde al parámetro d de la ecuación (2) y la variación de la magnitud de K obliga a un cambio en la magnitud de d . La relación propuesta para conocer la pendiente d de la curva q en función del parámetro K es la siguiente^[14-16, 31]:

$$d \cong 0.4K \quad (9)$$

La ecuación (3) puede expresarse de la manera siguiente^[14, 15, 30]:

$$\sigma = \sigma_y \left(\frac{E}{\alpha \sigma_y} \right)^n \varepsilon^n \quad (10)$$

donde, σ_y es el esfuerzo a la fluencia, E es el módulo de elasticidad (~ 75 GPa), ε es la deformación plástica real y α es un parámetro que toma el valor de 1.36 para la aleación Al-7Si-0.4Mg.

Empleando las ecuaciones (3) y (9), se puede obtener la ecuación que describe la magnitud de K en función de parámetros del material^[14, 15],

$$K = \sigma_y \left(\frac{E}{\alpha \sigma_y} \right)^n \quad (11)$$

El índice de calidad, Q , también puede expresarse en términos de los parámetros del material, de tal manera que la magnitud de Q puede obtenerse a partir del conocimiento de los parámetros: q , σ_y y n ^[14-16],

$$Q = \sigma_y \left(\frac{E}{\alpha \sigma_y} \right)^n \left[q^n n^n \exp(-qn) + 0.4 \log(100 * qn) \right] \quad (12)$$

El empleo de la ecuación (12) tiene un valor de mayor interés y es potencialmente práctico ya que permite sugerir los incrementos necesarios del

σ_y o de n para obtener un valor de Q mayor, lo que significa que puede emplearse el concepto de índice de calidad como una herramienta para el diseño de aleaciones. Las figuras 3.6 y 3.7 indican los gráficos de la ecuación (12) en función de σ_y y de n , respectivamente, para $q = 1$. La figura 3.6 muestra que para incrementar el valor de Q , a n constante, es necesario un incremento del σ_y , mientras que la figura 3.7. revela que incrementos de n , a σ_y constantes, conducen a un incremento de Q .

CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción.

El conocimiento fundamental de las aleaciones vaciadas de aluminio se encuentra aun inconcluso debido a la reciente implementación de dichas aleaciones para manufacturar componentes que históricamente eran elaborados por aleaciones ferrosas. En la presente investigación se elaboraron aleaciones experimentales solidificadas a diferentes velocidades de enfriamiento ante la necesidad de promover condiciones que conduzcan a propiedades mecánicas más elevadas en las aleaciones vaciadas de aluminio. Esto permite caracterizar el proceso de solidificación, de tal manera que se relaciona a los parámetros de la historia térmica de las aleaciones preparadas con su composición química, su microestructura, las propiedades mecánicas resultantes, a través del concepto de índice de calidad, y su respectivo efecto al someterse a tratamientos térmicos de estabilizado T7 a diferentes tiempos y temperaturas de solución y de envejecido.

Por lo que respecta a la composición química, es de importancia primordial para el sector industrial automotriz el de procesar aleaciones económicas sin sacrificar los valores de las propiedades mecánicas que exigen

las condiciones operativas de los diversos componentes de los productos automotrices, motivo por el cual se usaron tres niveles del contenido de Fe y dos del contenido de Cu, Tabla 4.1, ya que por la cuestión de costos, las aleaciones se abaratan conforme se incrementa el contenido de Fe y se reduce el contenido de Cu pero los efectos metalúrgicos que se obtienen pueden ser contraproducentes ya que un aumento en la concentración de Fe promueve la precipitación de una mayor densidad de intermetálicos de naturaleza frágil (Fe- α o Fe- β), por lo que se degradan las magnitudes de las propiedades mecánicas y la reducción del contenido de Cu provoca una menor concentración de elementos formadores de precipitados lo que puede provocar que el endurecimiento por envejecimiento de la aleación sea menor. La adición de elementos aleantes en las aleaciones provoca el encarecimiento de estas, por lo que se trata de minimizar su empleo, la adición de Sr a 120 ppm, Tabla 4.1 y 4.2, en las aleaciones elaboradas, es con el propósito de obtener una modificación de la mezcla eutéctica conformada por aluminio y silicio que promueva una mejora significativa en la calidad de la aleación.

La aleación considerada como de referencia corresponde a la condición A, Tabla 4.2, que es muy similar a la composición química del estándar para fabricar la aleación A356.0 y A357.0, Tabla 2.4.

2.10 Metodología experimental.

2.4.4 Elaboración de las aleaciones.

El material experimental se obtuvo en las instalaciones de la planta en un horno con sistema de combustión aire-gas con capacidad de 500 kg que pertenece a la línea de control de calidad. El horno de 500 kg fue relleno de un horno de reverbero con capacidad de 80 toneladas empleando una olla de transferencia, posteriormente el metal fue inoculado (modificación y variación de los contenidos de Fe y Cu) y desgasificado por medio de la inyección de nitrógeno a través de una flecha en forma de T por 30 minutos, figura 4.1. El

contenido bajo de Cu se obtuvo endulzando la aleación del crisol con material 6063 y posteriormente se ajustaron los contenidos de Si, Mg y Mn. Los diferentes niveles de Fe se obtuvieron adicionando pequeñas agujas de Fe que facilitaron su disolución en el baño metálico. El tratamiento de modificación se obtuvo empleando una aleación maestra Al-10Sr. La Tabla 4.1 indica el diseño de experimentos y la Tabla 4.2 muestra las composiciones químicas nominales obtenidas en cada una de las condiciones para los elementos de aleación.

El vaciado de las aleaciones preparadas se realizó en moldes de arena sílica (AFS 55) previamente elaborados con modelos de madera; se empleó una base metálica de aluminio para direccionar la solidificación, figuras 4.2a y 4.2b. La figura 4.3 muestra el esquema del lingote resultante una vez que se ha desmoldeado y limpiado.

2.4.5 Análisis térmico.

La caracterización del proceso de solidificación se realizó insertando termopares de crómel-alúmel de 1.6 mm de diámetro a cuatro alturas diferentes, figura 4.4, para obtener las curvas de enfriamiento y sus derivadas, identificar las reacciones de solidificación y cuantificar la magnitud de los parámetros de temperatura, tiempo y velocidad de reacción de las aleaciones preparadas. El arreglo experimental empleado para el monitoreo de la solidificación consta del lingote vaciado y termopares conectados a una tarjeta analógica que a su vez está conectada a una computadora, figura 4.5, para registrar los parámetros de temperatura y tiempo, figura 4.6.

2.4.6 Preparación de muestras para tratamientos térmicos y análisis químicos.

Los lingotes vaciados fueron separados de su mazarota y sistema de alimentación, figura 4.7, posteriormente se marcaron, figura 4.8, y se

seccionaron en barras que serían ensayadas a tensión, figura 4.9, y en muestras que serían sometidas a ensayos de dureza Brinell, figura 4.10.

Las secciones obtenidas para cuatro velocidades de solidificación se agruparon en paquetes de cuatro, se les insertó un termopar de crómel-alúmel, figura 4.11, y se sometieron a un tratamiento térmico T7 variando la temperatura de solución de 480 ó 490°C por 6 horas, posteriormente fueron templadas en agua a 90°C y envejecidas a 210, 230 y 250°C por 1, 2 y 4 horas, Tabla 4.3. El arreglo experimental permitió controlar la temperatura de solución y de envejecido de una manera efectiva y consta de un horno de resistencia, el material a tratarse térmicamente con el termopar insertado, una tarjeta analógica y una computadora, figura 4.12.

Para cada una de las aleaciones preparadas se seccionó un lingote del lado de la alimentación, cada muestra en condiciones de vaciado fue pulida en seco de sus extremos para realizar dos análisis químicos y registrar sus promedios, figura 4.13. El equipo empleado para realizar los análisis es un espectrómetro de chispa marca Espectrolab.

2.4.7 Preparación de probetas para ensayos de tensión.

Las barras seccionadas en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico fueron maquinadas a probetas cilíndricas con extremos roscados de acuerdo a la norma ASTM B-557, figura 4.14, y ensayadas a temperatura ambiente por un equipo Satec Instron que posee un sistema digital de medición de alta precisión.

2.4.8 Preparación de muestras para cuantificar el endurecimiento por precipitación.

La preparación de las secciones obtenidas para los ensayos de dureza consistió en cortar las muestras en dos partes y pulir las caras para obtener superficies completamente planas y paralelas. Los ensayos de dureza fueron realizados en un equipo automático Wilson Instron modelo Brinell aplicando una carga de 500 kg sostenida por un tiempo de 15 segundos sobre la probeta y utilizando un indentador de balón de 10 mm de diámetro, se realizaron cuatro indentaciones por cada velocidad de enfriamiento y se empleó un analizador de imágenes para medir el diámetro promedio de la huella (dos mediciones a 90°) para, finalmente, obtener el valor de dureza a través de la fórmula:

$$BHN = \frac{2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

donde F es la carga (500 kg), D es el diámetro del indentador de balón (10 mm) y d' es el diámetro de la indentación.

2.4.9 Preparación de muestras para análisis microestructural.

Una vez realizados los análisis químicos, se tomaron las probetas de la columna central para realizar el análisis microestructural, cuyas dimensiones se muestran en la figura 4.15. Las probetas obtenidas fueron sometidas a un desbaste en grueso y fino con lijas de carburo de silicio de grado 180 hasta 2400 y, posteriormente, fueron pulidas con alúmina de 1 μm . El análisis microestructural se realizó empleando las técnicas de microscopía óptica, estereográfica y electrónica de barrido. La microscopía óptica se realizó empleando un microscopio óptico marca Olimpos PMG3 para cuantificar el espaciamiento interdendrítico secundario, el nivel de modificación, el grado de microporosidad y para analizar las fases intermetálicas que se presentaron; mientras que la técnica de microscopía estereográfica con luz polarizada fue empleada para cuantificar el tamaño de grano en cada probeta. La técnica de microscopía electrónica se empleó para verificar las composiciones químicas de las fases intermetálicas detectadas mediante el análisis semicuantitativo puntual empleando para ello un microscopio electrónico de barrido marca JOEL JSM-

6360LV y un EDX (energía de dispersión de rayos X) marca Oxford INCAx-sight.

CAPITULO 5

RESULTADOS

5.1 Introducción

En este capítulo se presentan las magnitudes obtenidas de los parámetros característicos de las reacciones principales que se observaron durante la solidificación de las aleaciones preparadas a las cuatro velocidades de enfriamiento consideradas.

Así mismo, se presentan los valores del índice de calidad Q para las aleaciones preparadas a las cuatro velocidades de enfriamiento al ser sometidas a diversos tratamientos térmicos de estabilizado (T7) para, posteriormente, correlacionarlos con la velocidad de enfriamiento y con el comportamiento de las fases monitoreadas.

De igual manera, se presenta la caracterización metalográfica de las aleaciones elaboradas para cuantificar el efecto que se presenta en la microestructura al variar la velocidad de solidificación y en la correlación entre el índice de calidad Q y el nivel de porosidad, el espaciamiento entre los brazos secundarios (SDAS) de las dendritas formadas, el nivel de modificación y el tamaño de grano resultante.

2.11 Análisis térmico

Las magnitudes en temperatura y tiempo necesarias para caracterizar las reacciones principales que se presentaron durante el proceso de solidificación se obtuvieron empleando las curvas de enfriamiento y su primera derivada a cuatro velocidades de solidificación, Apéndice A. La magnitud de los parámetros para las distintas condiciones se indican en el Apéndice B y fueron obtenidas de acuerdo al criterio mostrado en la figura 5.1 para cada una de las reacciones analizadas^[1, 3, 8, 9, 33, 34]. Las reacciones se pueden localizar por puntos de inflexión en la curva de enfriamiento y por cambios de pendiente en la primera derivada, cuyo significado físico consiste en la emisión de calor latente por la formación de núcleos de la fase correspondiente, el valor de la derivada es negativa y hasta que alcanza un valor de cero finaliza el proceso de nucleación (t_1); una vez formados los núcleos, la temperatura empieza a incrementarse y la primera derivada obtiene una magnitud positiva, como consecuencia del crecimiento de los núcleos formados y cuando nuevamente alcanza el valor de cero el crecimiento finaliza (t_2); una vez que la temperatura nuevamente decrece con el tiempo se presenta un engrosamiento de las partículas formadas durante el tiempo t_3 para finalizar la precipitación de la reacción con un tiempo t_4 ($t_4 = t_1 + t_2 + t_3$) que es destacado por otro cambio brusco de pendiente de la primera derivada.

La composición química de los elementos principales en las aleaciones elaboradas, a las cuatro velocidades de análisis, se muestra en el Apéndice I, el monitoreo químico permite determinar el nivel de macrosegregación obtenido en función de la velocidad de enfriamiento. La figura 5.2 indica los análisis realizados a las diferentes alturas de los lingotes obtenidos en las aleaciones manejadas en la matriz experimental, Tabla 4.1.

2.12 Análisis microestructural

La identificación de las fases se muestra en el Apéndice C y el nivel de microporosidad obtenido en las aleaciones preparadas a las cuatro posiciones

de análisis se muestra en la figura 5.3, la magnitud del espaciamiento de los brazos secundarios (SDAS) de las dendritas formadas se indican en la figura 5.4 y las fotomicrografías respectivas se muestran en el Apéndice D. Por lo que respecta al nivel de modificación obtenido de la mezcla eutéctica Al-Si, la Tabla 5.1 indica el tipo de modificación lograda^[1] y sus respectivas fotomicrografías se muestran en el Apéndice E, mientras que el tamaño de grano^[35] se aprecia en la Tabla 5.2, y las macrografías correspondientes se presentan en el Apéndice F.

2.13 Índice de calidad

La magnitud de los parámetros obtenidos en los ensayos de tensión fueron empleados para calcular el índice de calidad Q a través de la siguiente expresión empírica^[12-20]:

$$Q = \sigma_u + d \log(\varepsilon_f)$$

donde σ_u es la resistencia a la tensión, ε_f es la deformación a la fractura en porcentaje y d es un coeficiente cuya magnitud depende de la composición química de la aleación, siendo de 150 para las aleaciones 356^[12-20] y de 108 para las aleaciones 319.2^[20].

El índice de calidad Q se obtuvo en las diversas aleaciones preparadas tanto en condiciones de vaciado como de tratamiento térmico T7, Tabla 4.1 y 4.3 a las cuatro velocidades de enfriamiento de análisis, para 4 valores propuestos de la pendiente d , el de Drouzy y colaboradores ($d = 150$), el de Gauthier y colaboradores ($d = 108$) y los propuestos en este trabajo, $d = 336$ para aleaciones con alto contenido de Cu y $d = 179$ para las aleaciones con bajo contenido de Cu, cuyo cálculo se explica en el capítulo de discusión, los resultados se muestran en el Apéndice H junto a las curvas esfuerzo-deformación que corresponden a cada condición para las cuatro velocidades de enfriamiento empleadas.

LISTADO DE FIGURAS, CAPITULO 6

- 6.1. *Curva de enfriamiento y su primera derivada empleada para Identificar las reacciones principales que se presentan en la altura 1 durante la solidificación de la aleación A. a) Ampliación de la fase $Al\alpha$, b) Ampliación del eutéctico Al-Si, c) Ampliación del eutéctico complejo formado por Al-Si-Cu-Mg.*
- 6.2. *Identificación de los parámetros característicos T_N , T_{Min} , T_F , t_N , t_{Min} , t_F y t_4 ($t_4=t_F-t_N$) correspondientes a las reacciones principales que se presentan durante la solidificación de las aleaciones preparadas a las cuatro alturas de análisis. a) $Al\alpha$, b) Al-Si, c) Al-Si-Cu-Mg.*
- 6.3. *Comportamiento de la pérdida de temperatura por segundo en las alturas de análisis de las aleaciones sin modificación. a) Condición A, b) Condición B, c) Condición C, d) Condición D, e) Condición F.*
- 6.4. *Comportamiento de la pérdida de temperatura por segundo en las alturas de análisis de las aleaciones modificadas. a) Condición G, b) Condición H, c) Condición i, d) Condición J, e) Condición K, f) Condición L.*
- 6.5. Efecto de la velocidad de pérdida de temperatura durante la solidificación de la fase $Al\alpha$ en aleaciones modificadas (parámetros característicos).
- 6.6. Efecto de la velocidad de pérdida de temperatura durante la solidificación del eutéctico Al-Si en aleaciones con alto contenido de Cu.
- 6.7. Efecto de la velocidad de pérdida de temperatura durante la solidificación del eutéctico Al-Si en aleaciones con bajo contenido de Cu.
- 6.8. Efecto de la velocidad de pérdida de temperatura durante la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg en la T_N y el t_4 en aleaciones sin modificación del eutéctico Al-Si.
- 6.9. Efecto de la velocidad de pérdida de temperatura durante la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg en la T_N y el t_4 en aleaciones con modificación del eutéctico Al-Si.
- 6.10. Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 1.
- 6.11. Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 2.
- 6.12. Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 3.
- 6.13. Identificación de las fases que se presentan a la velocidad de enfriamiento que corresponde a la altura 4.
- 6.14. Efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de las aleaciones sin modificación con alto y bajo contenido de Cu, izquierda y derecha, respectivamente. a) SDAS, b) Tamaño de grano, c) Porcentaje de microporosidad.
- 6.15. Efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de las aleaciones modificadas con alto y bajo contenido de Cu, izquierda y derecha, respectivamente. a) SDAS, b) Tamaño de grano, c) Porcentaje de microporosidad.

- 6.16. Curvas de enfriamiento que corresponden a la región donde se detecta a la reacción $Al\alpha$, y que denotan el efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de la aleación de la condición A para las cuatro alturas de análisis.
- 6.17. Curvas de enfriamiento que corresponden a la región donde se detecta a la reacción Al-Si, y que denotan el efecto de la velocidad de enfriamiento en la estructura de las aleaciones de la condición A (micrografías internas) y de la condición G (micrografías externas) para las cuatro alturas de análisis.
- 6.18.

CAPITULO 6

DISCUSION

6.1 Introducción

En este capítulo se analizó la velocidad promedio de enfriamiento local que experimentaron las reacciones principales que se presentaron durante la solidificación de las aleaciones experimentales, empleándose la que corresponde a la solución sólida $Al\alpha$ como la velocidad promedio a la cual solidifica la aleación respectiva, así mismo, se estudió el efecto que produjo la variación de la velocidad de enfriamiento en la forma de la curva de enfriamiento, de tal manera que se pudieran correlacionar los parámetros característicos con la velocidad de enfriamiento mencionada.

Por lo que respecta al análisis microestructural, se identificaron las fases e intermetálicos presentes a las cuatro velocidades de análisis y así realizar la caracterización de manera cuantitativa y correlacionarla con las regiones respectivas de la curva de enfriamiento, posteriormente, se correlacionó la velocidad de enfriamiento de cada una de las aleaciones con el tamaño de grano, con el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios y con el nivel

de microporosidad. Finalmente, los cambios que experimentó la curva de enfriamiento por la velocidad de enfriamiento empleada y por la adición de Sr a la aleación fueron asociados al nivel de refinamiento obtenido en la estructura y al nivel de modificación del eutéctico Al-Si.

Se proponen dos valores de la pendiente d de la ecuación experimental propuesta por Drouzy y coautores y que fueran concordante con la composición química de las aleaciones experimentales estudiadas, se calcularon los valores de Q de acuerdo a las propuestas mencionadas para la pendiente d y a los reportados por Drouzy y coautores y Gauthier y coautores para evaluar el grado de concordancia existente. Para finalizar, se correlacionó el comportamiento que presentaban estos valores de Q con la temperatura y el tiempo de envejecido, a las dos temperaturas de solución empleadas, para identificar la condición de tratamiento térmico óptima.

2.14 Análisis térmico

2.4.10 Identificación de las fases

La técnica de análisis térmico permitió detectar y cuantificar las reacciones principales $Al\alpha$, Al-Si y Al-Si-Cu-Mg, en esa secuencia, en las aleaciones preparadas a las cuatro alturas de análisis, la red dendrítica conformada por $Al\alpha$ nuclea entre las temperaturas de 601.8°C y 608.7°C, mientras que el eutéctico Al-Si lo hace entre los 525.3°C y los 565.9°C y el eutéctico de bajo punto de fusión conformado por Al-Si-Cu-Mg nuclea entre los 471.1°C y los 506.4°C, dependiendo de la velocidad de solidificación a que sean sometidas las aleaciones, en el Apéndice B se muestra que las temperaturas encontradas son concordantes con las temperaturas reportadas por Bäkerud y coautores; 600°C para $Al\alpha$, 550°C para el eutéctico Al-Si y 500°C para Al_2Cu . La figura 6.1 muestra una curva de enfriamiento y su primera derivada que señala a las regiones en las cuales se presentan las reacciones identificadas, la ampliación

de las regiones mencionadas permitió obtener la magnitud de los parámetros característicos de cada reacción, figuras 6.1a, b y c.

2.4.11 Velocidad de enfriamiento

La velocidad de enfriamiento a que es sometido un producto de fundición afecta drásticamente la apariencia de la curva de enfriamiento, de tal manera que velocidades de enfriamiento altas dificultan la identificación y la caracterización de las reacciones que se presentan porque la aleación se encuentra muy alejada de la condición de equilibrio. El Apéndice A muestra la forma en que se afecta la curva de enfriamiento a las cuatro alturas de análisis, la altura 1 es la que presenta una velocidad de enfriamiento más lenta lo que permite identificar y caracterizar de manera detallada la precipitación de las reacciones principales, por lo general, las alturas 2, 3 y 4 sólo permiten identificar el inicio y la finalización de la reacción.

La figura 6.2a denota la forma en que se afecta la curva de enfriamiento en la región de $Al\alpha$ de la condición A. La posición de análisis que es sometida a una velocidad de enfriamiento menor (altura 1) permite detallar la precipitación de la fase, Tabla B.1b, encontrándose que las temperaturas a las cuales se están formando núcleos están comprendidas en el intervalo de $603.5^{\circ}C$ (T_N) a $599.8^{\circ}C$ (T_{Min}) durante 35 segundos (t_1), es decir, se presenta un subenfriamiento (ΔT) de $3.7^{\circ}C$ durante 35 segundos para promover la fuerza impulsora necesaria que permita el crecimiento de la fase $Al\alpha$ y la velocidad promedio a la cual se están formando los núcleos ($V_1 = (T_N - T_{Min})/t_1$) es de $0.1^{\circ}C$. De igual manera, se detecta que la temperatura empieza a incrementarse hasta alcanzar un valor de $601.2^{\circ}C$ (T_G) en un tiempo de 39 segundos (t_2), lo que significa que se presenta una recalescencia de $1.4^{\circ}C$ durante 39 segundos, tiempo durante el cual se encuentran creciendo las dendritas de aluminio ($Al\alpha$) a una velocidad de enfriamiento promedio de $0.03^{\circ}C/seg$ ($V_2 = (T_G - T_{Min})/t_2$). Posteriormente se detecta que la temperatura nuevamente empieza a disminuir

lo que indica que la precipitación de la reacción está por finalizar, el valor de la temperatura a la cual finaliza la reacción es de 599.5°C (T_F) y el tiempo durante el cual se presenta la pérdida de temperatura de 1.7°C ($T_G - T_F$) es de 30 segundos (t_3), tiempo durante el cual las dendritas de aluminio experimentan un engrosamiento en su masa a una velocidad de enfriamiento promedio de $0.06^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ ($V_3 = (T_G - T_F)/t_3$), aunque el fenómeno descrito anteriormente representa un crecimiento de las dendritas, pero en otro plano, la curva de enfriamiento no experimenta un aumento de temperatura porque el calor latente de solidificación que es liberado por la reacción, y que provoca un sobrecalentamiento del metal en estado líquido, conduce a una temperatura que es inferior a la pérdida de temperatura por el calor liberado de la aleación hacia los alrededores. Finalmente, se obtiene que el tiempo que duró la reacción fue de 105 segundos (t_4) y que la pérdida de temperatura que se experimentó fue de 4°C ($T_F - T_N$), lo que permite calcular una velocidad promedio de enfriamiento que experimentó la precipitación de la fase $\text{Al}\alpha$ de $0.04^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ ($V_4 = (T_N - T_F)/t_4$). De igual manera, el eutéctico Al-Si y el eutéctico complejo que es conformado por Al-Si-Cu-Mg pueden caracterizarse de manera similar que la fase $\text{Al}\alpha$, Tabla B.2c y B.2d, y obtener las velocidades promedio de enfriamiento en cada una de las reacciones (V_4), siendo de $0.04^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ y $0.07^{\circ}\text{C}/\text{seg}$, respectivamente, para la altura 1 de la condición A.

Por lo que respecta a las alturas 2, 3 y 4, la figura 6.2 muestra los cambios paulatinos que sufre la curva de enfriamiento a medida que se incrementa la velocidad de extracción de calor en la aleación y, por lo tanto, el comportamiento de sus parámetros característicos. Las figuras 6.3 y 6.4 demuestran que la velocidad de solidificación local (V_4) que experimenta la precipitación de la fase $\text{Al}\alpha$, para las aleaciones de estudio, Tabla 4.1, presenta una mayor sensibilidad a la altura del molde que los eutécticos Al-Si y Al-Si-Cu-Mg, quienes prácticamente permanecen constantes, lo anterior permite emplear a la velocidad de solidificación local de la fase $\text{Al}\alpha$ (V_4) como la velocidad de enfriamiento de la aleación para las alturas de análisis correspondientes.

Bäkerud^[3] y coautores han reportado que la temperatura de nucleación de la fase $Al\alpha$ se incrementa durante la solidificación de las aleaciones Al-Si en estado líquido mediante el proceso de refinamiento químico de grano, alcanzando un aumento hasta de $6^{\circ}C$ en aleaciones trabajadas AA1050, de igual manera, Torres^[36] ha reportado que el proceso de refinamiento químico de grano aumenta la temperatura de nucleación (hasta en $10.7^{\circ}C$) y reduce tanto el subenfriamiento (hasta $0^{\circ}C$) como el periodo de la reacción (hasta en 1 segundo) en aleaciones tipo A319. El Apéndice B y las figuras 6.5a y 6.6a establecen que la temperatura de nucleación (T_N) tiene una tendencia a incrementarse conforme se aumenta la velocidad de enfriamiento a que son sometidas las aleaciones, mientras que el periodo de la reacción (t_4) tiende a disminuir, figuras 6.5c y 6.6c, lo que puede atribuirse a que en el momento en que se incrementa la velocidad de enfriamiento se acelera la tasa de extracción de calor provocando que se activen de manera más rápida los núcleos de las dendritas y se acorten los tiempos de crecimientos y engrosamiento de las mismas, por lo que respecta al subenfriamiento (ΔT), sólo se pudo detectar a la velocidad de enfriamiento más lenta (Altura 1), figuras 6.5b y 6.6b. Los resultados obtenidos por el proceso de refinamiento de grano por templadera son afines a los de refinamiento químico, la diferencia consiste en los mecanismos a través de los cuales se promueve el comportamiento mencionado de los parámetros característicos del análisis térmico.

La velocidad de enfriamiento afecta de manera significativa los valores de los parámetros que son empleados para evaluar el nivel de modificación que está experimentando el eutéctico Al-Si, Las figuras 6.7 y 6.8 describen que a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento disminuye la temperatura de nucleación del eutéctico y el periodo de la reacción tiende a incrementarse. Tanto Tenekedjiev^[9] como Gruzleski^[1] han reportado que la modificación de la reacción eutéctica principal Al-Si es claramente identificable en la curva de enfriamiento a través de una reducción de la temperatura de la meseta

eutéctica, un aumento en el subenfriamiento y un prolongamiento del tiempo de precipitación de la reacción, tales aseveraciones llevan a predecir que las aleaciones estudiadas tienden a experimentar cierto grado de modificación del eutéctico Al-Si a medida que se incremente la velocidad de enfriamiento.

Así mismo, la velocidad de enfriamiento también afecta al eutéctico de bajo punto de fusión, las figuras 6.9 y 6.10 indican la forma en que disminuye la temperatura de nucleación del eutéctico Al-Si-Cu-Mg a medida que la velocidad de enfriamiento aumenta, por lo que respecta al tiempo que dura la reacción (t_4), las aleaciones que han sido modificadas químicamente tienden a disminuir su periodo y cuando no han sido modificadas tiende a incrementarse con la excepción de la condición B.

2.4.12 Efecto de la concentración química

De los elementos que se analizan en este estudio, el Sr y el Cu afectan la forma de la curva de enfriamiento y, por lo tanto, a los valores de los parámetros característicos del análisis térmico. Las figuras 6.2b y 6.2c muestran la manera en la que es afectada la forma de la curva de enfriamiento en las regiones que son asociadas a la precipitación del eutéctico principal Al-Si y al eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg cuando son agregados al metal en estado líquido Sr y Cu, respectivamente.

Referente al eutéctico principal Al-Si, Tenekedjiev^[9] ha reportado que la temperatura de nucleación (T_N) disminuye hasta en 5°C (de 563.8 a 558.8°C), que el subenfriamiento ΔT alcanza valores hasta de 5.2°C y que el período de la reacción (t_4) se incrementa hasta en 217 segundos (de 317 a 100 seg) cuando las aleaciones 319 pasan de un nivel de modificación de 1 a 3, como consecuencia de la adición de 130 ppm de Sr a la aleación y a una velocidad de solidificación de $0.1^\circ\text{C}/\text{seg}$. Las figuras 6.7 y 6.8 demuestran que, precisamente, la temperatura de nucleación (T_N) disminuye al adicionar Sr a la

aleación pero el período no aumenta como le reporta Tenekedjiev, disminuye. Por lo que respecta al eutéctico de bajo punto de fusión, su temperatura de nucleación (T_N) y período (t_4) disminuyen de manera representativa cuando se reduce el contenido de Cu en las aleaciones que no se han modificado, figura 6.9 mientras que las aleaciones modificadas experimentan un comportamiento aleatorio, figura 6.10.

6.3 Análisis microestructural

6.3.1 Identificación de las fases

Los análisis químicos puntuales obtenidos a través del empleo de la técnica de EDX (energía de dispersión de rayos X) permitieron identificar a las reacciones que se presentaron durante la solidificación de las aleaciones elaboradas, la Tabla 6.2 indica las fórmulas químicas obtenidas a partir de los análisis químicos semicuantitativos reportados en el Apéndice C. La morfología que presentan las reacciones identificadas permite asociarlas a las reacciones mencionadas en la literatura, Tabla 6.1. Las diferencias en las fórmulas químicas presentadas en este trabajo con las de la literatura están asociadas al supuesto grado de segregación que se manifiesta en las aleaciones elaboradas, que a su vez depende de la velocidad de enfriamiento a que son sometidas dichas aleaciones. La curva de enfriamiento de la figura 6.1 destaca a las regiones que son asociadas con la precipitación de la fase $Al\alpha$, con el eutéctico principal Al-Si y con el eutéctico de bajo punto de fusión formado por Al-Si-Cu-Mg.

6.3.2 Velocidad de enfriamiento

Las figuras 6.11 a la 6.14 muestran la identificación de las reacciones principales a las cuatro velocidades de enfriamiento de análisis, el efecto que se presenta al incrementar la velocidad de extracción de calor durante la solidificación de las aleaciones promovió la presencia de un tiempo menor (t_4)

para que precipiten las reacciones lo que impide que las fases que inician su crecimiento continúen haciéndolo, provocando una acción refinadora en su morfología. Por lo que respecta a las dendritas de $Al\alpha$, éstas experimentan un crecimiento menor y, de igual manera, un espaciamiento menor de sus brazos dendríticos secundarios (SDAS), las figuras 6.5c y 6.6c demuestran que el periodo de la reacción (t_4) disminuye al acelerar la velocidad de extracción de calor y que el SDAS, igualmente, disminuye, figuras 6.15a y 6.16a. El efecto gradual que se experimenta al incrementar la velocidad de enfriamiento en la morfología de la fase $Al\alpha$ y en la región donde se identifica su precipitación en la curva de enfriamiento puede apreciarse en la figura 6.19, lo que permite correlacionar los parámetros que caracterizan los cambios que sufre la curva de enfriamiento con los fenómenos que se presentan en su estructura, es así que puede determinarse que conforme se incrementa la temperatura de nucleación (T_N) de la fase $Al\alpha$ y tiende a eliminarse el subenfriamiento (ΔT), se irá refinando la morfología de su estructura, Apéndice D y de la Tabla B.1b a la Tabla B.11b; un parámetro adicional que puede emplearse para predecir el grado de refinamiento que puede obtener el $Al\alpha$ es la velocidad promedio a la que precipita la reacción (V_4), las figuras 6.3 y 6.4 denotan una tendencia ascendente a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento. De igual manera, el refinamiento de la estructura también es reflejado a través de la obtención de un tamaño de grano menor, mientras que las figuras 6.15b y 6.16b reflejan que a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento el valor del tamaño de grano disminuye, la figura 6.19 resalta, a través de macrografías, el efecto que presenta el tamaño de grano a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento de tal manera que se puede correlacionar la magnitud del tamaño de grano que se puede obtener conociendo la magnitud del SDAS o los valores de los parámetros característicos de la curva de enfriamiento, el comportamiento que presentan los valores del tamaño de grano de acuerdo a la velocidad de enfriamiento en todas las aleaciones se reportan en la Tabla 5.2 y las macrografías correspondientes en el Apéndice F.

Referente a la fase eutéctica principal Al-Si, la velocidad de enfriamiento no parece tener un efecto significativo en la morfología de la fase ya que tanto las aleaciones que presentan una estructura eutéctica de placas como de fibras no se ven afectadas, Apéndice E, lo anterior puede ser atribuido a que la velocidad promedio a la cual precipita la reacción (V_4) a las diferentes alturas de análisis permanece prácticamente constante, figuras 6.3, 6.4 y de la Tabla B.1c a la Tabla B.11c, el motivo por el cual la velocidad de solidificación local no es afectada de manera representativa es por que a pesar de presentarse una mayor pérdida de temperatura, el periodo de la reacción se incrementa, llevando a cabo una acción compensatoria que conduce a un valor de velocidad constante, lo anterior promueve a que el crecimiento del eutéctico sea en condiciones similares a las diferentes alturas de análisis, la interpretación horizontal de la Tabla 5.1 demuestra que el nivel de modificación que se obtiene, según el estándar de la AFS^[1], no sufre alteraciones significativas por el efecto de templadera.

Las reacciones ricas en Cu (Al_2Cu) no fueron analizadas microestructuralmente en este trabajo porque la magnitud de las propiedades mecánicas se ven afectadas de manera significativa por las condiciones bajo las cuales precipitan las fases $Al\alpha$ y la mezcla eutéctica Al-Si. La evolución térmica experimentada en ésta fase predice un comportamiento similar al del eutéctico Al-Si, esto es, la velocidad de enfriamiento no tiene efecto significativo sobre su morfología ya que el valor de la velocidad promedio que dura la reacción (V_4) es prácticamente constante como consecuencia de la compensación que proporciona el incremento del periodo (t_4).

6.3.3 Efecto de la concentración química

En el análisis de las estructuras de los intermetálicos ricos en Fe, sólo se identificó la presencia del $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, conocido como $Fe\alpha$, lo que significa que a pesar de los efectos degradantes de las propiedades mecánicas que

produce el contenido de Fe, el intermetálico que se está promoviendo es el menos perjudicial y, por lo tanto, las propiedades mecánicas no serán afectadas de manera drástica, la precipitación del intermetálico $Fe\alpha$ es atribuido a la relación mínima que debe existir en la concentración de los elementos Fe y Mn de 2:1 de acuerdo a reportes de investigadores^[3, 4-7, 37]. La concentración de las aleaciones elaboradas mantiene la relación del contenido de Fe y Mn por encima de la relación mínima de 2:1, debido al exceso de Mn, por lo que la precipitación de esta fase puede ser referida al cumplimiento de esta relación. Un efecto importante de la presencia de Fe en las aleaciones es que a medida que se incrementa se promueve un aumento en el nivel de microporosidad, figuras 6.15c y 6.16c como consecuencia de la susceptibilidad del Fe para propiciar la formación de porosidad por contracción.

La presencia de Ti en la aleación promueve la presencia del peritético Al_3Ti , figura C.1 y Tabla B.1a a la Tabla B.11a, lo que significa que el Ti que contienen las aleaciones en estado líquido, 0.10 % en peso, no es residual, está activo, y que el tamaño de grano refinado que se obtiene no sólo es consecuencia de la velocidad de extracción de calor a que son sometidas las aleaciones sino también por la presencia de partículas de Al_3Ti que poseen buenas características nucleantes^[38], como lo muestran los resultados de tamaño de grano reportados en la tabla 5.2 y que son considerados granos finos de acuerdo a las tablas de la ASTM^[42].

La adición de Sr a la aleación promueve la presencia de un eutéctico con morfología parcialmente modificada (clase 3) y no laminar (clase 4), figuras 2.14a-b, Tabla 2.6, Tabla 5.1 y Apéndice E, y la región de la curva de enfriamiento que corresponde a la mezcla eutéctica Al-Si es claramente alterada con la adición de este elemento, figura 6.20 y de la Tabla B.1c a la Tabla B.11c, lo que permite correlacionar los valores de los parámetros característicos con el nivel de modificación alcanzado a velocidades de solidificación constantes de tal forma que la disminución de la temperatura de

nucleación (T_N) del eutéctico y la reducción del periodo de la reacción (t_4) permiten predecir el grado de modificación alcanzado, lo que significa que la aleación de la condición A necesita una reducción de la T_N , hasta de 10°C y una disminución del t_4 hasta de 3 minutos para promover una estructura eutéctica parcialmente modificada de clase 3.

Los resultados observados en las figuras 6.17 y 6.18 sugieren que la adición de Cu en las aleaciones sin modificación promueve una disminución en el nivel de microporosidad, pero cuando las aleaciones están modificadas, la adición de Cu promueve un fenómeno inverso, se incrementa el nivel de microporosidad, figura 6.17, lo anterior puede atribuirse a una posible interacción que llevan a cabo el Sr y el Cu, por lo que respecta al Sr, éste promueve una porosidad más dispersa y fina^[1], mientras que el Cu tiende a incrementar la presencia de porosidad por contracción y la afinidad del hidrógeno en el metal en estado líquido^[39].

6.4 Índice de Calidad

Los trabajos realizados hasta el momento, referentes al concepto de índice de calidad Q , han sido desarrollados, principalmente, para la aleación A356, es por eso que el valor del parámetro d , de 150 MPa, que es empleado en la expresión experimental propuesta por Drouzy^[12-20] y coautores para obtener la magnitud de Q , sólo puede emplearse para esa aleación. Gauthier^[19,20] y coautores emplearon un método estadístico para obtener el valor de la pendiente d , de la misma expresión experimental, para calcular el valor de Q en aleaciones 319.2 que fueron sometidas a tratamientos térmicos T6, obteniendo un valor de 108 MPa. En este estudio se procedió a calcular el valor de d , empleando la metodología propuesta por Gauthier y coautores, para comparar los valores de Q obtenidos, se graficó el logaritmo del porcentaje de elongación, $\log(\% \text{ de Elong.})$, con los valores de la resistencia a la tensión, σ_{Max} , Apéndice G, para obtener la pendiente de la tendencia lineal que

experimentaron las aleaciones elaboradas a las diferentes condiciones de tratamiento térmico, se utilizó el parámetro de R^2 para evaluar la exactitud de la regresión lineal, los valores de R^2 menores a 0.8 no fueron considerados, posteriormente se empleo la siguiente expresión estadística empírica^[19,20]:

$$d = \frac{\sum R_i^2 d_i}{\sum R_i^2}$$

donde, d es la pendiente de una aleación para las diferentes condiciones de tratamiento térmico, d_i es la pendiente de cada tratamiento térmico y R_i^2 es el parámetro que evalúa la exactitud de la regresión lineal para cada tratamiento térmico, Tabla 6.2 a la Tabla 6.5. Posteriormente, las aleaciones fueron agrupadas de acuerdo al contenido de Cu, como consecuencia de los resultados obtenidos, para obtener un valor de d promedio que pudiera emplearse para un grupo de aleaciones, Tabla 6.6, resultando un valor de 336 MPa y de 179 MPa para las aleaciones con alto y bajo contenido de Cu, respectivamente.

El valor de Q es calculado utilizando los valores promedio obtenidos para d_{prom} , los valores de la resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación de los ensayos realizados. De igual manera, se calculó el valor de Q con los valores propuesto para la pendiente d por Drouzy y coautores y por Gauthier y coautores para realizar el comparativo respectivo, Apéndice H.

6.4.1 Velocidad de enfriamiento

El valor de la velocidad de enfriamiento tiene un efecto preponderante en la forma de la curva esfuerzo-deformación y, por lo tanto, en la magnitud de Q , Apéndice H, independientemente del valor sugerido para la pendiente d en la ecuación experimental propuesta por Drouzy y coautores se puede apreciar que a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento se aumenta el valor de Q , figura 6.21 a la 6.28, lo anterior puede atribuirse a que conforme se incrementa la velocidad de extracción de calor se va obteniendo una estructura más refinada y con menor nivel de porosidad, lo que conduce a una mejor calidad de la aleación y que se refleja por un aumento en el valor numérico de Q .

6.4.2 Efecto de la concentración química

Las figuras 6.21 y 6.22 y de la H.1a a la H.5a denotan que cuando las aleaciones contienen alto contenido de Cu y no se ha modificado su eutéctico Al-Si, aleaciones A, B y C, la condición de vaciado que presenta un mejor índice de calidad corresponde a la que contiene menor contenido de Fe y que es sometida a la velocidad de enfriamiento más alta, los valores obtenidos son: $Q_1=261$ MPa ($d=150$), $Q_2=252$ MPa ($d=108$), $Q_3=301$ MPa ($d=336$); lo anterior puede atribuirse a la rapidez de extracción de calor presentada durante la solidificación de la aleación que condujo a una estructura refinada con menor porosidad y con menor densidad de intermetálicos $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ como consecuencia del menor contenido de Fe. Cuando estas aleaciones poseen un contenido menor de Cu, aleaciones D y F, figuras 6.23 y 6.24 y de la H.6a a la H.9a, se alcanzan valores de Q aún mayores para la misma velocidad de enfriamiento; $Q_1=292$ MPa ($d=150$), $Q_2=271$ MPa ($d=108$), $Q_3=307$ MPa ($d=179$); lo que puede atribuirse a que el menor contenido de Cu esté promoviendo una reducción de la resistencia a la tensión con un aumento muy significativo de la ductilidad de las aleaciones, figuras H.1a y H.6a.

Las aleaciones con alto contenido de Cu que experimentan una modificación de su eutéctico Al-Si, aleaciones G, H e I; figuras 6.25 y 6.26 y de la H.10a a la H.15a, obtienen un mayor índice de calidad cuando poseen un contenido alto de Fe y cuando también se someten a la velocidad de enfriamiento más alta, los valores obtenidos son: $Q_1=249$ MPa ($d=150$), $Q_2=241$ MPa ($d=108$), $Q_3=286$ MPa ($d=336$). Cuando estas aleaciones poseen un contenido menor de Cu, aleaciones J, K y L, figuras 6.27 y 6.28 y de la H.16a a la H.21a, alcanzan valores de Q aún mayores para la misma velocidad de enfriamiento; $Q_1=289$ MPa ($d=150$), $Q_2=268$ MPa ($d=108$), $Q_3=303$ MPa ($d=179$); lo que también es atribuido al efecto que presenta el Cu en las aleaciones ya que a menor concentración de Cu, la ductilidad es significativamente mayor, figuras H.14a y H.18a. Un aspecto de trascendental interés es que la adición de Sr no está promoviendo la obtención de los valores mayores de Q , sino que la concentración de Cu es la que tiene efectos más significativos en su magnitud, lo que conduce a que los valores más elevados de Q correspondan a las aleaciones que contienen baja concentración de Cu, figuras 6.23a y 6.24a, H.6a y H.7a, y, posteriormente, dentro de este mismo grupo de aleaciones, las que tienen modificación del eutéctico Al-Si, figuras 6.27b, 6.28b, H.18a y H.19a.

6.4.3 Efecto de los tratamientos térmicos T7

Las figuras 6.21, H.1, H.3 y H.4 denotan que en tratamiento térmicos T7 a una temperatura de solución de 480°C en las aleaciones con alto contenido de Cu y sin modificación de su eutéctico Al-Si, aleaciones A, B y C, la condición A es la que alcanza valores de Q más elevados cuando se emplea una temperatura de envejecido de 210°C durante un tiempo de 2 hrs a la velocidad de enfriamiento más alta, los valores de Q obtenidos son: $Q_1=322$ MPa ($d=150$), $Q_2=327$ MPa ($d=108$), $Q_3=298$ MPa ($d=336$); si en estas aleaciones se reduce su contenido de Cu, aleaciones D y F, nuevamente la aleación que contienen menor contenido de Fe, aleación D, es la que alcanza valores de Q más altos,

resultando mayores a los obtenidos con alto contenido de Cu, $Q_1=335$ MPa ($d=150$), $Q_2=324$ MPa ($d=108$), $Q_3=343$ MPa ($d=179$); figuras 6.23, H.6 y H.8, pero ahora con tiempo de 4 hrs lo anterior puede ser atribuido al hecho de que el alto contenido de Cu permite obtener el valor de Q más alto en un tiempo de 2 hrs a una temperatura de 210°C por ser los valores que conducen a obtener precipitados coherentes con la matriz; el incremento en tiempo o temperatura de envejecido provocan la transformación de precipitados coherentes a incoherentes, y la consecuente reducción de la resistencia a la tensión de la aleación y, con ello, del índice de calidad Q . Por el contrario, en la aleación con baja concentración de Cu, es necesario un mayor tiempo para promover la formación de precipitados coherentes que conduzcan a un aumento significativo de la resistencia a la tensión y, por lo tanto, un mayor valor de Q .

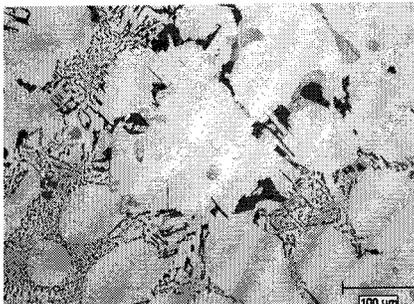
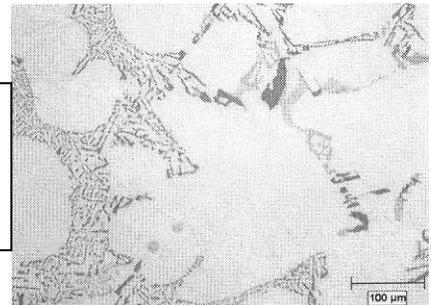
De las aleaciones modificadas, las que alcanzan valores de Q más altos son nuevamente, las aleaciones con baja concentración de Cu y Fe, aleación J, que experimentaron la velocidad de enfriamiento más elevada y que fueron sometidas a una temperatura de envejecido de 210°C por 2 hrs, los valores de Q son: $Q_1=348$ MPa ($d=150$), $Q_2=333$ MPa ($d=108$), $Q_3=358$ MPa ($d=179$); figuras 6.27a. y H.16, un tiempo o temperatura mayor del tratamiento en éstas aleaciones promueve la presencia de un menor nivel de precipitados coherentes que provocarían la reducción del índice Q .

Cuando las aleaciones experimentales, Tabla 4.1, son sometidas a un tratamiento de solución de 490°C , el índice de calidad es mayor que a 480°C , para cada situación particular, como consecuencia de que una mayor temperatura de solución promueve mayor disolución de las fases solubles y, por lo tanto, se puede tener en solución la mayor concentración posible de elementos formadores de precipitados. Las figuras 6.28a y H.17 destacan que la aleación J, aleación con bajo contenido de Cu y Fe, y con modificación del eutéctico principal Al-Si, es la que presenta mayor respuesta al tratamiento de solución de 490°C , proporcionando los valores más altos de Q para una

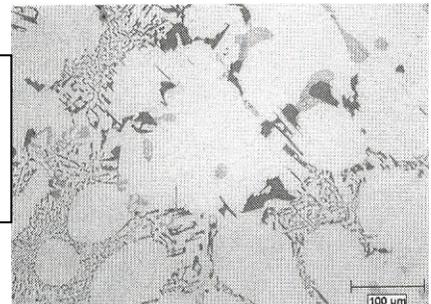
temperatura de envejecido de 230°C por un tiempo de 4 hrs y a la velocidad de enfriamiento más alta, los valores resultantes de Q son: $Q_1=366$ MPa ($d=150$), $Q_2=345$ MPa ($d=108$), $Q_3=380$ MPa ($d=179$). Los valores más elevados de Q que fueron obtenidos corresponden a la aleación que presentan de los mayores niveles de refinamiento de su estructura, figuras 5.3 y Tablas 5.1 y 5.2, y menor nivel de microporosidad, figura 5.3.



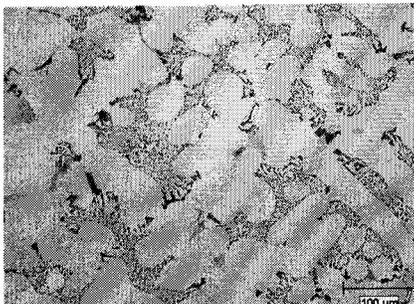
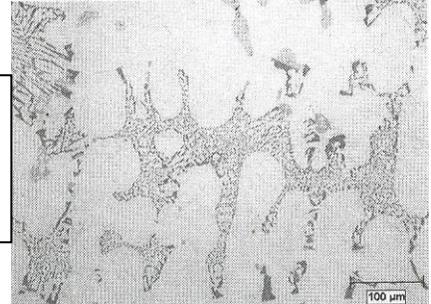
Altura 1
Condición J
Con modificación
200x



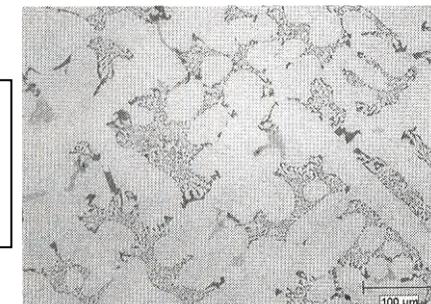
Altura 2
Condición J
Con modificación
200x

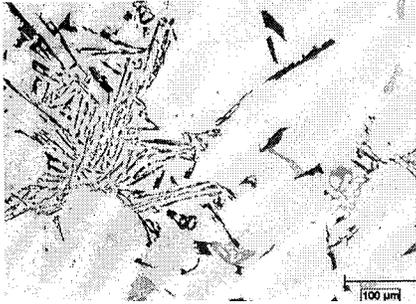


Altura 3
Condición J
Con modificación
200x

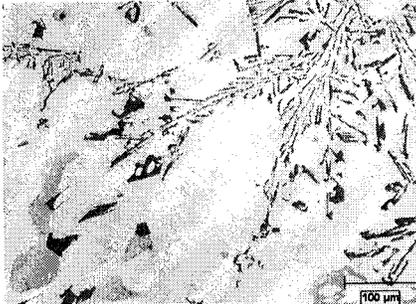
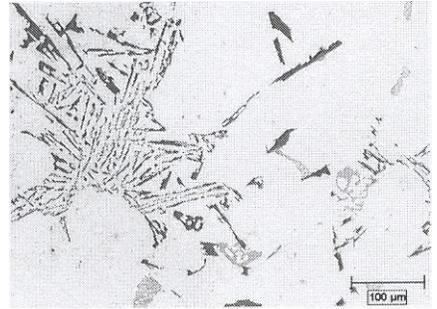


Altura 4
Condición J
Con modificación
200x

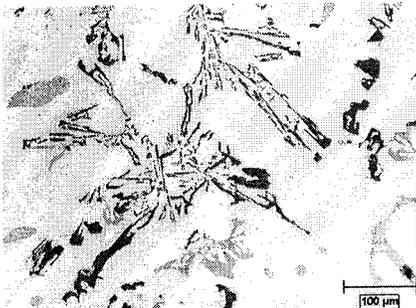
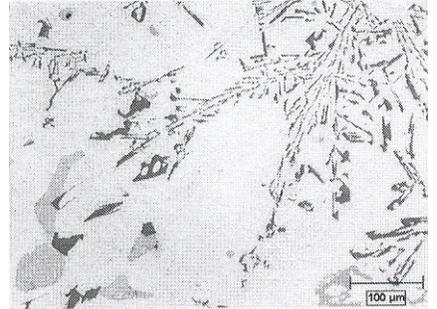




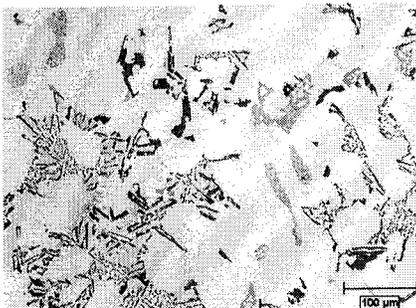
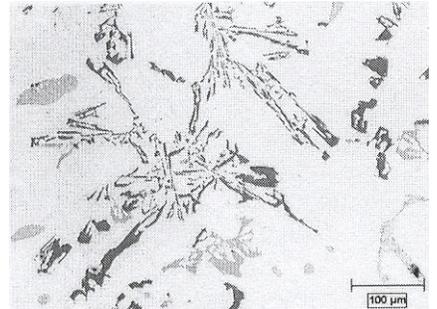
Altura 1
Condición D
Sin modificación
200x



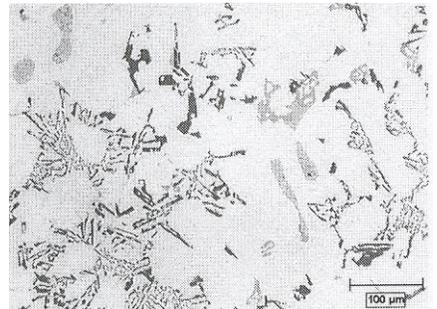
Altura 2
Condición D
Sin modificación
200x

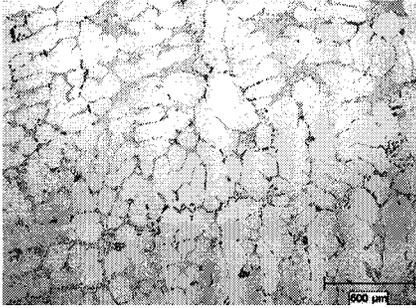


Altura 3
Condición D
Sin modificación
200x

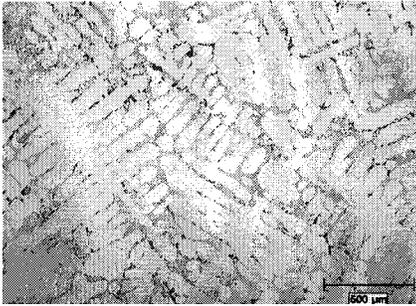
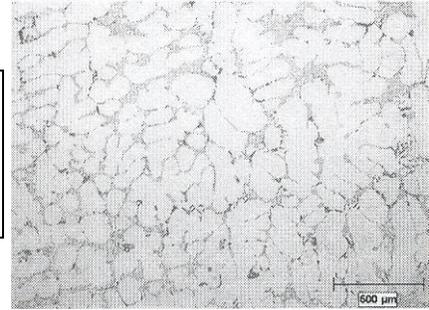


Altura 4
Condición D
Sin modificación
200x

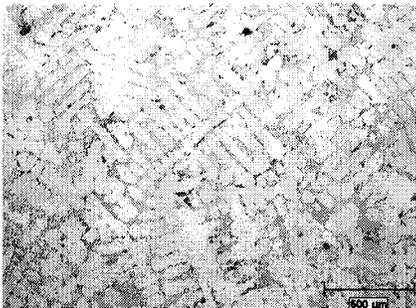




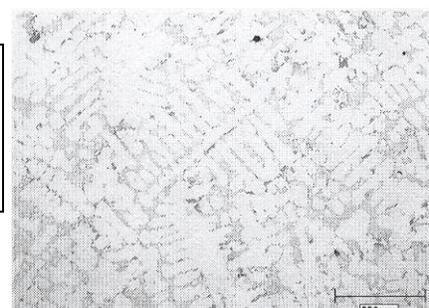
Altura 1
Condición J
Con modificación
50x



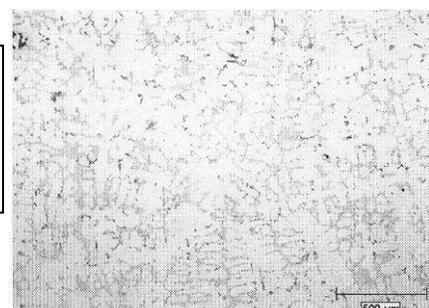
Altura 2
Condición J
Con modificación
50x

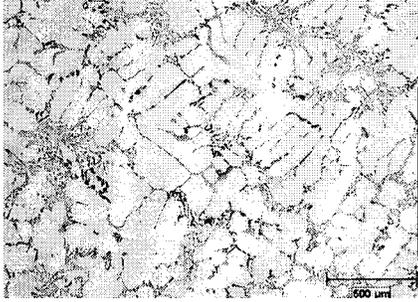


Altura 3
Condición J
Con modificación
50x

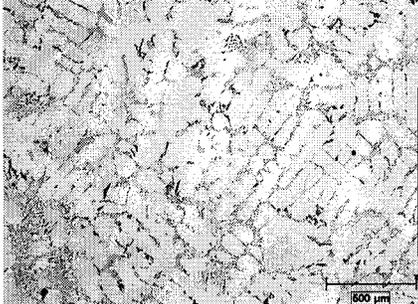
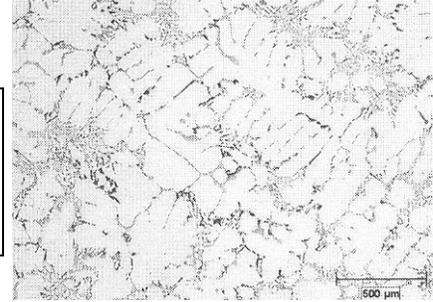


Altura 4
Condición J
Con modificación
50x

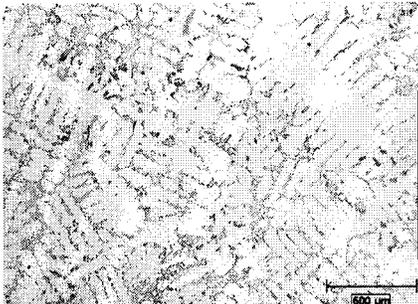
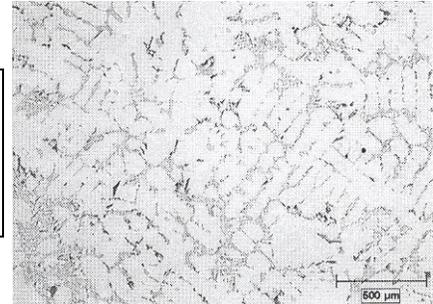




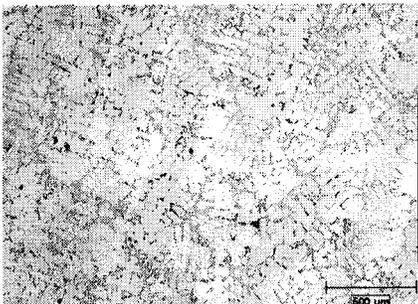
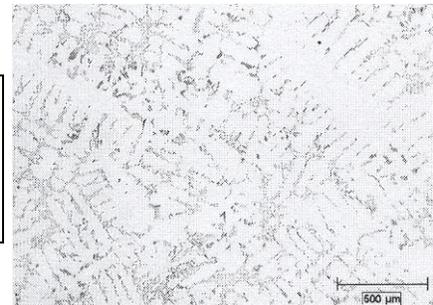
Altura 1
Condición D
Sin modificación
50x



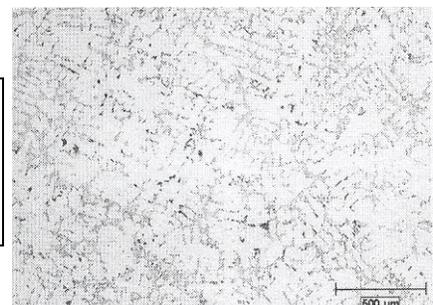
Altura 2
Condición D
Sin modificación
50x

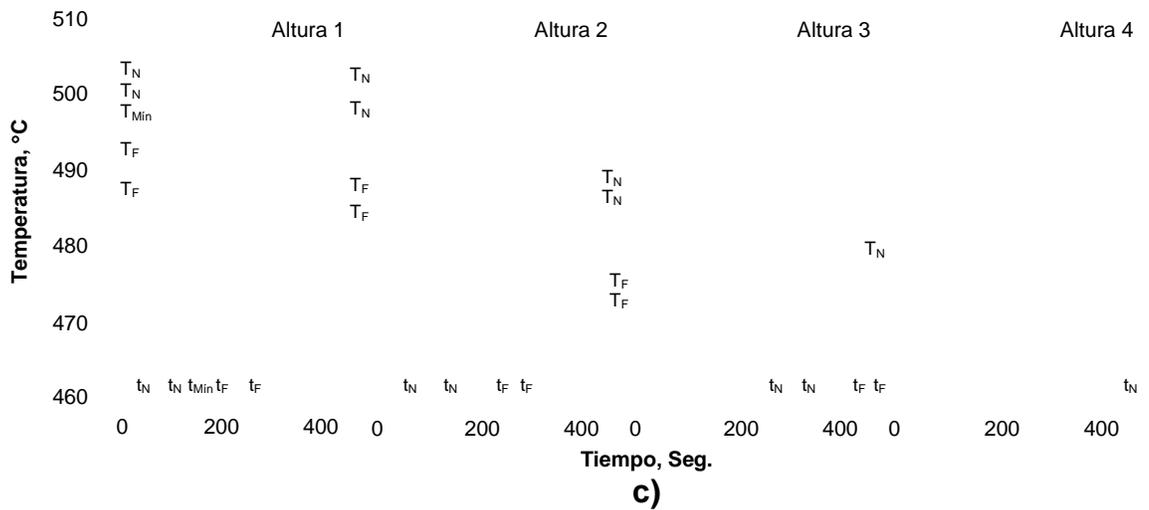
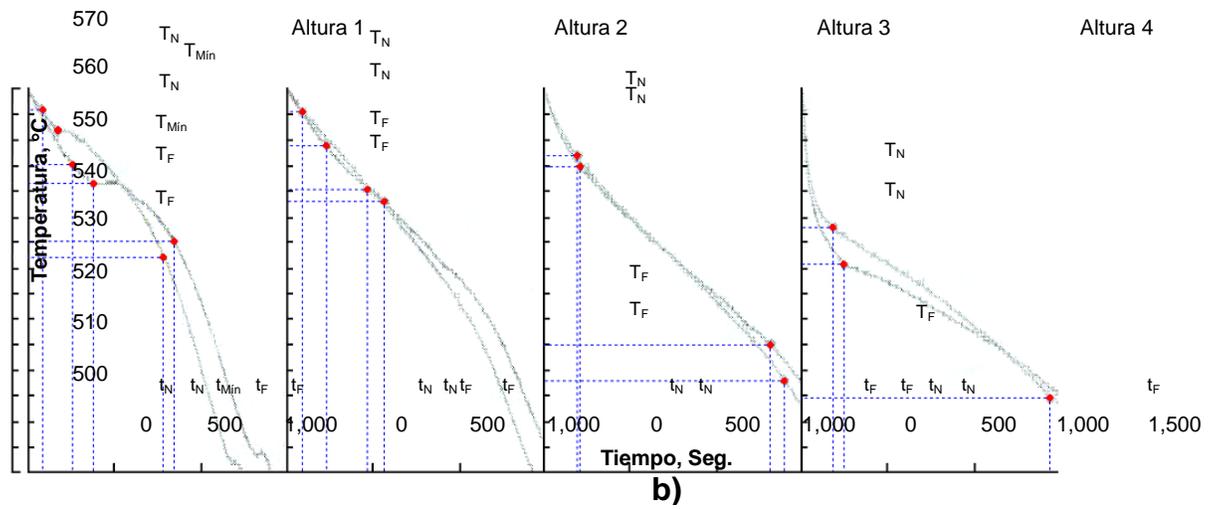
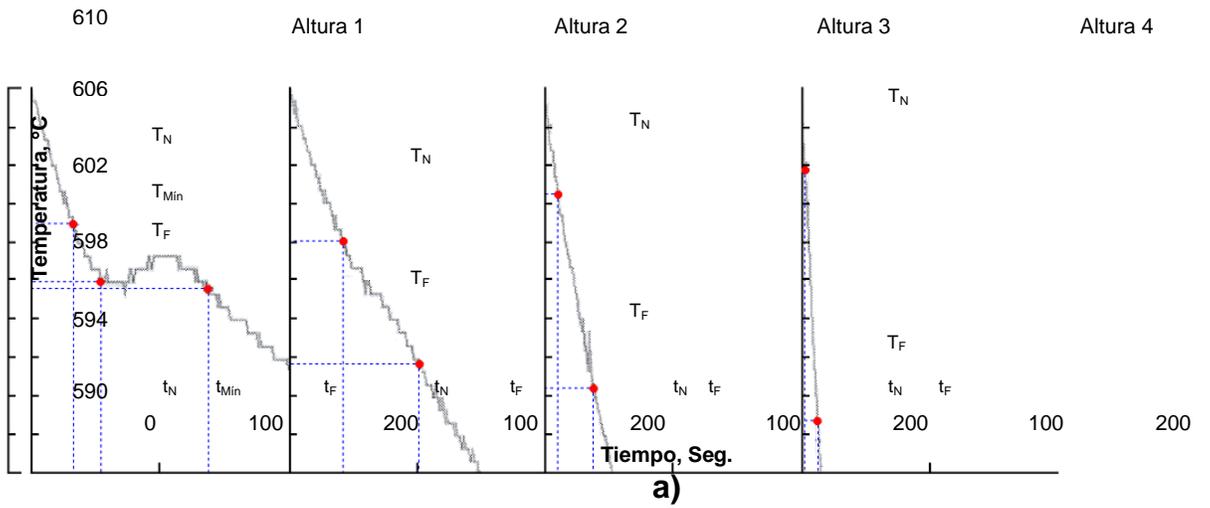


Altura 3
Condición D
Sin modificación
50x



Altura 4
Condición D
Sin modificación
50x





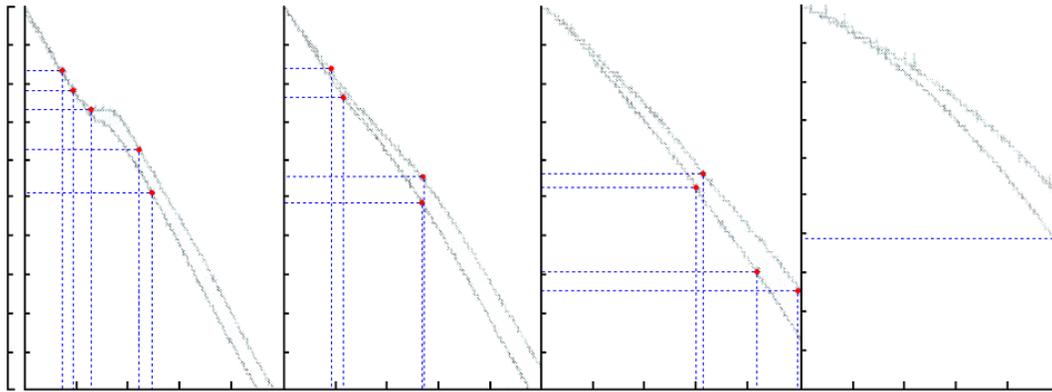


Fig. 6.1. Identificación de los parámetros característicos T_N , T_{Min} , T_F , t_N , t_{Min} , t_F y t_4 ($t_4=t_F-t_N$) correspondientes a las reacciones principales que se presentan durante la solidificación de las aleaciones preparadas a las cuatro alturas de análisis. **a)** Al_α , **b)** Al-Si, **c)** Al-Si-Cu-Mg.

CAPITULO 7

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1. Conclusiones

La técnica de análisis térmico es un método eficaz que puede emplearse para caracterizar el proceso de vaciado de las aleaciones de aluminio. La obtención de los valores de los parámetros característicos permite obtener la velocidad de solidificación local de la precipitación de la fase $Al\alpha$, que a su vez, puede emplearse como la velocidad de enfriamiento que experimenta cada aleación.

Los valores de los parámetros característicos que se obtienen de la aplicación de la técnica de análisis térmico durante la solidificación de las aleaciones Al-Si permiten predecir el grado de refinamiento de la estructura y el nivel de modificación del eutéctico Al-Si.

El grado de refinamiento que presenta la estructura de las aleaciones, representado por una reducción del tamaño de grano y del espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, es función del valor de la velocidad de enfriamiento que se presenta durante la solidificación.

El Sr es un elemento efectivo que puede utilizarse para la modificación química del eutéctico principal formado por Al-Si a través del empleo de aleaciones maestras.

La reacción intermetálica predominante en la estructura es la de $Fe\alpha$, cuya fórmula química es $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ como consecuencia del cumplimiento de la relación mínima que debe existir entre Fe y Mn de 2:1 en la concentración

química de las aleaciones, lo que promueve la precipitación del intermetálico con morfología de escritura china.

La identificación en la estructura de la fase peritética Al_3Ti es consecuencia de su presencia activa en el baño metálico, lo que ocasiona que el grano refinado obtenido no sólo es consecuencia del efecto de templadera, sino también por la presencia de partículas de Al_3Ti que poseen buenas características nucleantes.

La ecuación para calcular el índice de calidad puede expresarse en función de la concentración de Cu en la aleación, para aleaciones con un contenido de 3.4% en peso de Cu, la ecuación propuesta es:

$$Q = \sigma_u + 336 \log(\varepsilon_f)$$

Para aleaciones con un contenido de 2.4 % en peso de Cu, la ecuación propuesta es:

$$Q = \sigma_u + 179 \log(\varepsilon_f)$$

El incremento de la velocidad de enfriamiento a que son sometidas las aleaciones afecta la forma de la curva esfuerzo-deformación de tal manera que se aumenta el valor de Q.

De las aleaciones experimentales en condiciones de vaciado, la aleación que es más susceptible a la velocidad de enfriamiento y, por lo tanto, que obtiene valores más altos de Q corresponde a la aleación con bajo contenido de Cu y Fe sin modificación del eutéctico principal Al-Si, aleación D.

De las aleaciones experimentales tratadas térmicamente, la aleación con bajo contenido de Fe y Cu con modificación del eutéctico Al-Si, aleación J, y que es sometida a la velocidad de enfriamiento más alta es la que experimenta mayor susceptibilidad al tratamiento térmico, es así que obtiene los valores más

altos de Q cuando recibe un tratamiento de solución de 490°C durante 6 hrs y una temperatura de envejecido de 230°C durante 4 hrs.

Un tratamiento térmico alternativo que promueve alta susceptibilidad de la condición J es el de un tratamiento de solución de 490°C durante 6 hrs y una temperatura de envejecido de 210°C durante 4 hrs, ya que los valores de Q son muy cercanos a los obtenidos con el tratamiento térmico óptimo.

7.2. Recomendaciones

Es necesario diseñar un modelo que sea empleado para elaborar moldes que conduzcan a las velocidades de enfriamiento que se presentan en un producto vaciado para poder correlacionar de manera directa los valores de las variables del proceso de manufactura de estos productos con los valores de Q , que a su vez son consecuencia de las condiciones de tratamiento térmico, del refinamiento de la estructura, del comportamiento térmico de la aleación y de su composición química.

Se requiere realizar los estudios pertinentes para incorporar la técnica de análisis térmico como una herramienta de control de calidad para la manufactura de productos vaciados ya que está comprobado que es un método eficaz que puede emplearse para caracterizar el proceso de vaciado de las aleaciones de aluminio.

Se deben realizar estudios de maquinabilidad de las aleaciones experimentales para las condiciones analizadas e incorporar sus respectivas variables en la factibilidad del empleo de las aleaciones que conducen a un mayor valor de Q .

Evaluar si las aleaciones experimentales son caracterizadas de acuerdo a la ecuación constitutiva $\sigma = K\varepsilon^n$, con el objetivo de emplear el modelo

matemático propuesto por Cáceres y coautores que es usado para predecir el valor de Q de acuerdo a la magnitud del esfuerzo de fluencia y del coeficiente de endurecimiento.

Realizar los modelos analíticos que caractericen a las aleaciones Al-Si tipo A319 para poder simular el comportamiento que presentarían al cambiar los valores de las variables que definen la magnitud de Q .

