



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO

FACULTAD DE QUÍMICA

“CARACTERIZACIÓN METALÚRGICA DEL PROCESO DE
FABRICACIÓN DE BARRAS PARA PERFILES DE LA
ALEACIÓN 6063”

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

LILIANA ROJAS FLORES

DIRIGIDA POR

Dr. GERARDO TORRES CAMACHO

SANTIAGO DE QUERÉTARO, QUERÉTARO, 2009.

FACULTAD DE
QUÍMICA



BIBLOTECA



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE QUERÉTARO

FACULTAD DE QUÍMICA

“CARACTERIZACIÓN METALÚRGICA DEL PROCESO DE
FABRICACIÓN DE BARRAS PARA PERFILES DE LA
ALEACIÓN 6063”

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

LILIANA ROJAS FLORES

DIRIGIDA POR

Dr. GERARDO TORRES CAMACHO

SINODALES

Dr. GERARDO TORRES CAMACHO
DIRECTOR

Q.M. SALVADOR ALVARADO BALLEZA
SINODAL

Q.M. RAFAEL MORALES RIVERA
SINODAL

Dr. OSCAR BARCEINAS SÁNCHEZ
SINODAL

No. Adq. 50961

No. Titulo

Clas. TS 671.87

12741c

A Dios por todas sus bendiciones
A Delia y Felipe, mis padres; por su apoyo y amor que me impulsaron en este
complejo y maravilloso camino de la química
A mis hermanos por su cariño y consejo

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Querétaro por haberme abierto sus puertas y permitirme cumplir con un proyecto que de otra manera hubiera quedado en aspiración.

A la Facultad de Química por haberme apoyado en la realización de mis estudios profesionales.

A CIATEQ, CINVESTAV Querétaro, CINVESTAV Saltillo, UNAM, CIMAV y CONACYT por las becas otorgadas para la realización de este proyecto.

Al Dr. Gerardo Torres Camacho por su guía y apoyo al aceptar dirigir este trabajo.

Al M. en C. Francisco Manrique Montalvo Puente por su ayuda en la revisión para la culminación de este proyecto.

Al Q.M. Rafael Morales Rivera por su apoyo a lo largo de toda mi carrera y por aceptar ser revisor y sinodal.

Al Q.M. Salvador Alvarado Balleza por aceptar revisar desde el primer momento este trabajo sin saber que duraría tanto.

Al Dr. Oscar Barceinas por aceptar ser revisor y sinodal.

A mis amigos por su apoyo y confianza a lo largo de estos años.

A Eleazar Urbina por su amistad y colaboración técnica en la realización de este trabajo.

A los profesores Alfonso Pérez, Rafael Pérez, María Eugenia Ortega Morín, José Luis Jacobo, Isidro Reséndiz y Luis López por su compromiso para transmitir sus conocimientos.

ÍNDICE GENERAL

| Contenido | Página |
|--|--------|
| AGRADECIMIENTOS | |
| ÍNDICE GENERAL | i |
| ÍNDICE DE CUADROS | iv |
| ÍNDICE DE FIGURAS | v |
| RESUMEN | |
| I. INTRODUCCIÓN | 1 |
| II. ANTECEDENTES | 3 |
| II. 1. Las aleaciones 6XXX | 3 |
| II.2. Características de la aleación comercial de aluminio 6063 | 6 |
| II.2.1 Elementos aleantes específicos e impurezas | 7 |
| II.2.2 Características de las fases intermetálicas | 10 |
| II.2.3 Microestructura de la aleación 6063 | 14 |
| II.3. Tratamiento térmico de homogenización | 17 |
| II.4. Procesos de conformado | 20 |
| II.4.1 Extrusión | 20 |
| II.4.2 Laminación | 22 |
| II.4.3 Tubos | 22 |
| II.5 Caracterización mecánica de barras y simulación de solidificación | 23 |
| II.5.1 Dureza | 23 |
| II.5.2 Simulación por computadora | 26 |
| III. HIPÓTESIS | 30 |
| IV. OBJETIVOS | 31 |
| IV.1. General | 31 |

| | |
|---|----|
| IV.2. Específicos | 31 |
| V. METODOLOGÍA | 32 |
| V.1. Materiales | 32 |
| V.2. Métodos | 33 |
| V.2.1. Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido | 33 |
| V.2.2. Caracterización metalográfica | 33 |
| V.2.3 Simulación termodinámica por computadora de la formación de intermetálicos | 34 |
| V.2.4 Determinación de las condiciones de tratamiento térmico | 34 |
| V.2.5 Comparación microestructural de las barras de colada contra las tratadas térmicamente | 34 |
| V.2.6 Caracterización mecánica de las barras homogenizadas | 34 |
| V.3 Desarrollo experimental | 35 |
| V.3.1 Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido | 35 |
| V.3.2 Identificación de fases de las barras solidificadas | 38 |
| V.3.3 Simulación termodinámica usando Thermo-Calc® | 40 |
| V.3.4 Análisis de la eficiencia del tratamiento térmico de homogenización | 41 |
| V.3.5 Comparación microestructural entre las barras homogenizadas de la Fuente I contra las barras de la Fuente II y la comparación de microestructura de colada contra la tratada térmicamente | 42 |
| V.3.6 Evaluación de dureza Vickers y Brinell de las microestructuras obtenidas después de tratamiento térmico | 43 |
| VI. RESULTADOS | 44 |
| VI.1 Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido | 44 |
| VI.1.1 Identificación de fases de la aleación 6063 | 44 |
| VI.1.2 Análisis macroestructural de la aleación 6063 | 46 |

| | |
|--|----|
| VI.1.3 Vaciado de lingotes cuña | 48 |
| VI.2 Caracterización microestructural de las barras solidificadas | 49 |
| VI.3 Simulación termodinámica usando Thermo-Calc© | 52 |
| VI.4 Análisis de la eficiencia del tratamiento térmico de homogenización | 55 |
| VI.5 Comparación microestructural entre las barras homogenizadas de Fuente I contra Fuente II y la comparación de microestructura de colada contra la tratada térmicamente | 58 |
| VI.6 Evaluación de dureza Vickers y Brinell de las microestructuras obtenidas después de tratamiento térmico | 60 |
| VII. DISCUSIÓN | 64 |
| VIII. CONCLUSIONES | 67 |
| IX. BIBLIOGRAFÍA | 70 |
| ANEXO 1 | 73 |
| ANEXO 2 | 88 |
| ANEXO 3 | 91 |

ÍNDICE DE CUADROS

| Cuadro | | Página |
|--------|---|--------|
| 1 | Reacciones invariantes en la esquina del aluminio del diagrama Aluminio-Magnesio-Silicio | 5 |
| 2 | Composición nominal de la aleación 6063 | 7 |
| 3 | Características cristalográficas de las fases intermetálicas presentes en las aleaciones 6XXX | 11 |
| 4 | Reactivos utilizados y resultados del macroataque | 37 |
| 5 | Equivalencia del número de tamaño de grano ASTM de acuerdo a la Norma E112-96e2 | 48 |
| 6 | Composición de la aleación 6063 fabricada en las Fuentes I y II | 52 |
| 7 | Razón porcentual de radio atómico entre elementos de aleación | 53 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| Figura | | Página |
|--------|---|--------|
| 1 | Esquema de los ciclos térmicos para la producción de perfiles. Se indican temperaturas típicas y tiempos utilizados para las aleaciones AlMgSi | 2 |
| 2 | Partículas de Mg_2Si en una aleación Al-0.57%Mg-0.33%Si después de un enfriamiento lento desde la temperatura de homogenización | 4 |
| 3 | Esquema de la esquina del Aluminio del diagrama Aluminio-Magnesio-Silicio; mostrando la distribución de fases en el sólido | 5 |
| 4 | Una imagen de SEM de las fases β y α . La imagen fue tomada de una aleación AA6005A | 12 |
| 5 | Efecto del refinador de grano en un lingote Al-7Si. a) sin refinador, b) con refinador. Ambos atacados con reactivo Poulton y observados a 2X | 16 |
| 6 | La transformación β a α_c en una aleación Al-Mg-Si a) partículas de β en estado de colada, b) partículas de α transformadas después de la homogenización a 540 °C por 32 horas. Ambas imágenes tienen la misma escala y fueron obtenidas por microscopía óptica | 20 |
| 7 | Perfil de temperatura esquemático del proceso de calentamiento de Aluminio durante el proceso de extrusión | 21 |
| 8 | Solidificación de lingote cuña para evaluar la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura | 35 |
| 9 | Diagrama de la toma de muestras en las copas de enfriamiento | 36 |
| 10 | Esquema de la mesa de vaciado en la Fuente I (la barra utilizada para caracterización macro y microestructural es la de color negro) | 39 |

| | | |
|----|---|----|
| 11 | Esquema de la mesa de vaciado de la Fuente II (la barra utilizada para caracterización macro y microestructural es la de color negro) | 39 |
| 12 | Representación esquemática del muestreo realizado indicando la nomenclatura empleada | 40 |
| 13 | Esquema de la instrumentación con termopares; a) termopar usado, b) fijación en la barra | 41 |
| 14 | Micrografía de las fases presentes en muestras tomadas en la zona de salida del chorro y después del filtrado | 45 |
| 15 | Espectros de las fases α -AlFeSi y β -AlFeSi mostrada en la Figura 14a y Figura 14b, respectivamente | 46 |
| 16 | Macroestructura de grano en muestras macroatacadas tomadas en a) zona de chorro y b) después del filtrado de la línea de producción de la Fuente I | 47 |
| 17 | Macroestructura de grano en muestras macroatacadas tomadas en a) zona de chorro y b) después del filtrado de la línea de producción de la Fuente II | 47 |
| 18 | Micrografías obtenidas mediante SEM de las microestructuras presentes en las zonas de baja (micrografía inferior) y alta (micrografía superior) velocidad de enfriamiento actuante durante la solidificación de aleación 6063 en estudio. | 50 |
| 19 | Microestructuras observadas en la región central y en la orilla de las muestras obtenidas en la experimentación realizada en la Fuente I y Fuente II | 51 |
| 20 | Cálculos en Thermo-Calc® de simulación de solidificación y formación de fases con la composición nominal, Fuente I y Fuente II | 54 |

| | | |
|------|---|----|
| 21 | Ciclo completo calentamiento-enfriamiento en Fuente I | 55 |
| 22 | Ciclo completo calentamiento-enfriamiento en Fuente II | 56 |
| 23 | Comparación de gradientes térmicos presentes en el horno de la Fuente I y II durante el calentamiento | 57 |
| 24 | Comparación de gradientes térmicos presentes en el horno de la Fuente I y II durante el enfriamiento | 58 |
| 25 | Comparación de micrografías de muestra de colada y tratadas térmicamente de la Fuente I | 59 |
| 26 | Comparación de micrografías de muestra de colada y tratadas térmicamente de la Fuente II | 61 |
| 27 | Micrografías de las muestras tratadas térmicamente y sus respectivas durezas en Vickers y Brinell de la Fuente I | 62 |
| 28 | Micrografías de las muestras tratadas térmicamente y sus respectivas durezas en Vickers y Brinell de la Fuente II | 63 |
| A2.1 | Fase α -AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada). | 88 |
| A2.2 | Fase β -AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada) | 88 |
| A2.3 | Fase α -AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada) | 89 |
| A2.4 | Espectro de la fase α -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 1 | 89 |
| A2.5 | Espectro de la fase β -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 2 | 90 |
| A2.6 | Espectro de la fase α -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 3 | 90 |
| A3.1 | Fracción transformada como función del tiempo con varios contenidos de Mn | 91 |
| A3.2 | Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.013% | 92 |

| | | |
|------|---|----|
| A3.3 | Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.05% | 92 |
| A3.4 | Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.1% | 93 |

RESUMEN

Las aleaciones de aluminio-magnesio-silicio son utilizadas en la industria de conformado, por la relativa facilidad que ofrecen para producir piezas complejas de grandes longitudes con tolerancias dimensionales cerradas. Debido a que las características físicas y mecánicas de las piezas dependen de la microestructura de colada y de los tratamientos posteriores, es necesario que exista un buen control de las variables del proceso de producción. En este proyecto de tesis se buscó caracterizar metalúrgicamente el proceso de fabricación de barras utilizadas para procesos de conformado, las etapas de tratamiento del metal líquido, solidificación y tratamiento térmico de una aleación A6063, en dos fuentes, las cuales se nombrarán como Fuente I y Fuente II, con el objetivo de comparar los procesos. Se efectuó un diagnóstico de algunas operaciones que involucran el tratamiento del metal líquido, como la refinación del tamaño de grano, el efecto de la velocidad de solidificación en la formación de intermetálicos y posteriormente la eficiencia del tratamiento térmico en cada fuente, realizándose una caracterización macro y microestructural con técnicas e instrumentos de análisis metalográfico de las barras obtenidas en dos coladas distintas, una en cada fuente. De esta manera se realizó un historial microestructural desde el inicio hasta el final de la colada. Posteriormente utilizando el software de simulación termodinámica, Thermo-Calc© y la composición química de la aleación en cada fuente, se determinaron los posibles intermetálicos de la aleación en estudio; asimismo, se llevo a cabo el monitoreo de la etapa de tratamiento térmico para determinar la influencia de dicho tratamiento sobre la microestructura final y con ello poder comparar con la microestructura de colada. Por último, se midió la dureza Vickers y Brinell en función de las variables de tratamiento térmico, para que de manera indirecta se pudieran predecir las mejores condiciones para un proceso de conformado.

I. INTRODUCCIÓN

El aluminio es uno de los elementos más utilizados debido a que, además de ser el tercer elemento más abundante sobre la corteza terrestre, tiene propiedades interesantes, entre las que destacan una excelente relación resistencia/peso y su buena resistencia a la corrosión. Las propiedades en general mejoran considerablemente al agregar elementos aleantes como el silicio, hierro, níquel, magnesio, manganeso y titanio.

El uso de las aleaciones de aluminio ha tenido un gran crecimiento en los últimos 15 años, originado principalmente por la expansión de componentes para automóviles y otras aplicaciones para vehículos ligeros. En efecto, como la confianza en la habilidad de fundición ha crecido para producir componentes consistentes de alta calidad, más y más aplicaciones están siendo encontradas en camiones de tamaño ligero y mediano, componentes militares y otros.

Sin embargo, en la actualidad los requerimientos de la industria del aluminio en el ámbito energético requieren de procesos más competitivos y de menores costos de producción. El aumento de la competitividad tiene como punto de partida el conocimiento del estado que guardan los procesos, por lo que en este trabajo se realizó la caracterización de las etapas de: i) selección de materias primas, ii) fusión, iii) tratamiento del metal líquido, iv) solidificación, v) tratamiento térmico y vi) conformado; en la búsqueda de los parámetros de proceso que garanticen una adecuada velocidad de deformación (productividad), apariencia física y calidad del perfil. Las etapas del proceso de fabricación de perfiles se muestran esquemáticamente en la Figura 1, donde se indican las temperaturas y tiempos típicos que se usan (aunque estas condiciones pueden variar de acuerdo a la aleación que se utilice).

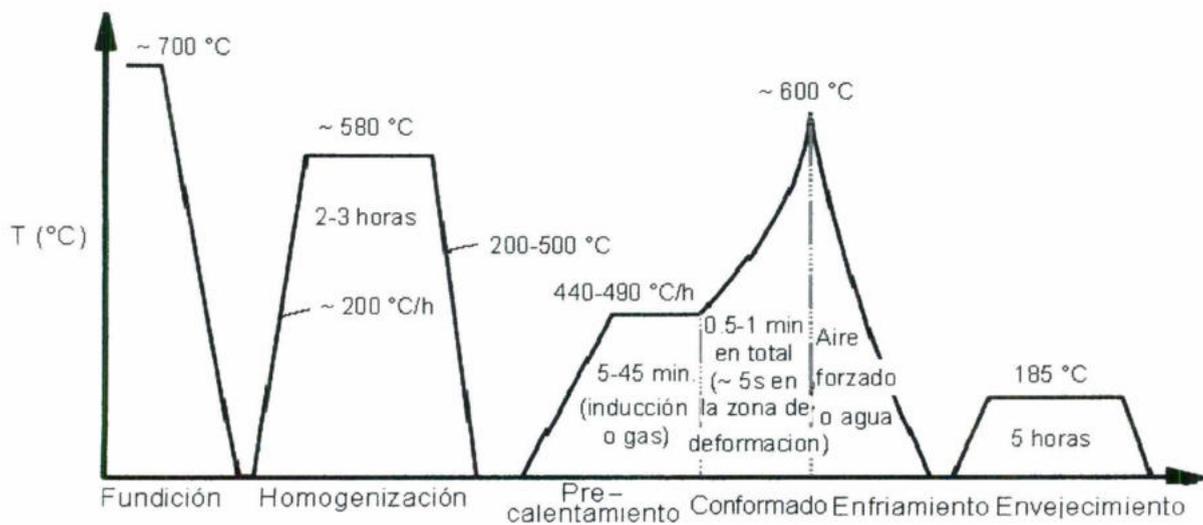


Figura 1. Esquema de los ciclos térmicos para la producción de perfiles. Se indican temperaturas típicas y tiempos utilizados para las aleaciones AlMgSi

Para solucionar los problemas que ocurren en la industria del aluminio es importante tener conocimiento de todas y cada una de las etapas involucradas del proceso; por ello se parte de la caracterización y determinación del efecto de las variables involucradas para lograr un entendimiento de los fenómenos metalúrgicos que ocurren durante la fabricación. Para acotar los objetivos de este proyecto se estableció llevar a cabo sólo el monitoreo de las variables de las etapas: iii) tratamiento de metal líquido, iv) solidificación y v) tratamiento térmico de una aleación de aluminio de la serie A6063, las cuales son determinantes en los procesos de conformado para los que se utilizan.

Por lo tanto, en la presente investigación se planteó realizar la caracterización de las etapas mencionadas en cada fuente, por medio de técnicas de metalografía, utilización de software de simulación y evaluación de la dureza de los lingotes después del tratamiento térmico, para establecer las mejores condiciones para el proceso de conformado y posteriormente llevar a cabo la comparación entre las dos fuentes; con lo que se determinaron las diferencias en el proceso de fabricación de los lingotes.

II. ANTECEDENTES

Las propiedades del aluminio dependen de un conjunto de factores, de los cuales, el más importante es la presencia de elementos de aleación. Aún en el aluminio de alta pureza (99.99%), las impurezas como Fe y Si determinan, en gran medida, sus propiedades mecánicas. La clasificación del aluminio y sus aleaciones se divide en dos grandes grupos, éstos son: conformado y fundición. Dicha división se debe por un lado a los procesos de conformado que puede sufrir el aluminio y sus aleaciones y a la versatilidad de las aleaciones de aluminio en los procesos de fundición.

Dentro del grupo de aleaciones de aluminio conformado encontramos otra división: las tratables térmicamente y las no tratables térmicamente. Las últimas sólo pueden ser trabajadas en frío con el fin de incrementar su resistencia. Es conveniente señalar que, dentro de las aleaciones para conformado, los grupos principales de las no tratables térmicamente son: 1XXX, 3XXX y 5XXX. En las tratables térmicamente los grupos principales son: 2XXX, 6XXX y 7XXX. Estas divisiones corresponden al sistema de designación de la Asociación del Aluminio (AA).

II. 1. Las aleaciones 6XXX

Una clase importante de aleaciones de aluminio comerciales está basada en el sistema ternario Al-Mg-Si; es decir, las aleaciones de la serie 6XXX. Esto debido a su capacidad de endurecimiento por precipitación y buena resistencia a la corrosión, alta extrudabilidad y formabilidad, así como un buen acabado superficial, una buena respuesta a procesos decorativos y de protección tales como el anodizado y el barnizado de laca.

En este tipo de aleaciones se puede llegar a formar la fase Mg_2Si (Figura 2) si el magnesio y silicio están presentes en concentraciones alrededor de la relación estequiométrica de dicha fase, la cual precipita desde la solución sólida sobresaturada como partículas finamente dispersas para provocar endurecimiento por precipitación (Bäckerud y col., 1986).

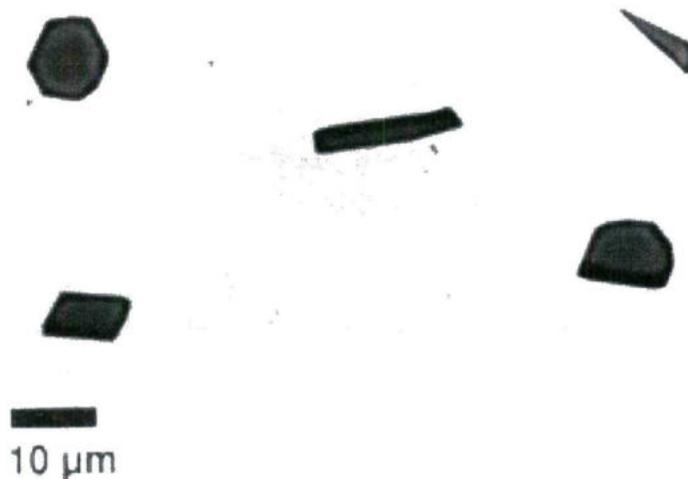


Figura 2. Partículas de Mg_2Si en una aleación Al-0.57%Mg-0.33%Si después de un enfriamiento lento desde la temperatura de homogenización (Reiso, 2004)

El compuesto Mg_2Si está en equilibrio con el aluminio existiendo una línea cuasibinaria Al- Mg_2Si en la relación estequiométrica 1.73 (Mondolfo, 1976). En la Figura 3 se muestra la posición de los campos de fase para diferentes tipos de intermetálicos estables los cuales pueden ser formados en las aleaciones Al-Mg-Si. Mientras que en el Cuadro 1 se pueden observar las reacciones señaladas en la Figura 3, mostrando las temperaturas de formación y los porcentajes en peso del Magnesio y el Silicio presentes.

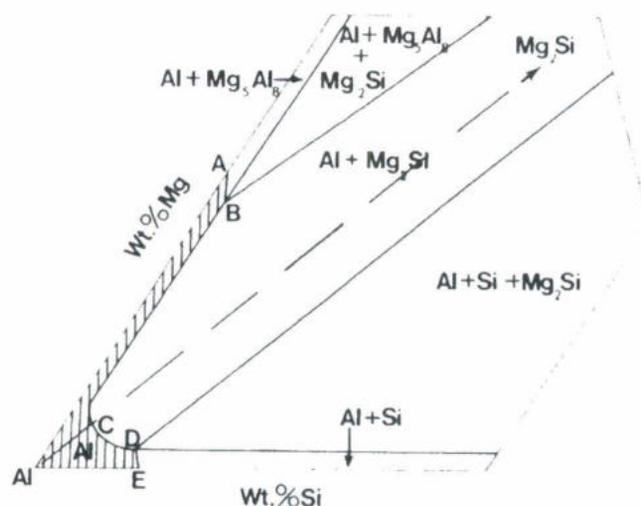


Figura 3. Esquema de la esquina del Aluminio del diagrama Aluminio-Magnesio-Silicio; mostrando la distribución de fases en el sólido (Mondolfo, 1976)

Cuadro 1. Reacciones invariantes en la esquina del aluminio del diagrama Aluminio-Magnesio-Silicio (Mondolfo, 1976)

| Temperatura K | A | | B | | C | | D | | E |
|------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|---|
| | % Mg | % Mg | % Si | % Mg | % Si | % Mg | % Si | % Si | |
| 868 | - | - | - | 1.17 | 0.68 | - | - | - | |
| 850 | - | - | - | 1.10 | 0.63 | - | - | 1.65 | |
| 825 | - | - | - | 1.00 | 0.57 | 0.83 | 1.06 | 1.30 | |
| 800 | - | - | - | 0.83 | 0.47 | 0.60 | 0.80 | - | |
| 775 | - | - | - | 0.70 | 0.40 | 0.50 | 0.65 | 0.80 | |
| 725 | 17.4 | 15.3 | 0.10 | 0.48 | 0.27 | 0.30 | 0.45 | 0.48 | |
| 675 | 13.5 | 11 | 0.0X | 0.33 | 0.19 | 0.22 | 0.30 | 0.29 | |
| 575 | 6.70 | 5 | 0.0X | 0.19 | 0.11 | 0.10 | 0.15 | 0.06 | |

Para las aleaciones comerciales de la serie 6000 Al-Mg-Si, solamente se ha reportado que la fase β formada en los lingotes de colada se transforma en la fase α por medio del tratamiento térmico de homogenización. Los estudios sistemáticos

no han sido contundentes para confirmar la formación de los compuestos intermetálicos Al-Fe-Si en las aleaciones comerciales Al-Mg-Si durante la solidificación y homogenización. Las partículas intermetálicas Al-Fe-Si en las aleaciones Al-Fe-Si han sido identificadas por observación de microscopía óptica en base a la diferencia de colores y formas de los compuestos intermetálicos en las muestras atacadas con una solución de HF al 0.5%. Partículas negras y grises de Al-Fe-Si son identificadas como las fases β y α , respectivamente. Además, las agujas son identificadas como la fase β , mientras las partículas redondeadas o como escritura china son la fase α . Sin embargo, debido a que más de 10 tipos de compuestos intermetálicos de Al-Fe-Si han sido reportadas, es muy difícil identificar todos los compuestos por este método.

Para estas aleaciones que contienen suficiente cantidad de Fe y Si la estructura de equilibrio para los intermetálicos que contienen Fe y Si es la fase hexagonal α' - Al_8FeSi . Se ha encontrado que adiciones menores de elementos como V, Cr, Mn, Cu, Mo y W estabilizan una fase cúbica α_c - $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ (Kuijpers, 2000).

II.2. Características de la aleación comercial de aluminio 6063

La aleación en estudio es una de las más utilizadas en la industria del aluminio para procesos de conformado, ya que permite la producción de piezas con formas complejas y de grandes longitudes con tolerancias dimensionales cerradas (Reiso, 2004).

La composición dada en el Cuadro 2 es típica para la aleación comercial de aluminio 6063. En él se muestra que el contenido de Fe es relativamente alto (0.35% en peso) intencionalmente, para permitir el reciclado en el proceso de producción. Conforme ocurre la solidificación casi todo el Fe tiende a segregarse hacia el líquido, porque el Fe tiene muy poca solubilidad en el sólido, y al final

precipitan los intermetálicos ricos en Fe que se forman sobre el límite de grano (Tanihata y col, 1999).

Cuadro 2. Composición nominal de la aleación 6063 (ASM, 1993)

| Composición química (% en peso) | | | | | | |
|---------------------------------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Si | Fe | Cu | Mg | Mn | Cr | Zn |
| 0.20-0.60 | 0.35 máx | 0.10 máx. | 0.45-0.90 | 0.10 máx. | 0.10 máx. | 0.10 máx. |

Durante el proceso de solidificación de este tipo de aleaciones se forma el intermetálico β -AlFeSi, el cual tiene una influencia significativa en las propiedades mecánicas de la aleación. Para dar a la aleación las mejores características de deformación, la aleación es homogenizada para transformar el intermetálico β con forma como de placa, en el intermetálico α con forma redondeada y que es menos perjudicial (Kuijpers, 2000; Fleming, 1974).

II.2.1 Elementos aleantes específicos e impurezas

Para esta investigación es importante conocer los posibles intermetálicos que se pueden formar durante la solidificación y las transformaciones que ocurren durante el tratamiento térmico, por lo que es necesario conocer el efecto que tiene cada uno de los aleantes que forman la aleación en estudio. Debido a esto se enlistan en orden alfabético algunos de los más importantes de acuerdo al ASM Handbook (ASM Handbook, 1991; Martínez, 2005).

Cromo:

Está presente como una impureza en aluminio comercial puro (de 5 a 50 ppm). Es adicionado normalmente en muchas aleaciones de los grupos aluminio-magnesio, aluminio-magnesio-silicio y aluminio-magnesio-zinc; el cual es agregado en cantidades generalmente no mayores a 0.35 %. Este límite decrece con el

incremento de elementos de transición. Tiene una baja velocidad de difusión y forma fases finamente dispersas. Esas fases dispersas inhiben la nucleación y el crecimiento de grano. El cromo es utilizado para controlar la estructura del grano, prevenir el crecimiento del grano en aleaciones aluminio-magnesio y prevenir recristalización en aleaciones aluminio-magnesio-silicio.

Hidrógeno

Aunque no se agrega intencionalmente a las aleaciones de aluminio siempre es importante considerarlo y medir sus niveles en el metal líquido, dado a que tiene una alta solubilidad en el estado líquido en el punto de fusión que en el sólido a la misma temperatura. Debido a esto, la porosidad por gas se puede formar durante la solidificación. El hidrógeno es producido por la reducción de vapor de agua en la atmósfera por aluminio y por la descomposición de hidrocarburos. El hidrógeno disuelto tanto en el aluminio sólido como en el líquido se incrementa por la presencia de ciertas impurezas, tales como compuestos de sulfuro en la superficie y en la atmósfera. El nivel de hidrógeno presente en el metal líquido es controlado por el flujo con otros gases libres de hidrógeno o por desgasificación al vacío.

Hierro

Es la impureza más comúnmente encontrada en aluminio. Es fácilmente disuelto en todas las etapas de producción. Tiene una alta solubilidad en aluminio líquido y baja en el sólido (aproximadamente 0.05%). Su baja solubilidad en el sólido provoca que la mayoría del hierro presente en aluminio por encima de esta cantidad aparezca como una fase intermetálica secundaria en combinación con aluminio y a menudo otros elementos. El tamaño de grano fino que es estabilizado por la fase secundaria finamente dispersa rica en hierro.

Magnesio

Su máxima solubilidad en aluminio es 17.4%, pero el contenido de magnesio en aleaciones trabajadas no excede de 5.5%. Precipita preferentemente en límites de

grano como una fase altamente anódica (Mg_5Al_3 o Mg_5Al_8), las cuales producen susceptibilidad a grietas intergranulares y esfuerzo de corrosión. La adición de magnesio incrementa marcadamente la resistencia a la tensión del aluminio sin decrecer excesivamente la ductilidad.

Magnesio-Silicio

Las aleaciones del grupo 6XXX contienen aproximadamente 1.5% de magnesio y silicio en la relación de radio aproximada para formar el Mg_2Si , es decir, 1.73:1. La máxima solubilidad de Mg_2Si es 1.85%, y ésta decrece con la temperatura. Las aleaciones aluminio-magnesio-silicio se pueden dividir en tres grupos, en el primer grupo la cantidad total de magnesio y silicio no excede el 1.5%. Estos elementos están en un balance cercano a la relación de radio para este grupo, mencionada anteriormente y la aleación 6063 pertenece a éste. El segundo contiene 1.5% de magnesio y silicio y finalmente el tercer grupo tiene más del 1.5% de estos elementos.

Manganeso

Es una impureza común en el aluminio primario, en el cual su rango de concentración normalmente es de 5 a 50 ppm. Tiene una muy limitada solubilidad en el aluminio en la presencia de impurezas normales, así que la mayoría del manganeso agregado es retenido en solución, a veces en los lingotes grandes. También es utilizado para cambiar constituyentes del hierro de forma acicular o como de placa y disminuir su efecto de fragilidad.

Silicio

Después del hierro el silicio es la mayor impureza en aluminio electrolítico comercial (0.01 a 0.15%). En aleaciones para conformado, el silicio es utilizado con magnesio para elevar sus niveles a cerca de 1.5% y producir Mg_2Si en las aleaciones tratables térmicamente de la serie 6XXX. Pequeñas cantidades de magnesio agregadas a cualquier aleación que contenga silicio provocará que la

aleación sea tratable térmicamente, pero la conversión no es verdadera porque el exceso de magnesio por arriba de la cantidad requerida para formar Mg_2Si reduce la solubilidad de este compuesto (Davis, 1993).

II.2.2 Características de las fases intermetálicas

En el Cuadro 3 se muestran las características cristalográficas de 3 de los intermetálicos que más prevalecen en aleaciones de la serie 6XXX: 1) la fase monoclinica β -AlFeSi, 2) la fase hexagonal α_h -AlFeSi, y 3) la fase cúbica α_c -Al(FeMn)Si. En este cuadro, la fase α_c está clasificada en tres tipos: una primera fase α_c conteniendo Fe, una segunda fase α_c conteniendo Fe y además Mn, y una tercera fase α_c conteniendo sólo Mn.

Fase monoclinica β

El intermetálico β -AlFeSi tiene una estructura cristalina monoclinica. Ésta es una fase característica de la estructura directa de colada en aleaciones de Aluminio 6XXX, donde se presenta en forma de placas con una longitud de 20 μm y un espesor de 0.1-1 μm aproximadamente. La estequiometría aproximada de esta fase es Al_5FeSi (Mondolfo, 1976). En contraste con la fase α_c , el Mn no puede estar presente en la fase β .

Fase hexagonal α_h

Algunos autores también denotan esta fase como α' . La estequiometría de esta fase es aproximadamente Al_8Fe_2Si con concentraciones de Fe que van de 30-33 % en peso y concentraciones de Si que van de 5-12 % en peso. La fase α_h se forma en las aleaciones 6XXX a concentraciones menores de ~ 0.01 % en peso de Mn, V o Cr. Las altas concentraciones de estos elementos inducen la estabilización de la fase cúbica α_c , la cual se relaciona estructuralmente a la fase α_h . Durante la homogenización de alta pureza de las aleaciones Al-Fe-Si, se encontró que la fase de β - Al_5FeSi se transforma a la fase estable α_h - Al_8Fe_2Si . Como las aleaciones

industriales tienen pequeñas adiciones de Mn o Cr principalmente, esta transformación raramente es observada en la práctica industrial y normalmente la fase β -Al₅FeSi se transforma a la fase estable α_c -Al₁₂(FeMn)₃Si.

Cuadro 3. Características cristalográficas de las fases intermetálicas presentes en las aleaciones 6XXX

| Notación | Estequiometría | Redes de Bravais | Parámetros de red | Densidad (δ) Kg/m ³ |
|--------------------------|--|---|--|--|
| β | Al _{4.5} FeSi Al ₅ FeSi | Monoclínico | a = 6.12 Å b = 6.12 Å c = 41.5 Å $\beta = 91^\circ$ | 3300-3350 |
| α_h (α') | Al ₈ Fe ₂ Si | Hexagonal/ P6 ₃ | a=b=12.3 Å c = 26.2 Å | 3580 |
| α_c | (Contiene Fe) Al ₁₂ Fe ₃ Si | Cúbico / Im ₃ | a = 12.56 Å | 3640 |
| | Al ₁₂₋₁₅ Fe ₃ Si ₁₋₂ (Contiene Fe+Mn) | Cúbico/ Im ₃ -Pm ₃ | a = 12.56-12.68 Å | 3640-3630 |
| | Al ₁₂ (FeMn) ₃ Si ₂ | | | |
| | Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ (Contiene Mn) | Cúbico | a = 12.68 Å | 3630 |
| | Al ₁₅ Mn ₃ Si | /Pm ₃ | | |
| | Al ₁₅ Mn ₃ Si ₂ Al ₉ Mn ₂ Si | | | |

La Figura 4 muestra una imagen de SEM donde la fase α se encuentra en los bordes de la fase β en una aleación AA6065 que fue homogenizada por un tiempo de 8 horas a 540°C. En esta figura podemos observar que la morfología de las partículas β es semejante a la de una placa, de ahí que haya concentración de esfuerzos en los bordes y, por lo tanto, sea una partícula no deseada en la

microestructura de las barras que son extruidas. Mientras que las partículas α tienden a ser redondeadas.

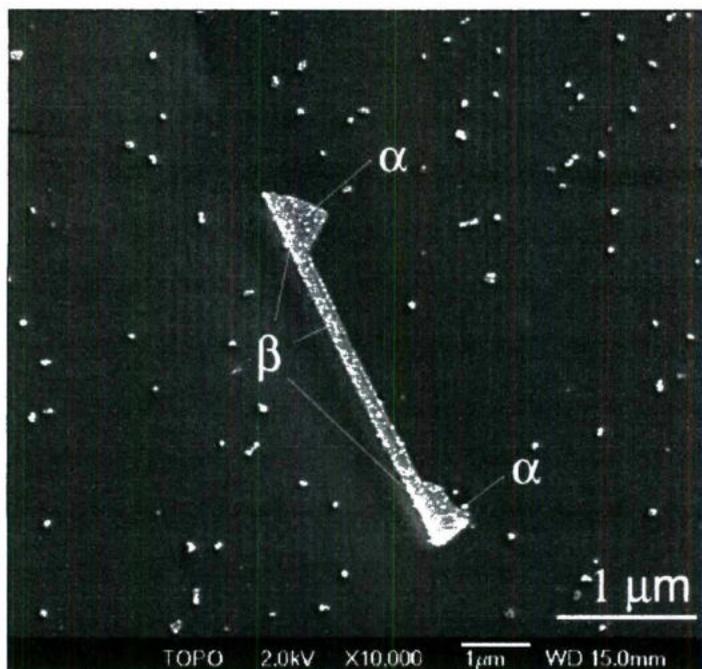


Figura 4. Una imagen de SEM de las fases β y α . La imagen fue tomada de una aleación AA6005A (Kuijpers, 2004).

Fase cúbica α_c

En aleaciones Al-Fe-Si se necesitan pequeñas adiciones de V, Cr o Mn para formar α_c durante la homogenización. En este caso, la fase α_c parece ser la fase termodinámicamente más estable ya que se observa después de largos tiempos de homogenización. Se ha encontrado que 1.5 % en peso de Mn tiene que estar presente en α_c para estabilizar esta fase.

En la fase del α_c los átomos de Fe son sustituidos con V, Cr o átomos de Mn causando un cambio en el espacio cristalográfico y un cambio pequeño en los parámetros de la red como se indica en el Cuadro 3. El Fe contenido en α_c tiene

aproximadamente la estequiometría de $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$. El Mn contenido en la fase α_c tiene aproximadamente la estequiometría de $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$. Se encontraron en la literatura varias estequiometrías de la fase α_c que contiene Fe y Mn, algunas de estas se presentan en el Cuadro 3. Como una aproximación, la estequiometría de la fase α_c es generalmente mostrada por $\text{Al}_{12}(\text{Fe}_x\text{Mn}_{1-x})_3\text{Si}$, para valores de X de 0 a 1. Se reporta en la literatura que la estequiometría de la fase α_c cambia ligeramente con el contenido de Mn. También se encontraron gradientes de los niveles de Mn alrededor de las partículas α_c , probablemente causadas por la difusión interior de Mn durante el proceso de homogenización (Kuijpers, 2004; Malgorzata, 2003)

Tres tipos diferentes de fases intermetálicas de α_c cúbicas pueden estar presentes en aleaciones 6XXX a) formada durante la solidificación, b) forma dispersa, y c) formada por la transformación $\beta \rightarrow \alpha$. Aunque las estructuras del cristal de esos tipos son todas cúbicas, todos los tipos tienen diferencias prominentes en la morfología, tamaño y distribución:

a) Formada durante la solidificación: la morfología de estas partículas α_c se llama a menudo una morfología "escritura-China", debido a que el eutéctico tiene la morfología de los caracteres chinos en un plano bidimensional. La morfología es redondeada, tiene una gran variación en la longitud y espesor y las partículas tienen un tamaño de $\sim 5 \mu\text{m}$. Sobre todo las fases α_c de colada tienen una razón de Fe/Mn alta.

b) Forma dispersa: esta fase se forma en la matriz de aluminio durante la homogenización. Las aleaciones con un volumen de Mn alto formarán glóbulos dispersos que tienen tamaños de 50-200 nm que están uniformemente distribuidos. Los glóbulos dispersos normalmente tienen una proporción de Fe/Mn baja y por consiguiente la estequiometría es aproximadamente igual a la de α_c - $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$.

c) Formada después de la transformación $\beta \rightarrow \alpha$: las partículas α_c transformadas tienen un tamaño aproximadamente de $\sim 1 \mu\text{m}$ y está presente como una fila de partículas de α_c localizadas donde se encontraba partícula β original. Un ejemplo de estas partículas se muestra en la Figura 6b. La mayoría de estas partículas tienen una relación de Fe/Mn intermedia, dado que el Mn se difunde a las partículas α_c durante la homogenización (Kuijpers, 2004).

II.2.3 Microestructura de la aleación 6063

Para las aleaciones de aluminio una estructura de grano equiaxial fino es lo más deseado normalmente. El tipo y tamaño de los granos formados están determinados por la composición de la aleación, la velocidad de solidificación y la adición de otros compuestos (como refinador de grano) que contienen partículas de fases intermetálicas, las cuales promueven sitios para la nucleación de granos heterogéneos. Sin embargo, el tamaño de grano de un lingote puede ser alterado por la variación de la composición de la aleación con ciertas condiciones de enfriamiento. Extensas investigaciones se han realizado y un cierto número de parámetros han sido propuestos para la evaluación del efecto de los elementos sobre el tamaño de grano.

En la solidificación de todas las aleaciones es de vital importancia el control del tamaño de grano, ya que éste tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas de la aleación y por consiguiente del producto terminado. En el caso de las aleaciones de aluminio, estas pueden solidificar con una estructura de grano totalmente equiaxial y fino debido a la utilización de adiciones de refinador de grano. Los refinadores de grano más utilizados son las aleaciones de titanio, o de titanio y boro en aluminio. Generalmente los refinadores de Aluminio-Titanio contienen desde un 3 hasta un 10% de Titanio. El mismo rango de concentraciones de titanio es usado en refinadores de Al-Ti-B con contenidos de boro desde 0.2 hasta un 1%. En resumen, un tamaño de grano fino promueve la estabilidad en la

fundición, esto debido a que se pueden minimizar rechupes, fractura por trabajo en caliente y porosidad por hidrógeno (Easton, 2001; Wang, 2003)).

Las ventajas de un refinador de grano efectivo son:

- Incrementa la resistencia a la fractura.
- Mejora las propiedades mecánicas.
- Mejora la respuesta al tratamiento térmico.
- Mejora la apariencia a los siguientes acabados químicos, electroquímicos y mecánicos.

Por el contrario, la estructura de grano columnar gruesa es menos resistente a la fractura durante el enfriamiento de postsolidificación y la solidificación que la estructura de grano bien refinada de la misma aleación. Una estructura de grano fino también minimiza los efectos sobre la formabilidad y las propiedades asociadas con el tamaño y distribución de intermetálicos formados.

Una buena distribución del refinador da como resultado una dispersión de intermetálicos solubles por toda la fundición, logrando un grano refinado que facilita el tratamiento térmico haciéndolo más rápido y completo. Lo que finalmente se traduce en propiedades mecánicas más consistentes (Xu y col., 2006).

Los efectos del refinador de grano en el aluminio, como se muestra en la Figura 5, por adición de titanio especialmente con la presencia de boro o carbono se conocen a partir de 1950, desde entonces los refinadores han sido bien aceptados en la industria para el control de la microestructura de las aleaciones de aluminio. Se ha demostrado que la morfología y tamaño de las partículas de $TiAl_3$, las cuales son conocidas como centros de nucleación heterogéneos, son factores importantes que determinan la eficiencia del refinador de grano (Nikitin y col., 2000).

Determinación del tamaño de grano

Como se menciona en el punto anterior, el tamaño de grano es un parámetro importante porque tiene una considerable influencia sobre las propiedades físicas, mecánicas y químicas de los materiales. La evaluación del grano, en este trabajo, va a ser útil para caracterizar la macroestructura de la aleación en estudio y determinar el efecto de las condiciones de solidificación y del refinador de grano.

Dicha evaluación en un sólido en tercera dimensión no es fácil. Sin embargo, en muchos materiales se puede revelar el tamaño de grano con un ataque químico, produciendo una representación en dos dimensiones de la distribución del grano por todo el material (Flewitt y Wild, 2001).

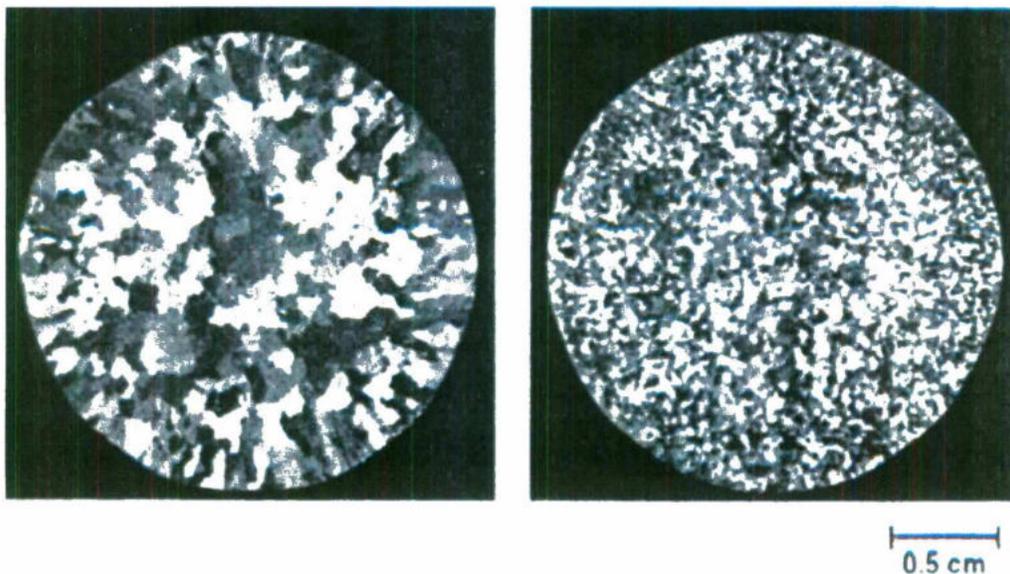


Figura 5. Efecto del refinador de grano en un lingote Al-7Si. a) sin refinador, b) con refinador. Ambos atacados con reactivo Poulton y observados a 2X (ASM, 1993)

Para determinar el tamaño se utiliza una serie de técnicas que en su conjunto se denominan análisis estereológico, debido a que se basan en una representación bidimensional (fotomicrografía) para determinar las propiedades volumétricas del

material estudiado. Existen varios métodos para determinarlo, entre los que se cuentan: el método planimétrico de Jeffries y el método del intercepto de Heyn. También existen patrones estándar que pueden ser colocados en el microscopio de manera que pueda determinarse, el número ASTM de tamaño de grano directamente sobre la muestra. En este sentido, el número ASTM de tamaño de grano se define a partir de la relación:

$$n = 2^{G-1} \quad (1)$$

Donde "n" es el número de granos por pulgada cuadrada a un aumento de 100x y "G" es el número ASTM de tamaño de grano. Los métodos antes nombrados permiten hacer mediciones aproximadas sobre fotomicrografías del parámetro n, basándose en mediciones de áreas y en mediciones de interceptos lineales, de manera tal que todos los métodos pueden ser expresados en términos de G.

II.3. Tratamiento térmico de homogenización

En el tratamiento térmico de metales y aleaciones, la velocidad de los cambios estructurales es generalmente controlada por la velocidad a la cual cambian de posición los átomos en la red cristalina. El movimiento relativo de los átomos involucrados ahí es llamado difusión. El tratamiento térmico en su más amplio sentido, se refiere a cualquiera de las operaciones de calentamiento y enfriamiento que se llevan a cabo con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o el estado de tensión residual.

El tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio está basado en la variación de solubilidades de los elementos presentes en las fases metalúrgicas. Además de los cambios de fase y de morfología asociados con los elementos y compuestos solubles. Igualmente, otro propósito del tratamiento térmico es minimizar o eliminar

la microsegregación característica de todas las estructuras de colada. Reducir los esfuerzos residuales causados por la solidificación o por pobre temple, y las fases insolubles pueden ser alteradas físicamente (Brooks, 1982; Karamis, 2006).

Uno o más de los objetivos siguientes forman la base para la selección del tratamiento:

- Producir las propiedades asociadas con una condición particular del material.
- Estabilizar propiedades mecánicas y físicas.
- Estabilidad dimensional como una función del tiempo bajo condiciones de servicio.

Como la microestructura en estado de colada no es óptima para procesos mecánicos de deformación, dado que en todo o casi todo el material aparecen fracturas, las aleaciones de aluminio 6XXX que van a ser utilizadas para procesos de conformado en caliente se les proporciona un tratamiento de solubilidad u homogenización, asignado como T6 de acuerdo a la Asociación de Aluminio, la cual ha estandarizado las definiciones y nomenclatura aplicada a las prácticas térmicas y manteniendo un registro de prácticas estándares de tratamiento térmico y designaciones para uso industrial (ASM, 1991; Granger, 1992). Durante el tratamiento de homogenización, las barras de aluminio son calentadas en un horno por un periodo de 2 a 6 horas aproximadamente a temperaturas que oscilan entre 530 y 600 °C y enfriadas al aire. Este proceso es una etapa en el ciclo del proceso que se introdujo en la industria alrededor de 1960.

Sin embargo, es sabido que la influencia de algunos elementos aleantes con propiedades "periódicas" similares a la del Fe como el Cr, V y Mn pueden mejorar la velocidad de transformación de la fase $\beta \rightarrow \alpha$ pero dicha influencia no se ha cuantificado desde el punto de vista microestructural.

Un cambio microestructural importante durante la homogenización es la transformación de partículas del intermetálico β $-\text{Al}_5\text{FeSi}$ a partículas del tipo α - AlFeMnSi . (Tanihata, 1999). El cambio en morfología es mostrado en la Figura 6. La Figura 6a muestra que la placa de partícula β en el estado de colada aparece como agujas en la micrografía de dos dimensiones. La Figura 6b muestra que después de esta homogenización las placas son transformadas dentro una cadena de partículas α .

La transformación de fases durante la homogenización mejora considerablemente la ductilidad del material y la calidad de la superficie del material que se llevará a un proceso mecánico de deformación. (Mol, 2005) También ocurren cambios adicionales en la microestructura durante la homogenización, tales como la disolución de partículas Mg_2Si o Si (Kuijpers, 2004). Sin embargo, la solubilización de las partículas Mg_2Si o Si es un cambio rápido, la cinética de transformación de $\beta \rightarrow \alpha$ es la que determina el tiempo mínimo necesario de homogenización al que se debe someter el material previo a la deformación plástica (Kuijpers, 2004; Kuijpers y F.J., 2004).

En tanto que la velocidad de deformación de esta aleación está determinada por el tamaño y distribución de la fase soluble Mg_2Si , la superficie final del perfil está determinada por las partículas solubles de AlFeSi que están generalmente presentes en los límites de grano (Onurlu y Tekin., 1999). Como el Fe tiene poca solubilidad en la matriz de Al, casi todo el Fe presente en las aleaciones de la serie 6XXX se unirá con exceso de Si y el Al abundante para formar típicamente un porcentaje en volumen de intermetálicos que contienen Fe. Durante la solidificación, esos intermetálicos se forman en los bordes de las dendritas de aluminio a través de una reacción eutéctica, lo cual explica su forma semejante a la de una placa. La mayoría de esos intermetálicos poseen forma de placa β - AlFeSi mientras una fracción pequeña de las fases pueden ser una fase cúbica α -

$\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ con una morfología llamada “escritura China”. Esos intermetálicos que contienen Fe son también llamados “constituyentes” ya que no se disuelven y quedan como una fase separada de la matriz de Al después de largos tiempos de homogenización, aunque las fases pueden tener cambios en composición y morfología (Ver Figura 6) (Kuijpers, 2005).

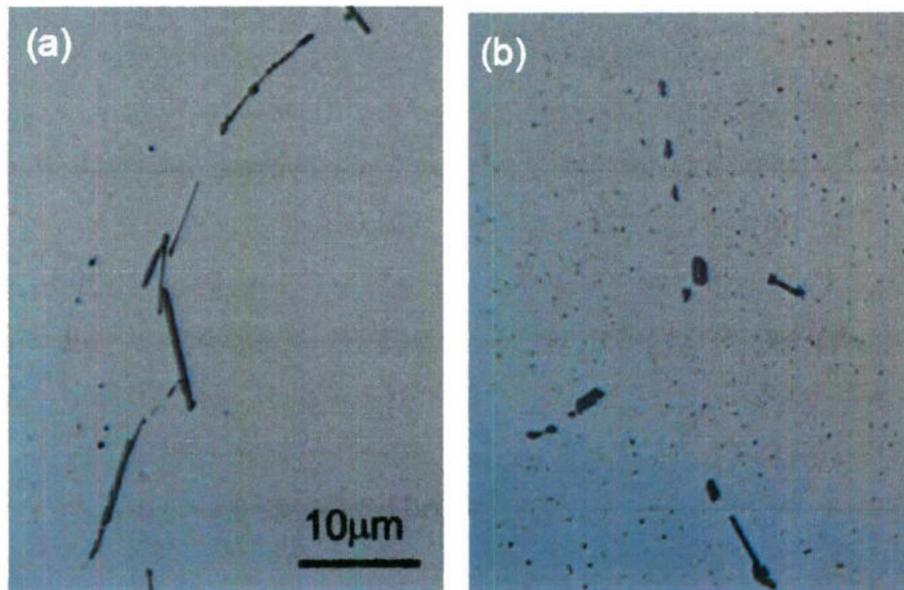


Figura 6. La transformación $\beta \rightarrow \alpha_c$ en una aleación Al-Mg-Si. a) partículas β en estado de colada. b) partículas α transformadas después de la homogenización a 540 ° C por 32 horas. Ambas imágenes tienen la misma escala y fueron obtenidas por microscopía óptica (Kuijpers, 2004)

II.4. Procesos de conformado

II.4.1 Extrusión

Después del tratamiento térmico de homogenización, se da paso a la extrusión de la aleación. Este proceso es una deformación plástica en la cual la barra de metal

es forzada a fluir por compresión a través de un dado abierto con una pequeña área seccional. La extrusión es un proceso de compresión indirecta. Las fuerzas de compresión indirecta son desarrolladas por la reacción de la pieza de trabajo con el contenedor y el dado; estas fuerzas alcanzan valores altos. La reacción de la barra con el contenedor y el dado resulta en altas tensiones de compresión que son efectivas para la reducción de fractura en la barra (Figura 7). La extrusión es el mejor método para cambiar la estructura de colada de la barra porque el material está sujeto a fuerzas de compresión solamente (Saha, 2000).

La carga en la extrusión directa se incrementa rápidamente al inicio para llenar el contenedor con la barra. Entonces hay un aumento importante en la presión para comenzar la extrusión. Después de la carga máxima, la presión de extrusión cae conforme disminuye la longitud de la barra hasta que alcanza un mínimo y entonces se aumenta rápidamente de nuevo. Este incremento en la presión ocurre porque sólo una pequeña parte de la barra permanece y el metal tiene que fluir hacia la abertura del dado (Laue, 1981).

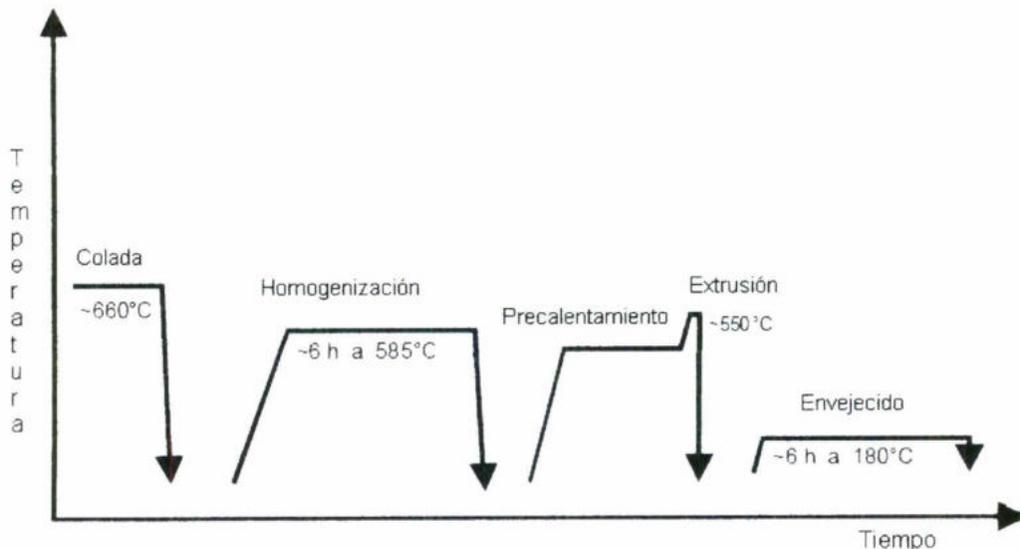


Figura 7. Perfil de temperatura esquemático del proceso de calentamiento de Aluminio durante el proceso de extrusión (Kuijpers, 2004)

II.4.2 Laminación

La laminación puede caracterizarse como: conservadora de masa, proceso básico primario de tipo mecánico (deformación plástica). Se usa ampliamente en la producción de placas, perfiles estructurales y láminas. Primero se produce un lingote por moldeo y a continuación se reduce su espesor en varias etapas, generalmente mientras está al rojo vivo. Puesto que la anchura del material de trabajo se mantiene constante, su longitud se incrementa de acuerdo con la reducción de espesor. Después de la última etapa de laminación en caliente se efectúa una etapa final en frío para mejorar la calidad de la superficie, ajustarse a las tolerancias e incrementar la resistencia. El perfil del producto se logra debido a que los rodillos laminadores tienen surcos periféricos con la forma correspondiente al perfil deseado (Alting, 1996).

II.4.3 Tubos

El tubo sin costura se produce por extrusión a partir de un lingote sobre un mandril central. Los lingotes pueden ser vaciados en forma de cilindros sólidos y luego barrenados para tomar el mandril o pueden ser perforados en la prensa de extrusión al forzar un tapón corto cilíndrico, ligeramente mayor que el diámetro del mandril, por delante del mismo. En el caso en que se utilicen lingotes vaciados, el barrenado debe ser maquinado para eliminar el óxido, el segregado y las imperfecciones del vaciado antes de calentar para la extrusión. El espacio anular entre el mandril y el molde define el perfil y las dimensiones del producto sometido a extrusión, el cual se conoce como el "lingote tubo", cuando se ha trabajado en frío para la producción de diámetros menores y espesores reducidos de la pared.

Otro método utilizado para la producción de tubos de paredes delgadas a partir de un lingote del tubo sometido a extrusión es mediante una máquina reductora de tubos. El lingote del tubo se enrosca sobre un mandril largo que está fijo en un

extremo. La reducción del espesor de la pared se efectúa mediante un par de rodillos, en donde cada uno cuenta con una ranura hemisférica y maquinada alrededor de su periferia, con este método se pueden obtener grandes reducciones (King, 1992).

II.5 Caracterización mecánica de barras y simulación de solidificación

Como ya se ha comentado en la introducción de este trabajo, para un control adecuado de cualquier proceso se requiere del conocimiento de todas y cada una de las etapas involucradas; por ello el empleo de la caracterización y análisis del mismo. Debido a que este estudio se trata de un proceso metalúrgico, es necesario el conocimiento de ciertas técnicas de análisis que se describirán en esta sección. Para un conocimiento más detallado de las técnicas auxiliares en el estudio de los fenómenos metalúrgicos, se pueden consultar las referencias citadas al final del mismo.

II.5.1 Dureza

Para atender uno de los objetivos específicos del presente trabajo, se contempló la caracterización mecánica de las barras como un parámetro indicativo del tiempo efectivo del tratamiento térmico de homogenización sobre dicha propiedad antes del proceso de conformado.

La propiedad de dureza es difícil de definir excepto en la relación a la prueba que en particular es utilizada para determinar su valor. La dureza no es una propiedad fundamental de un material pero está relacionada a las propiedades elásticas y plásticas. El valor de dureza obtenido en una prueba particular sirve solamente como una comparación entre materiales o tratamientos.

Las pruebas de dureza pueden dividirse en tres categorías:

- Dureza elástica.
- Resistencia al corte y a la abrasión.
- Resistencia a la indentación.

La prueba que se utilizará en este trabajo es la de resistencia a la indentación; la cual se realiza generalmente por impresión de la muestra que está apoyada sobre una plataforma rígida, un indentador de geometría fija y conocida con una carga estática aplicada directamente o por medio de un sistema de palanca. Dependiendo del tipo de prueba; la dureza está expresada por un número que es inversamente proporcional a la profundidad de indentación por una carga e indentador específico o proporcional a una carga medio sobre el área de indentación. Los métodos más comunes para realizar pruebas de dureza por indentación son las siguientes:

Prueba de dureza Brinell

La prueba de dureza Brinell generalmente consiste de una prensa vertical hidráulica operada de forma manual, designando una fuerza a la bola indentador para la muestra a realizar la prueba. El procedimiento estándar requiere que la prueba se lleve a cabo con una bola de 10 mm de diámetro con una carga de 3000 Kg para metales ferrosos, o de 500 Kg para metales no ferrosos. Para metales ferrosos la carga de la bola es presionada dentro de la muestra por un tiempo de 10 s; para metales no ferrosos el tiempo es de 30 s. El diámetro de la impresión producida es medido por medio de un microscopio que tiene una escala ocular, generalmente graduada en décimas de milímetro, permitiendo estimar el más cercano a 0.05 mm.

El número de dureza Brinell (HB) es la relación de la carga en kilogramos del área impresa en milímetros al cuadrado, y se calcula a partir de la siguiente fórmula:

$$HB = \frac{L}{\left(\frac{\pi D}{2}\right)\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)} \quad (2)$$

donde:

L = carga de prueba en Kg.

D = diámetro de la bola en mm, y

d = diámetro de impresión en mm.

El número de dureza Brinell seguido por el símbolo HB sin ningún sufijo denota las condiciones estándar de la prueba usando una bola de 10 mm de diámetro y una carga de 3000 Kg aplicada de 10 a 15 s. Para otras condiciones, el número de la dureza y el símbolo HB son complementados por números indicando las condiciones de la prueba en el siguiente orden: diámetro de la bola, carga y duración de la carga. Por ejemplo, 75 HB 10/500/30 indica una dureza Brinell de 75 medida con una bola de 10 mm de diámetro y una carga de 500 Kg aplicada por 30 s.

Prueba de dureza Vickers

En esta prueba, el instrumento usa un indentador de diamante piramidal de base cuadrada con un ángulo comprendido de 136° entre las caras opuestas. El rango de carga es generalmente entre 1 y 120 Kg. La prueba de dureza Vickers opera sobre la muestra con el principio básico como la prueba Brinell, el número está expresado en términos de carga y área de la impresión. Como resultado de la forma del indentador, la impresión sobre la superficie de la muestra será cuadrada. La longitud de la diagonal del cuadrado se mide a través de un microscopio adaptado con un ocular micrométrico que contiene ranuras móviles. La distancia entre las ranuras móviles está indicada en un contador calibrado en milésimas de milímetro. Las tablas están disponibles para convertir la medida de la diagonal piramidal del número de dureza Vickers (HV), o se puede usar la siguiente fórmula:

$$HV = \frac{1.854L}{d^2} \quad (3)$$

donde:

L = carga aplicada, Kg.

d = longitud de la diagonal de la impresión al cuadrado, mm.

Como resultado de la latitud en las cargas aplicadas, la prueba Vickers es aplicada para medir la dureza de láminas muy delgadas así como grandes secciones (Avner, 1974; ASTM E112-9e2, 2003).

La precisión de las pruebas de dureza por indentación está influenciada por algunos factores como las condiciones del indentador, precisión de la carga aplicada, carga de impacto, condición superficial de la muestra, espesor de la muestra, forma de la muestra, localización de la impresión, uniformidad del material.

II.5.2 Simulación por computadora

La investigación y desarrollo que une ciencia de materiales e ingeniería con cálculos computacionales y simulaciones han dado paso a un acercamiento revolucionario para el diseño cuantitativo conceptual de varios materiales. Una comprensiva combinación de modelos termodinámicos y cinéticos hace posible predecir composiciones, estructuras y propiedades de materiales que son resultado de varios tratamientos de materiales. La importancia del modelado matemático para el desarrollo de productos y control de proceso ha probado la gran necesidad de cálculos termodinámicos y simulaciones cinéticas. El diseño conceptual cuantitativo moderno de materiales avanzados ha beneficiado enormemente a la termodinámica y cinética computacional.

La mayor parte de los programas de simulación que existen actualmente son bastante amigables con el usuario, de manera que los resultados obtenidos como videos, gráficas y cuadros pueden ser exportados para la elaboración de reportes y susceptibles para ser utilizados en el diseño de nuevos experimentos o simulaciones.

Thermo-Calc©

El software de simulación termodinámica Thermo-Calc©, permite la predicción de fases bajo condiciones de simulación dadas, que pueden ser indicadas en el paquete en relación con aquellas empleadas experimentalmente lo que da un soporte teórico para el entendimiento de uno de los fenómenos que ocurren durante la solidificación; es decir, la formación de fases. Esto ayudará a comparar las fases que posiblemente se pueden formar con las que se determinen experimentalmente, así como la temperatura de formación de las mismas.

Thermo-Calc©, es un programa general y flexible para toda clase de cálculos termodinámicos y para diagramas de fase. El programa puede calcular arbitrariamente secciones de diagramas de fase desde 5 variables independientes con multicomponentes muy complejos y sistema heterogéneo (con 40 elementos y 100 especies). También se pueden calcular muchos otros tipos de diagramas, tales como simulaciones de solidificación Scheil-Gulliver, diagramas de Pourbaix, presiones parciales en gases, entre muchos otros.

El programa consiste de 7 módulos básicos, por ejemplo; GES para modelos termodinámicos manuales y cita tratamientos para varias fases, TAB para tabulaciones de propiedades termodinámicas de fases y reacciones, POLY para cálculos de equilibrio de multicomponentes heterogéneos, POST para después del proceso de varios diagramas de fase y diagramas de propiedades, PARROT para la optimización de parámetros, TDB para recuperación y manejo de base de datos y ED_EXP para editar puntos experimentales y cálculos de equilibrio.

Este software siempre empieza con el módulo SYS, el cual está diseñado para cada sistema computacional y sus ajustes de ambiente (por ejemplo, las interacciones con varios sistemas de operación). Este módulo generalmente actúa como una clase de centro de comunicación con accesibilidad a todos los módulos básicos y especiales.

El programa emplea la técnica minimización de la Energía de Gibbs para calcular la mayoría de las fases estables en un equilibrio de multicomponentes o de multifases, en las cuales las ecuaciones de balance de masa y conservación de electrones se satisfacen tanto por soluciones matemáticas como termodinámicas.

Para la utilización de este programa es necesario recordar que la energía de Gibbs de una fase depende de variables estables diferentes. En la mayoría de los sistemas, las propiedades termodinámicas de una fase pueden ser modeladas utilizando una expresión como la energía de Gibbs dependiente de la temperatura y composición (generalmente las fracciones de los constituyentes en la fase). Otras variables estables, como la presión, volumen o entropía, pueden servir también como parámetros en la expresión de la energía de Gibbs.

Existen algunos módulos especiales, conocidos y fáciles de usar, para cálculos específicos y simulaciones, por ejemplo; BIN para cálculos de diagrama de fase binario, TERN para cálculos de diagrama de fase ternario, POT para cálculos de diagrama de potencial.

El Thermo-Calc©, clásico es un sistema interactivo y el usuario lo controla por medio de comandos desde el menú. Para los módulos especiales, sólo se necesita contestar algunas preguntas simples y el programa automáticamente realiza todos los pasos necesarios para los cálculos. En este trabajo el módulo que se utilizará es el módulo para simulaciones de solidificación Scheil-Gulliver, los pasos a seguir serán descritos en el Anexo I. Para comprender más a fondo el empleo y

funcionamiento de Thermo-Calc® se puede consultar la dirección www.thermocalc.com (Thermo-Calc®, 2004).

III. HIPÓTESIS

Debido a que el proceso de producción de barras para un proceso de conformado de la aleación 6063 es similar, se plantea que no haya diferencias en las características metalúrgicas de éstas como resultado de la aplicación de los mismos parámetros de proceso.

IV. OBJETIVOS

IV.1. General

Evaluación metalúrgica del proceso de fabricación de barras en un proceso de conformado.

IV.2. Específicos

- Análisis macro y microestructural así como el efecto de la velocidad de enfriamiento en las características de los intermetálicos durante algunas etapas del tratamiento del metal líquido.
- Llevar a cabo la identificación de fases en lingotes obtenidos bajo condiciones de proceso reales.
- Utilizando el software de simulación termodinámica Thermo-Calc© se van a predecir las posibles fases de la aleación en estudio y compararlas con las encontradas experimentalmente.
- Determinar la influencia del tiempo, t y temperatura, T (condiciones de tratamiento térmico) de los lingotes obtenidos anteriormente sobre la microestructura final.
- Llevar a cabo la comparación microestructural de colada y de tratamiento térmico de los lingotes obtenidos en las Fuentes.
- Evaluar la dureza Vickers y Brinell de las microestructuras obtenidas después de tratamiento térmico para que de manera indirecta se pueda predecir las mejores condiciones para un proceso de conformado.

V. METODOLOGÍA

V.1. Materiales

Toma de muestras

- Cucharón para vaciar
- Copas de enfriamiento
- Modelo tipo cuña
- Computadora Personal
- Cámara Digital
- Termopares Tipo K, de 1mm de diámetro.
- Tarjeta de adquisición de datos de 16 bit.

Preparación de muestras

- Equipo para desbaste y pulido a espejo.
- Reactivos para ataque (tamaño de grano)

Caracterización metalográfica

- Espectrómetro de emisión de chispa.
- Microscopio Óptico
- Microscopio Electrónico de Barrido.

Caracterización mecánica

- Durómetro Vickers (equipo Hardness H-400-H1)
- Durómetro Brinell (equipo Shimadzu)

Análisis de datos

- Paquetes computacionales para el análisis de datos. Excel 2003, DASYLab V5.6
- Software de simulación Thermo-Calc© (Licencia de CINVESTAV-Salttillo)

V.2. Métodos

V.2.1. Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido

El objetivo de la metodología empleada es determinar las condiciones de operación que dan origen a la solidificación del proceso de fabricación de lingotes, como temperatura, tiempo y composición. Para la realización de esta investigación es importante poder caracterizar metalúrgicamente las diferentes etapas del proceso involucradas en la obtención de barras mediante colada semicontinua. Esto con el objetivo de conocer la calidad del metal a través de algunas etapas del procesamiento del metal líquido; es decir, la historia microestructural del material.

Se llevaron a cabo campañas experimentales, que consistieron en esencia en la toma de muestra del metal líquido para determinar la composición química de la aleación, toma de muestra en la zona más alejada de la mesa de vaciado para evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura; así como en posiciones estratégicas de la línea de procesamiento desde la salida del horno de fusión primario hasta la zona final de la mesa de vaciado, conocida como "caster", durante la colada semicontinua de una carga completa.

V.2.2. Caracterización metalográfica

Para realizar la caracterización macro y microestructural de la aleación se prepararon las muestras tomadas en cada campaña experimental de acuerdo a las técnicas metalográficas más adecuadas, como lo estipula la norma ASTM E1078 para la caracterización microestructural y con ataque químico para la caracterización macroestructural de acuerdo a la norma ASM E91-51T STD1977.

V.2.3 Simulación termodinámica por computadora de la formación de intermetálicos

Con los resultados del análisis químico de la aleación vaciada en las campañas experimentales y el software de simulación Thermo-Calc© se determinaron los posibles intermetálicos formados durante la solidificación de la aleación en estudio. Para posteriormente comparar los resultados con los experimentales.

V.2.4 Determinación de las condiciones de tratamiento térmico

Se instrumentaron las barras que entraron al horno de tratamiento con termopares tipo K y las barras instrumentadas se colocaron en posiciones estratégicas de las camas para el tratamiento térmico y para tratar de describir los perfiles térmicos en 3D a lo largo, ancho y alto de cada horno.

V.2.5 Comparación microestructural de las barras de colada contra las tratadas térmicamente

Una vez que se tuvieron las barras tratadas térmicamente se cortó una muestra para comparar esta microestructura contra la obtenida de colada. Preparándolas como lo estipula la norma para caracterización microestructural, antes mencionada.

V.2.6 Caracterización mecánica de las barras homogenizadas

La propiedad que se analizó es la dureza de las muestras tratadas térmicamente. Para lo cual se llevó a cabo la evaluación de la microdureza Vickers y la dureza Brinell; con esto se pretende predecir de manera indirecta cuáles barras presentaran mejores condiciones para conformado, conociendo la historia térmica y la dureza.

V.3 Desarrollo experimental

V.3.1 Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido

Con el propósito de caracterizar las diferentes etapas de proceso involucradas en la práctica actual de obtención de barras de la aleación de aluminio 6063 mediante colada semicontinua se propuso la ejecución de campañas experimentales. Durante el proceso normal de producción se precedió a tomar muestras con un cucharón previamente recubierto con pintura de grafito, para determinar la composición química de la aleación con la ayuda de un espectrómetro de emisión óptica de chispa.

Se llevó a cabo el vaciado de lingotes cuña para cuantificar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura en el lingote más lejano de la mesa de vaciado. En la Figura 8 se muestra un lingote cuña solidificado.

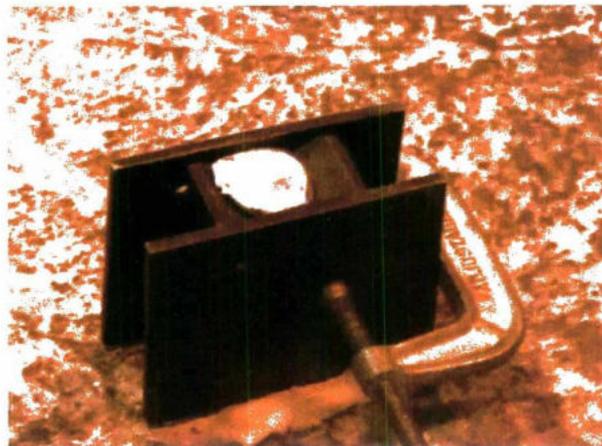


Figura 8. Solidificación de lingote cuña para evaluar la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura

Una vez solidificada la cuña se procedió a sacar del molde para que en el laboratorio se efectuara la preparación metalográfica de acuerdo a la norma ASTM E1078 para su observación en microscopio óptico y electrónico de barrido.

Posteriormente se obtuvieron muestras del metal líquido en la salida del horno y después del filtrado; en un tiempo de 25 minutos después de iniciada la colada.

La toma de muestras fue en copas de enfriamiento, los moldes fueron de arena de moldeo en verde, con un tamaño de partícula de 100-110 AFS, esto se muestra en la Figura 9.



Figura 9. Diagrama de la toma de muestras en las copas de enfriamiento

Una vez que se terminó el proceso de solidificación en la copa de enfriamiento, esta se rompió para obtener la muestra de la aleación de aluminio. Las muestras fueron llevadas a laboratorio, se realizaron cortes transversales para posteriormente ser preparadas metalográficamente y realizar el análisis macroestructural; de acuerdo a la norma ASTM E91-51T STD1977, el cual se llevó a cabo para evaluar el tamaño de grano (refinación) producido con el refinador de

Titanio mediante un ataque químico y así compararlo con el tamaño de grano sugerido en la literatura.

Para esta parte del estudio estructural se realizó un método de macroataque encontrado en la literatura y conocido por la experiencia en la UNAM. En el Cuadro 4 se enlistan los reactivos utilizados, la manera en que se emplearon y los resultados obtenidos.

Cuadro 4. Reactivos utilizados y resultados del macroataque

| Reactivo | Modo de empleo | Resultados |
|--|---|---|
| HNO ₃ y HF 6:1 | Desbaste de muestra y ataque por inmersión unos segundos para realizar una limpieza, se enjuaga con agua corriente y se seca perfectamente. | La muestra queda libre de grasa, así que la superficie está preparada para el revelado del grano. |
| CuCl ₂ 100g en 500 mL de agua (1.5 M) | Ataque por inmersión unos segundos, posteriormente se enjuaga con agua corriente y se seca. | Revela el tamaño de grano y permite observarlo a simple vista o en un microscopio óptico. |

Las muestras macroatacadas se observaron con un microscopio óptico a bajos aumentos, para observar mejor el tamaño de grano y las muestras fueron escaneadas para compararse contra los patrones ASTM. Dicha comparación fue solamente visual y se compararon directamente contra los patrones ASTM, por lo que se considera que los datos obtenidos son confiables.

Para el análisis microestructural se prepararon las muestras hasta la calidad espejo con un desbaste de acuerdo a la norma E1078, cada una de las muestras se pasó por una desbastadora semiautomática y se colocaron lijas de carburo de silicio con granulometrías de: 80, 120, 240, 360, 400, 600, 800, 1200 y 2400 esto de acuerdo a métodos estandarizados. Acabado el procedimiento de desbaste, las muestras

fueron lavadas con un equipo de ultrasonido con alcohol etílico por 15 minutos y posteriormente se pulieron con paño Buehler Microcloth y con pasta de diamante de 1 μm para su observación en el microscopio óptico y electrónico de barrido (SEM), así como para análisis por Energía Dispersa de Rayos X (EDAX); por medio de este análisis se obtuvo de una forma semicuantitativa la presencia de elementos en una zona o punto determinado de la muestra, para así determinar la presencia de fases y morfologías observadas en el microscopio óptico.

V.3.2 Identificación de fases de las barras solidificadas

Para esta investigación es fundamental poder caracterizar el proceso de solidificación de la aleación en estudio; por lo que, es imprescindible llevar a cabo también un análisis metalográfico de las barras ya solidificadas y, de esta manera, constatar que las tendencias observadas en las microestructuras obtenidas en el objetivo anterior corresponden a las microestructuras obtenidas en las barras solidificadas en la mesa de vaciado. Es decir, que se presentan los mismos intermetálicos, tanto en las muestras de las barras ya coladas como en las que se tomaron durante el tratamiento del metal líquido. Debido a esto se procedió a caracterizar microestructuralmente; esto es, a identificar los tipos de intermetálicos formados en los productos solidificados asociados con la experimentación realizada.

Para dicho análisis metalográfico, se procedió a tomar muestras de las barras que acababan de ser vaciadas y solidificadas. La barra analizada para la Fuente I y II se muestra en el esquema de la Figura 10 y Figura 11, respectivamente.

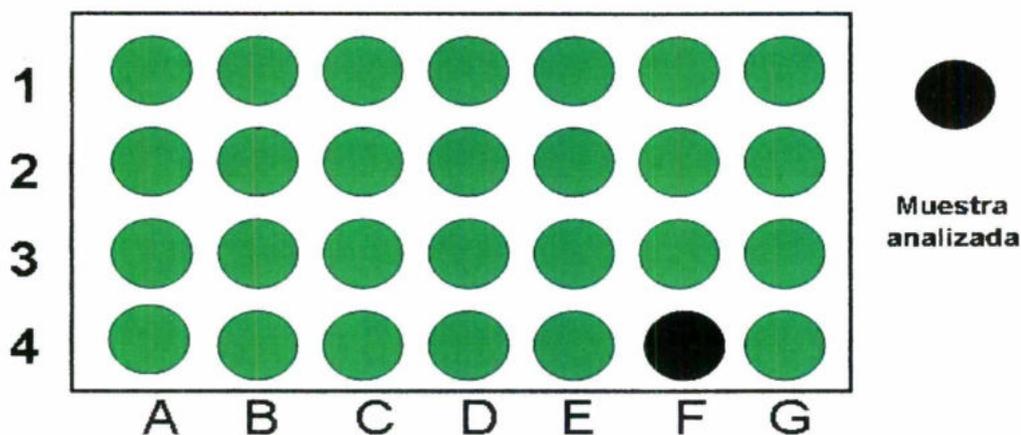


Figura 10. Esquema de la mesa de vaciado en la Fuente I (la barra utilizada para caracterización macro y microestructural es la de color negro)

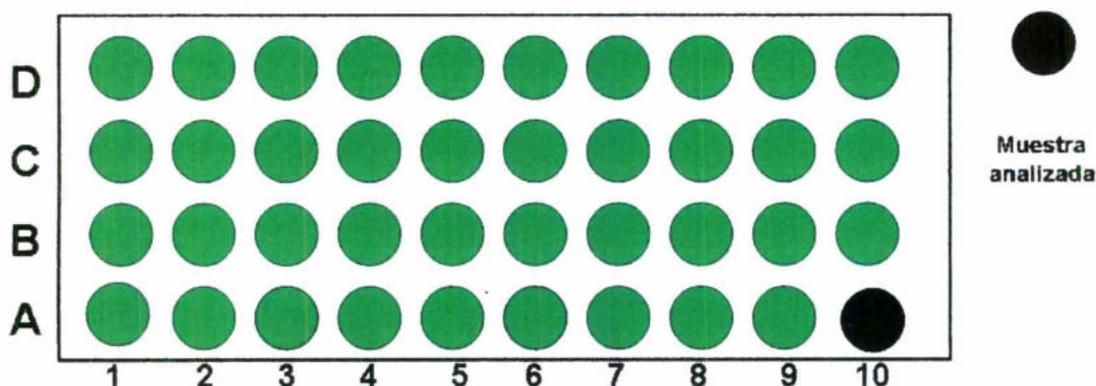


Figura 11. Esquema de la mesa de vaciado de la Fuente II (la barra utilizada para caracterización macro y microestructural es la de color negro)

La barra seleccionada, tanto en la Fuente I como en la Fuente II, fue sometida a muestreo tomando tres muestras mediante cortes transversales al eje de simetría de la barra. Las muestras corresponden al inicio, una etapa intermedia y al final de la colada experimental adoptando la notación señalada en la Figura 12.

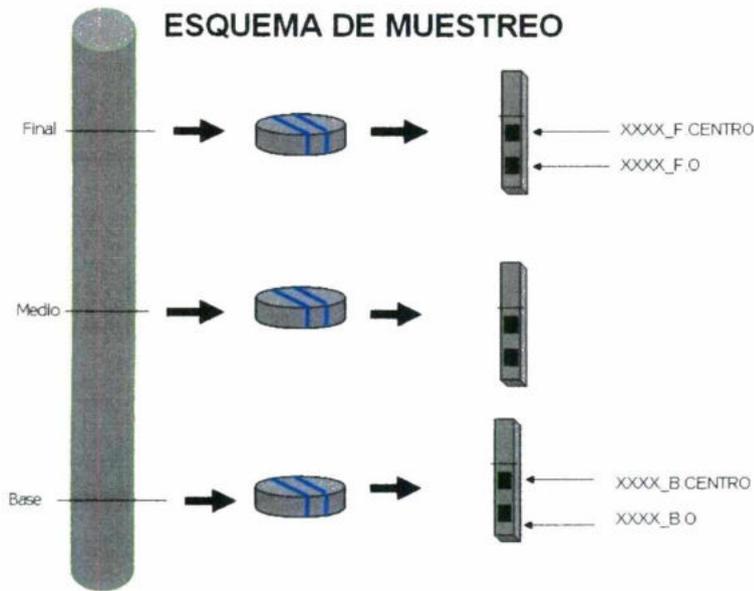


Figura 12. Representación esquemática del muestreo realizado indicando la nomenclatura empleada

Para el análisis microestructural de las barras solidificadas, también se realizó la preparación de las muestras de acuerdo a la norma E1078; una vez que se obtuvieron las muestras con un acabado de calidad espejo, se llevaron a una análisis con microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM), utilizándose la herramienta de Energía Dispersa de Rayos X (EDAX) para el análisis químico de las fases presentes en las barras.

V.3.3 Simulación termodinámica usando Thermo-Calc©

El objetivo principal perseguido al desarrollar esta parte de la simulación termodinámica, es la identificación de las fases intermetálicas formadas durante la solidificación en esta aleación. Para la simulación se utilizaron los datos obtenidos en el análisis de composición química de la aleación de cada fuente y la composición nominal. En el Anexo 1 se presenta un desplegado de todo el

programa tal y como quedo introducido finalmente y los datos que se van registrando.

Con esto se busca fortalecer y enriquecer los resultados obtenidos a partir del análisis de microscopía óptica y electrónica de barrido.

V.3.4 Análisis de la eficiencia del tratamiento térmico de homogenización

Como se mencionó en el apartado de antecedentes, la estructura de colada de esta aleación no es la mejor para procesos de conformado, ya que si se realiza dicha etapa con esa estructura lo más probable es que aparezcan fracturas en todo o casi todo el material.

Para lograr este objetivo se instrumentó el horno de homogenización de la Fuente I y II, la representación esquemática se muestra en la Figura 13a con termopares tipo K colocados en los centros geométricos de barras como se muestra en la Figura 13b.

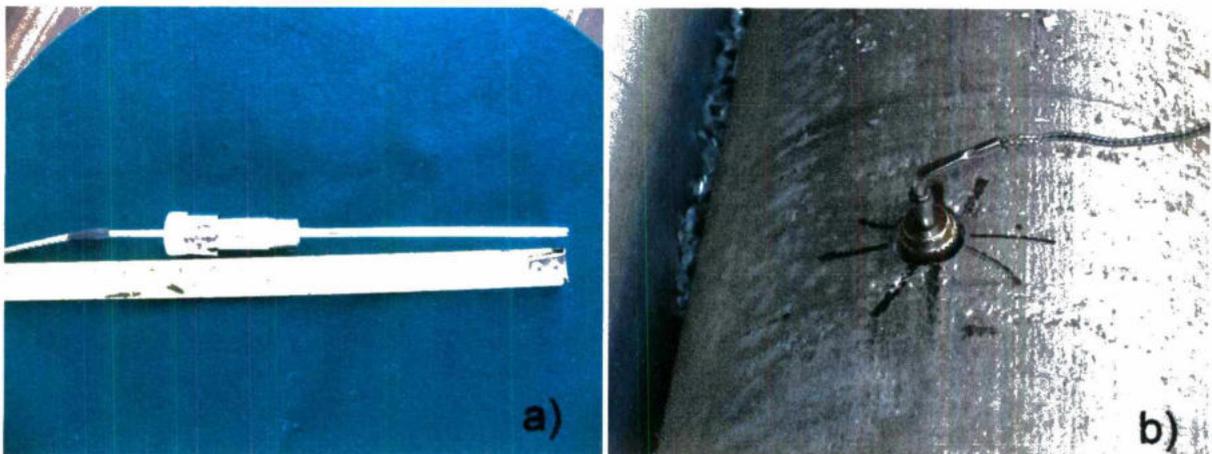


Figura 13. Esquema de la instrumentación con termopares; a) termopar usado, b) fijación en la barra

Las barras instrumentadas fueron posicionadas en diversos sitios de las camas para asegurar describir los perfiles térmicos en 3D a lo largo, ancho y alto del horno. Es importante señalar que el diseño del arreglo de los termopares lo realizó el equipo de trabajo de la UNAM. En las barras de la parte superior izquierda de cada horno, se colocaron dos termopares. Uno en el centro geométrico y otro en la superficie para una mejor descripción del comportamiento del horno de homogenización.

El seguimiento térmico se realizó durante el ciclo completo calentamiento-enfriamiento, capturando las lecturas a través de tarjetas de adquisición de datos loTech® y el registro de las temperaturas se capturo con el paquete computacional DASyLab.

V.3.5 Comparación microestructural entre las barras homogenizadas de la Fuente I contra las barras de la Fuente II y la comparación de microestructura de colada contra la tratada térmicamente

Para alcanzar este objetivo se correlacionaron las historias térmicas obtenidas en el objetivo anterior con la evolución de las microestructuras de las barras en su condición de colada antes de la etapa de homogenización y después de homogenización; para lo cual se obtuvieron metalografías; por medio de las microscopias ya mencionadas, de ambas etapas. Con ello se pudo analizar el efecto del tratamiento térmico en la microestructura. Donde las muestras a ser comparadas se prepararon con la misma técnica mencionada en los objetivos anteriores.

V.3.6 Evaluación de dureza Vickers y Brinell de las microestructuras obtenidas después de tratamiento térmico

La caracterización mecánica de las barras a niveles de micro y macro, permitirá cuantificar el efecto que tiene en cada una el tratamiento térmico en las diferentes etapas posteriores.

Se obtuvieron muestras después del tratamiento térmico que posteriormente fueron preparadas metalográficamente para obtener el perfil de durezas, de esta manera se tuvo un parámetro comparativo entre las dos Fuentes y poder medir si existe una relación con su desempeño en el proceso de conformado.

La evaluación de la microdureza Vickers se realizó en un equipo Hardness H-400-H1 con las siguientes condiciones de cuantificación:

- Carga = 25 g
- Tiempo de carga = 15 s
- Tipo de indentador: Vickers

La evaluación de la dureza Brinell se realizó en un equipo Hardness H-400-H1 con las siguientes condiciones de cuantificación:

- Carga = 500 g
- Tiempo de carga = 30 s
- Diámetro de la bola: 10 mm

Con los resultados obtenidos se trató de predecir las mejores condiciones de deformación, basándose en la historia térmica, la microestructura después de tratamiento térmico y los valores de micro y macro dureza obtenidos en el desarrollo de este objetivo.

VI. RESULTADOS

VI.1 Análisis macro y microestructural de algunas etapas del proceso de tratamiento del metal líquido

Debido a que este trabajo busca caracterizar y evaluar el proceso de fabricación de barras para perfiles, desde la etapa de tratamiento del metal líquido hasta después del tratamiento térmico de homogenización, los resultados obtenidos se muestran a continuación para cada una de las fuentes bajo estudio.

VI.1.1 Identificación de fases de la aleación 6063

La determinación de la microestructura es una práctica indispensable para lograr la caracterización del comportamiento de solidificación de las aleaciones. El análisis de la microestructura nos ayuda a la identificación de las fases y micro constituyentes presentes. Esta sección del proyecto ayudará a conceptualizar el desarrollo microestructural que sufre el líquido al pasar al estado sólido mediante la formación de las diferentes fases que se encuentran presentes. Por medio de microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés) que ofrece una mejor resolución, además, con ayuda del análisis de Energía Dispersada por Rayos X que está acoplado al microscopio electrónico (EDS) se logra identificar la composición química de las fases predominantes en la aleación.

En la Figura 14 se muestra la evolución microestructural con respecto al lugar de donde fueron tomadas las muestras del metal líquido de la Fuente I y la Fuente II. Se observa que los intermetálicos presentes no dependen de la posición de donde se tome la muestra pero si de la composición química de la aleación. Sin embargo, la naturaleza de los intermetálicos presentes es la misma en ambos casos.

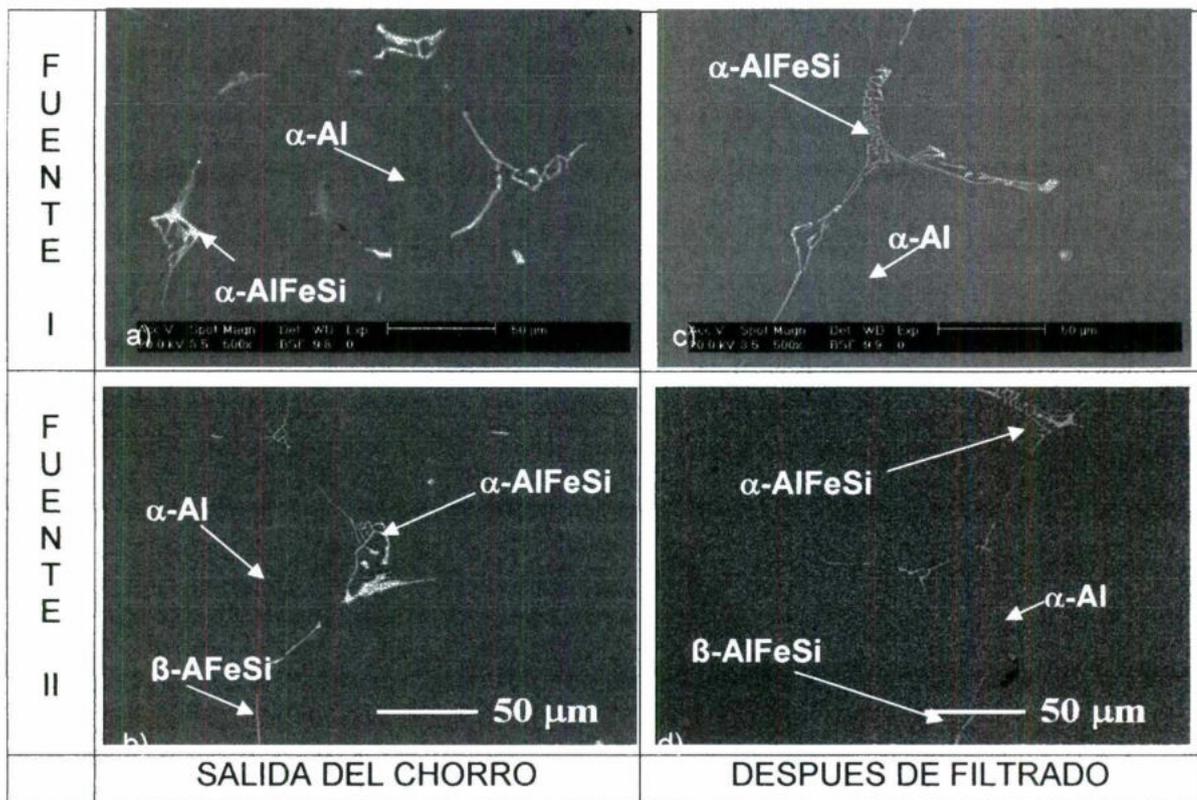


Figura 14. Micrografía de las fases presentes en muestras tomadas en la zona de salida del chorro y después del filtrado

La importancia de la identificación de α -AlFeSi así como de β -AlFeSi radica en que la presencia de este último intermetálico es indeseable debido a que provoca una disminución importante en la deformación plástica de las barras. Lo que se busca durante la producción es la fase α -AlFeSi, ya que; como se observa en la microestructura tiene una morfología muy característica, en este caso es de tipo escritura china como se observa en la Figura 14. En las micrografías se muestra la matriz de α -Al de un color gris oscuro y la fase α -AlFeSi de un color gris claro con una morfología muy característica, de escritura china; mientras que la fase β -AlFeSi se presenta con una morfología de aguja y su color es gris claro, también. Para corroborar la presencia de las fases observadas; se realizó la identificación de fases por medio del análisis de Energía Dispersada por Rayos X que está acoplado

[ASTM. 2003], y se mantiene aproximadamente constante de acuerdo con la práctica empleada de refinación.

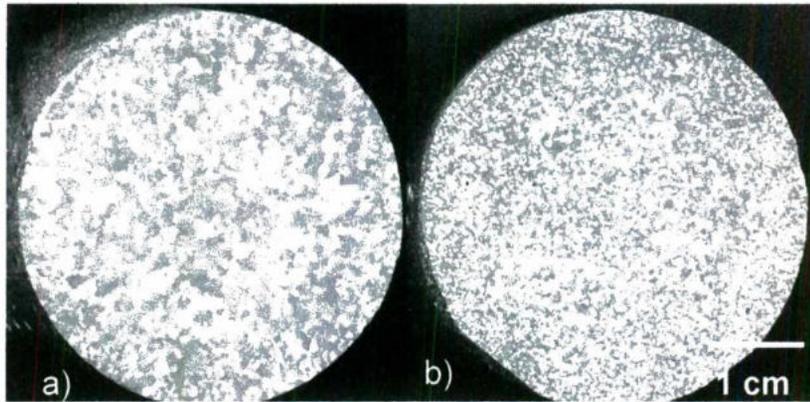


Figura 16. Macroestructura de grano en muestras macroatacadas tomadas en a) zona de chorro y b) después del filtrado de la línea de producción de la Fuente I

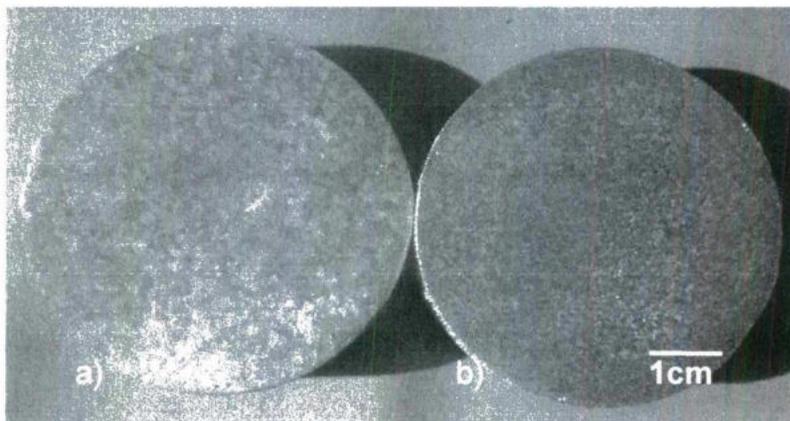


Figura 17. Macroestructura de grano en muestras macroatacadas tomadas en a) zona de chorro y b) después del filtrado de la línea de producción de la Fuente II

A título de ilustración, en la Figura 17 se observa la comparación de las muestras obtenidas en la zona de chorro y en la zona de refinación de grano. En esta figura se aprecia el efecto del Ti como refinador de grano. Se encontró que el tamaño

ASTM es de 6.5 antes de la refinación y después de la refinación el tamaño ASTM es de 12.5; y es el requerido para el proceso de conformado. En el Cuadro 5 se presentan algunas equivalencias del número ASTM para conocer los granos por pulgada cuadrada presentes en las muestras.

Cuadro 5. Equivalencia del número de tamaño de grano ASTM de acuerdo a la Norma E112-96e2

| No ASTM | 10 | 10.5 | 11 | 11.5 | 12 | 12.5 | 13 | 13.5 | 14 |
|-------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Diámetro Prom. (mm) | 1.10 | 0.95 | 0.80 | 0.65 | 0.55 | 0.50 | 0.45 | 0.33 | 0.28 |
| Granos/plg ² | 512 | 724 | 1044 | 1448 | 2048 | 2896 | 4096 | 5792 | 8192 |

Al comparar los resultados de ambas fuentes, se encontró que no hay diferencia en la refinación de grano, debido a que el tamaño de grano antes de la refinación es el mismo para la Fuente I como para la Fuente II (tamaño ASTM de 6.5). Mientras que después de la refinación y del filtrado el tamaño varía en 0.5; pues en la Fuente I el tamaño ASTM es de 12 y para la Fuente II el tamaño ASTM es de 12.5.

VI.1.3 Vaciado de lingotes cuña

Con el propósito de explorar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre las características de los intermetálicos formados durante la solidificación se llenaron moldes metálicos tipo cuña con metal líquido extraído del extremo final de la mesa de vaciado, a los tiempos preestablecidos durante la ejecución de los dos experimentos. El resultado más relevante obtenido con respecto a este punto radica en el hecho de que con un incremento en la velocidad de enfriamiento se puede modificar la morfología de los intermetálicos.

En la Figura 18 se presenta la variación microestructural que por metalografía óptica se observa, en la Fuente II, bajo diferentes condiciones de enfriamiento durante la solidificación; la cual está directamente correlacionada con la posición en la cuña. Encontrándose las mayores velocidades en la punta y las menores en la base del triángulo que se genera como representación bidimensional del corte transversal realizado a las probetas cuña experimentales.

La metalografía óptica de las muestras experimentales permite observar que una mayor velocidad de enfriamiento provoca la refinación de los intermetálicos presentes en el metal, al comparar las micrografías correspondientes a la base de la cuña con las presentes en la punta, donde se observa claramente que a mayores velocidades de enfriamiento los intermetálicos se presentan más dispersos y con relaciones largo/ancho más cercanos a la unidad (intermetálicos más cortos, más redondeados) tal y como se apreció por microscopía electrónica de barrido en la cuña de la Fuente I

VI.2 Caracterización microestructural de las barras solidificadas

Las microestructuras tomadas con microscopio óptico se muestran en la Figura 19a y Figura 19c confirman lo que había sido observado en el análisis del metal líquido para la Fuente I, en el sentido de que, el tipo de intermetálicos predominantes fue α -AlFeSi, mientras que la presencia de intermetálicos del tipo β es poca. Dichas figuras indican que en las barras obtenidas en la mesa de vaciado se observan las mismas diferencias microestructurales que fueron presentadas por las muestras extraídas de la línea de producción durante el tratamiento del metal líquido, sugiriendo claramente que la naturaleza de los intermetálicos presentes en las barras obtenidas por colada semicontinua dependen principalmente de la composición química del metal líquido que alimenta la mesa de vaciado.

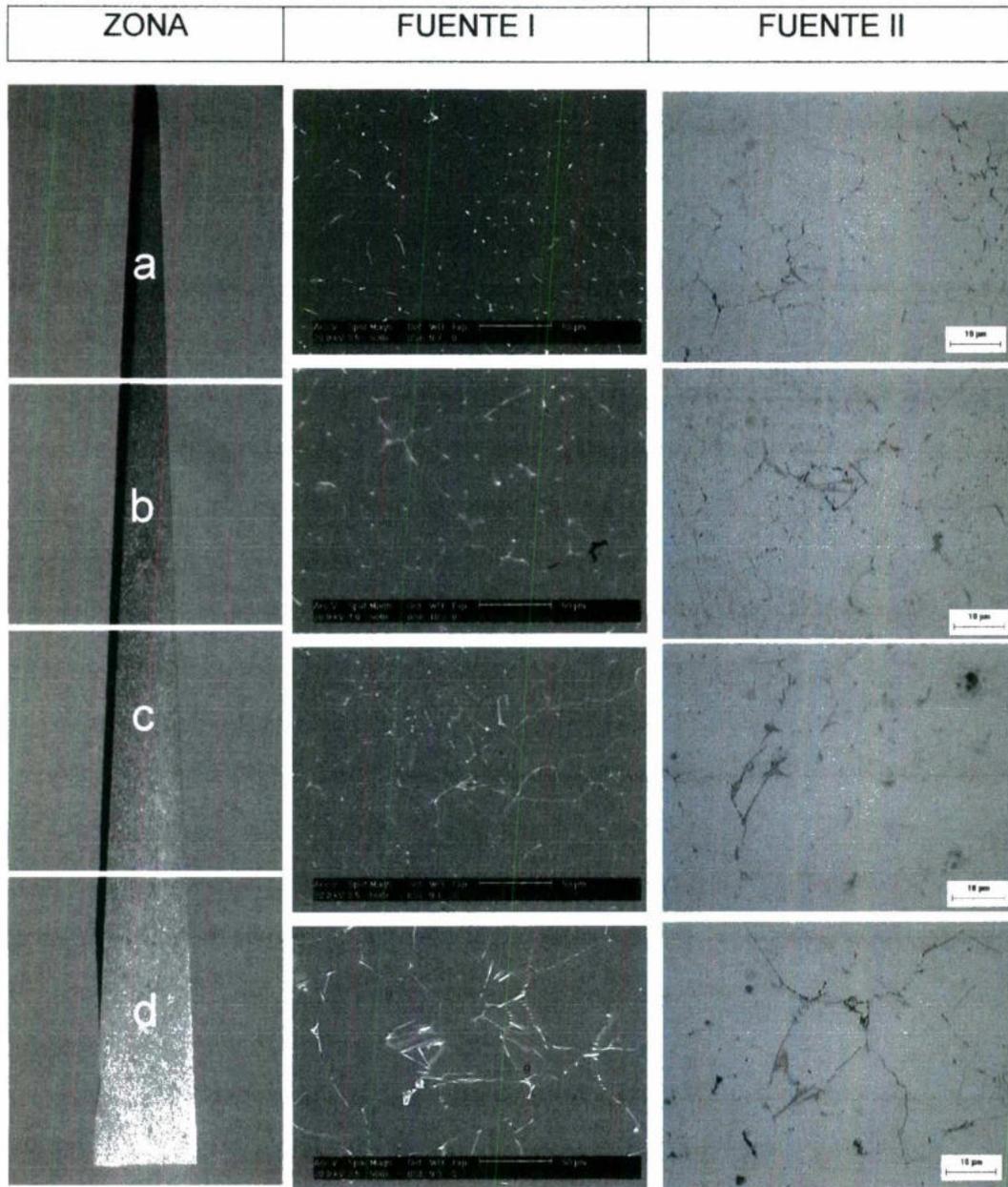


Figura 18. Micrografías obtenidas mediante SEM de las microestructuras presentes en las zonas de baja (micrografía inferior) y alta (micrografía superior) velocidad de enfriamiento actuante durante la solidificación de aleación 6063 en estudio.

Respecto con el resultado de las microestructuras de la Fuente II lo más relevante obtenido a este punto consiste en que aparentemente no existe una variación significativa de la microestructura presente en función de la posición de la barra en la mesa de colada ni con respecto a la posición radial como lo indica la evidencia microestructural. Se puede observar en la Figura 19b y en la Figura 19d la similitud entre las microestructuras presentes en el centro y en la orilla de las muestras. Los resultados de las dos fuentes confirman esta observación.

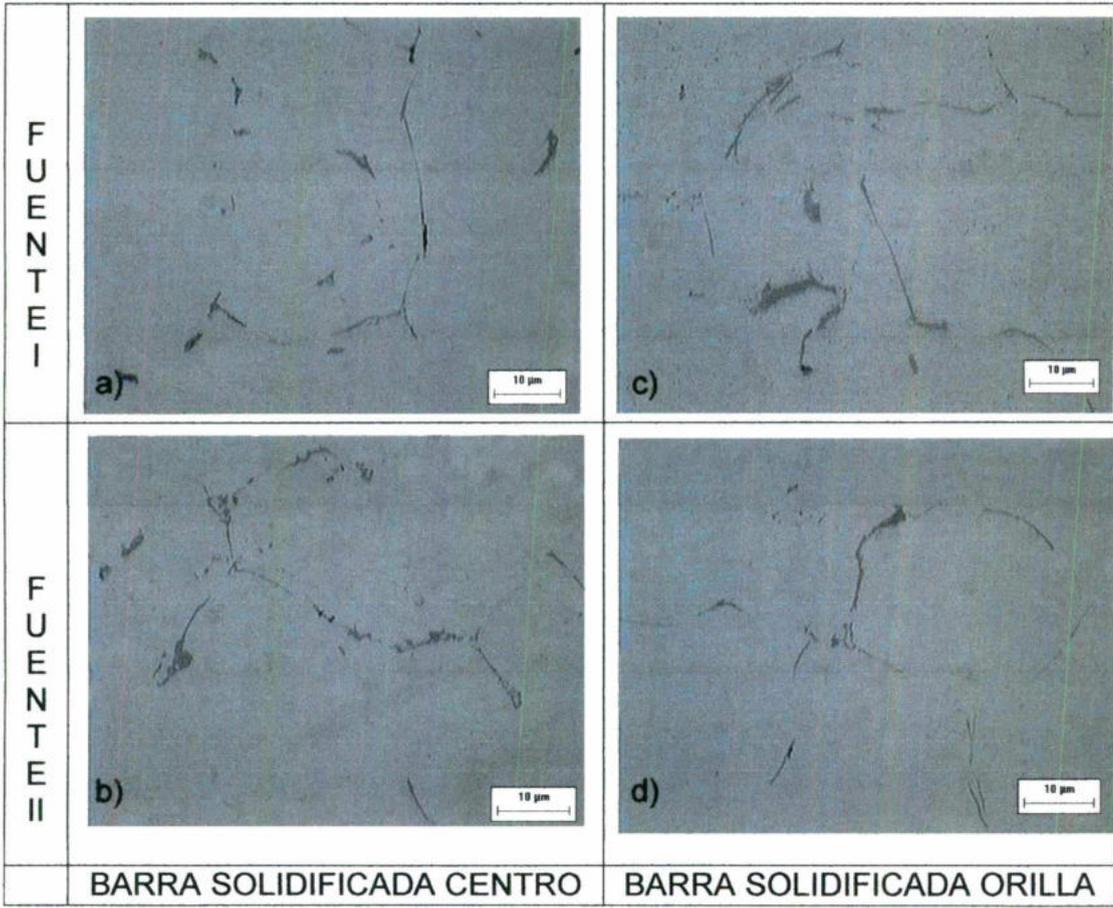


Figura 19. Microestructuras observadas en la región central y en la orilla de las muestras obtenidas en la experimentación realizada en la Fuente I y Fuente II

VI.3 Simulación termodinámica usando Thermo-Calc©

La fase Mg_2Si , no se identificó por medio de las microscopias utilizadas en este trabajo de investigación. Esto debido a que la máxima solubilidad de esta fase en el aluminio es de un 1.85% y en la aleación en estudio el porcentaje de los elementos, Mg y Si, está muy por debajo. De acuerdo a Mondolfo (Mondolfo, 1976); se puede ver en la Figura 3 y Cuadro 1 que dicha fase, de acuerdo a la composición química que se determinó en cada fuente, sólo aparece a los 725 K (452 °C aproximadamente).

La composición química que se obtuvo durante la experimentación por espectrometría de emisión de chispa directamente en la Fuente I y II, mostrada en el Cuadro 6; se utilizó para realizar la simulación con el programa Thermo-Calc© para determinar las posibles fases que se forman durante la solidificación.

Cuadro 6. Composición de la aleación 6063 fabricada en las Fuentes I y II

| Composición química (% en peso) | | | | | |
|---------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Experimento | Si | Fe | Mg | Mn | Cu |
| Fuente I | 0.300 | 0.140 | 0.510 | 0.010 | 0.030 |
| Fuente II | 0.394 | 0.171 | 0.511 | 0.031 | 0.028 |

Sin embargo, es importante aclarar que la simulación supone un estado de equilibrio. Por lo que la velocidad de solidificación en la simulación es muy lenta y muestra todas las fases posibles que aparecen de acuerdo a la composición química que se utilizó. Mientras que en un proceso industrial las velocidades de solidificación son diferentes y durante la simulación no se utilizaron todas las condiciones reales del proceso. Pues la base de datos del programa toma como constantes muchas de las condiciones que en la industria son variables.

Figura 20. Cálculos en Thermo-Calc® de simulación de solidificación y formación de fases con la composición nominal, Fuente I y Fuente II

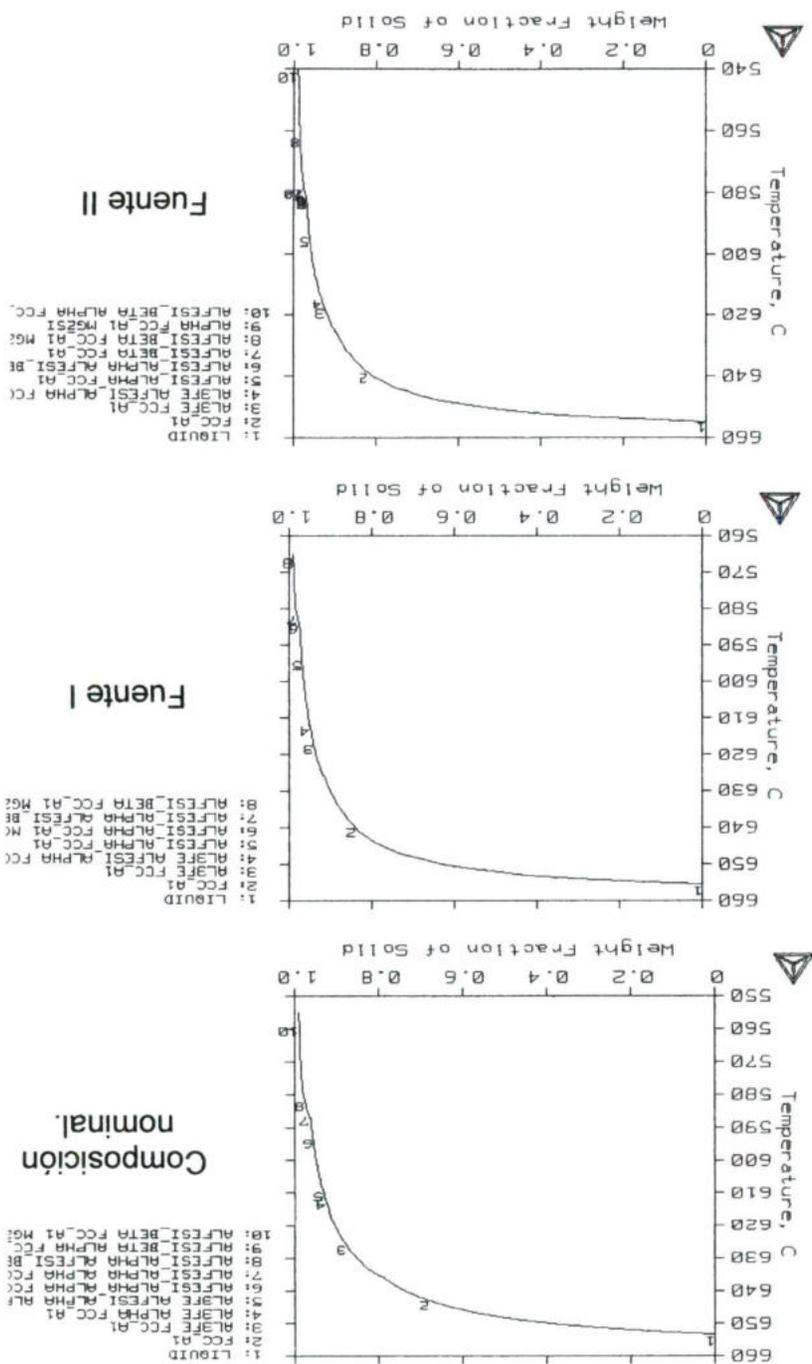
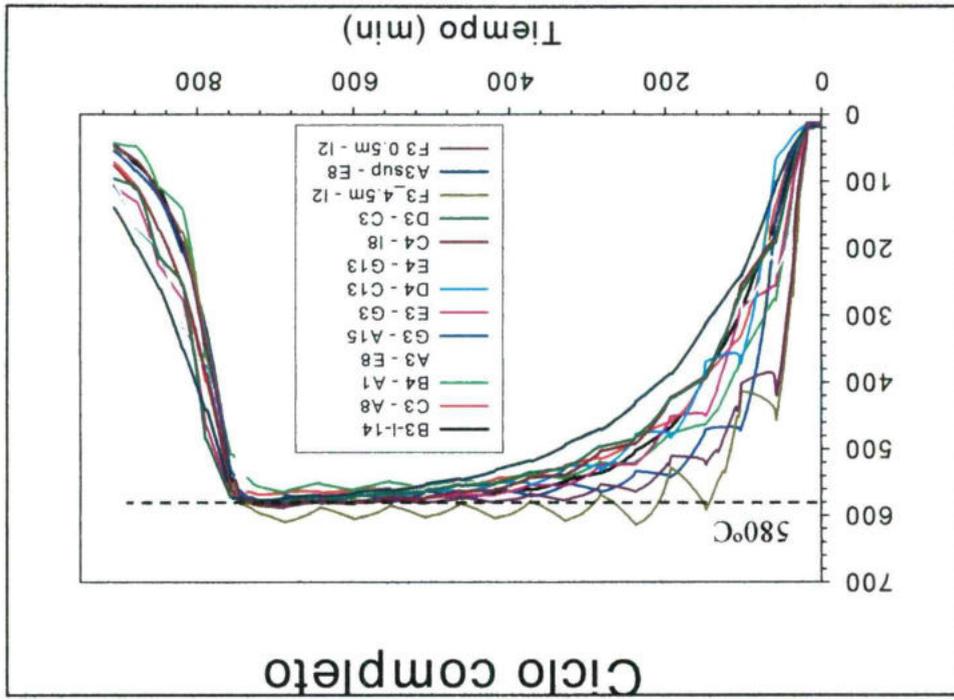


Figura 21. Ciclo completo calentamiento-enfriamiento en Fuente I



VI.4 Análisis de la eficiencia del tratamiento térmico de homogenización

Las historias térmicas obtenidas en el ciclo calentamiento-enfriamiento para operaciones en la Fuente I y II se muestran en la Figura 21 y la Figura 22, respectivamente. Se debe anotar que los hornos de tratamiento son muy similares, mientras que los sistemas de enfriamiento son muy distintos, consistiendo el de la Fuente II en 4 abanicos y el de la Fuente I en un sistema de campanas que fuerzan la convección.

al microscopio electrónico de barrido. Como se puede observar en los espectros de la Figura 15, la diferencia entre la fase α -AlFeSi y β -AlFeSi se encuentra en el contenido de Fe. La primera tiene un poco más del 20% en peso de Fe, (21.85% de Fe), mientras que la segunda contiene 10.82% en peso de Fe. Esta diferencia en composición se refleja en la morfología de las fases antes mencionadas.

Los siguientes espectros comprueban la presencia de las fases de las micrografías

anteriores.

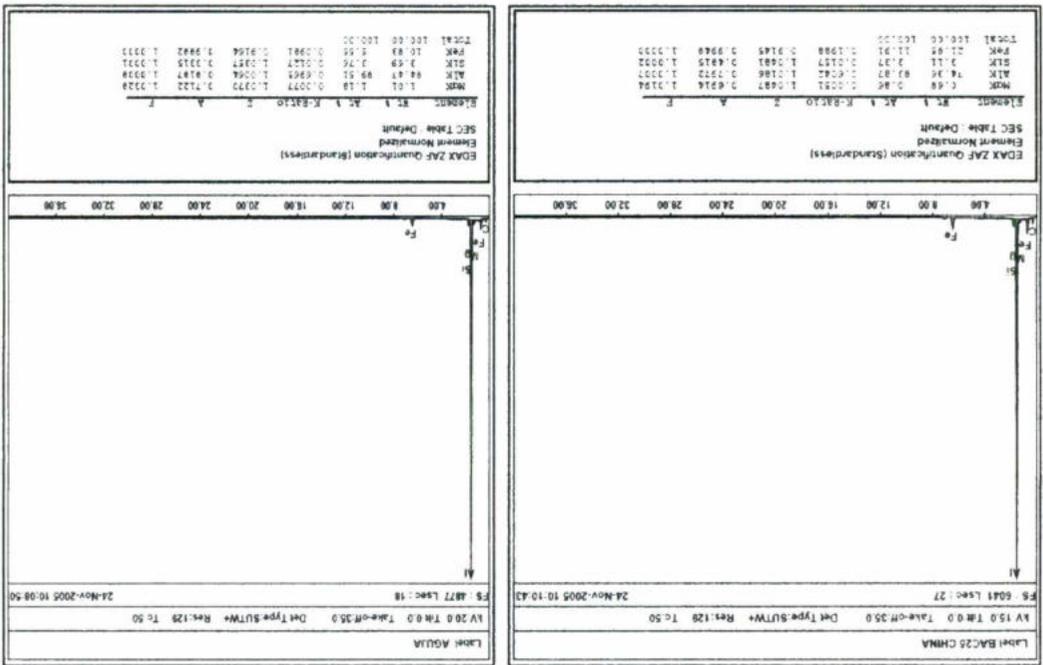


Figura 15. Espectros de las fases α -AlFeSi y β -AlFeSi mostrada en la Figura 14a y Figura 14b, respectivamente.

VI.1.2 Análisis macroestructural de la aleación 6063

En las muestras correspondientes a los incisos a) y b) de la Figura 16 se puede constatar que el grano obtenido, al compararlo con los patrones de la Norma ASTM, antes del tratamiento de refinación es de tamaño ASTM 6.5 y después es muy fino con un tamaño ASTM 12, de acuerdo con la norma ASTM E112-96e2

La práctica de tratamiento térmico es diferente en cada fuente, esto se ve reflejado en los tiempos empleados para llevar a cabo el tratamiento. Dicha diferencia en el ciclo calentamiento-enfriamiento muestra claramente la presencia de mayores

aprecian en la Figura 21 y Figura 22.

En ambos hornos, el funcionamiento se basa en transferir el calor desde aire caliente hacia las barras. El aire a elevada temperatura es obtenido por la combustión en los quemadores y distribuido a todo el horno por medio de convección forzada promovida por el funcionamiento cíclico de dos ventiladores que cada 45 minutos cambian el sentido de su giro. Este comportamiento cíclico favorece primeramente a la mitad del horno cercana a los ventiladores calentándola rápidamente, mientras que con el cambio de giro la otra mitad (alejada de los ventiladores) se calienta. Esto crea calentamientos desfasados de ambas mitades del horno y que le dan la forma a las historias térmicas que se

Figura 22. Ciclo completo calentamiento-enfriamiento en Fuente II

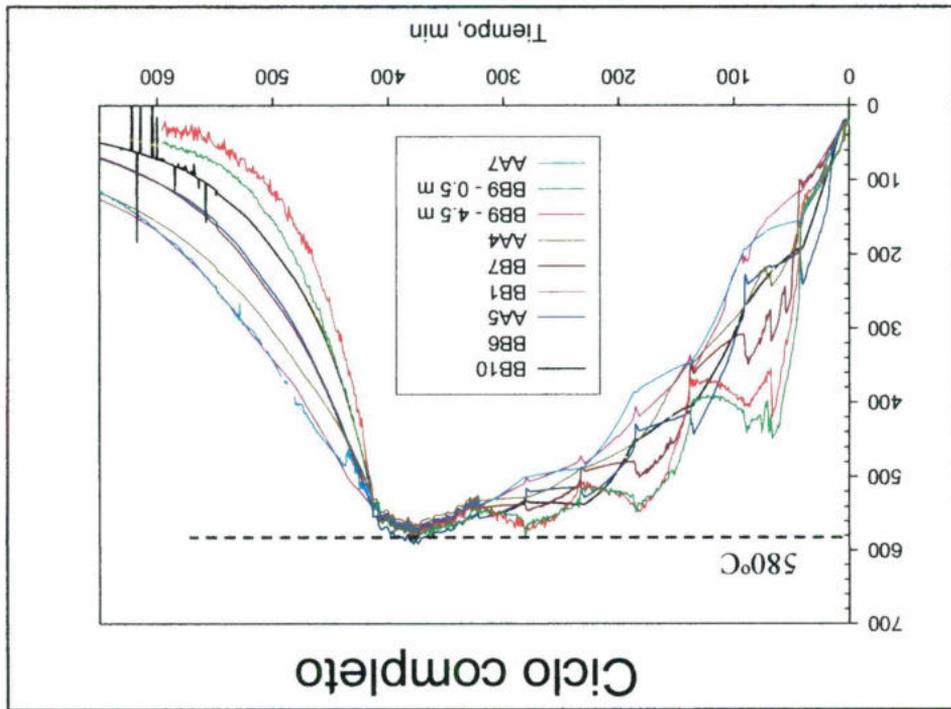
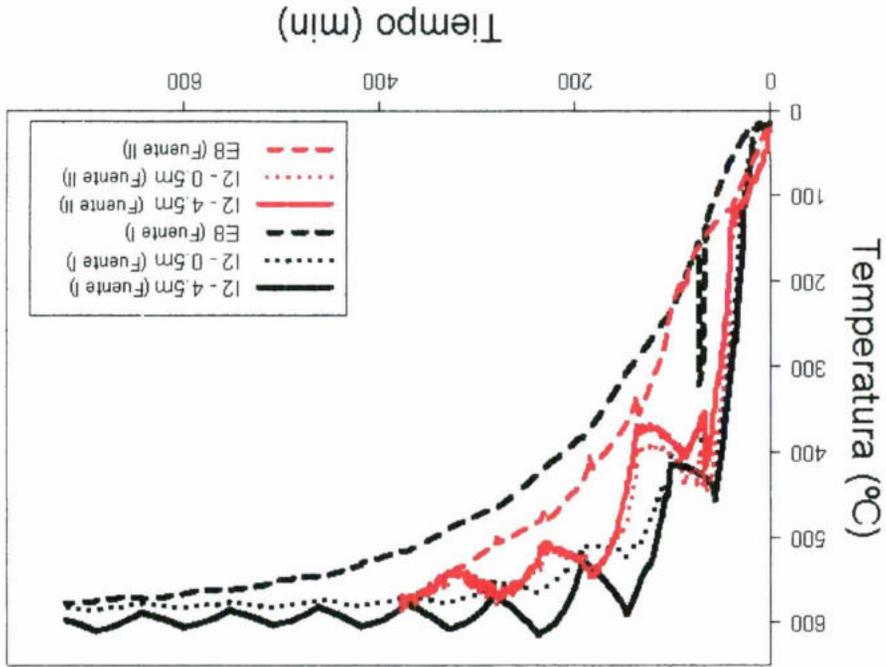


Figura 23. Comparación de gradientes térmicos presentes en el horno de la Fuente I y II durante el calentamiento



gradientes internos en la Fuente I que en la Fuente II, mostrados en la Figura 23 y Figura 24. En estas figuras se grafican en cada horno (líneas negras Fuente I y rojas Fuente II) las historias térmicas de la barra más caliente junto con la historia térmica de la barra más fría (máximo gradiente interno). Se aprecia entonces, que el horno de la Fuente I presenta mucho mayores gradientes térmicos que el horno de la Fuente II, el cual opera en condiciones mucho más uniformes de temperatura. Durante el calentamiento se establecen gradientes en las camas entre una zona caliente localizada cerca de los ventiladores en la parte superior del horno y una zona fría en el centro geométrico del horno.

La microestructura de colada de una aleación 6063 consiste de una matriz de aluminio y de una serie de fases intermetálicas dispersas, entre las cuales destacan por su presencia: α -AlFeSi, β -AlFeSi, Al₃Fe, Mg₂Si, y su cantidad relativa depende del nivel de Si, Mg, y Fe en la aleación, de la velocidad de enfriamiento, del grado de refinación de la aleación y del sobrecalentamiento del metal en la mesa de colada. Resulta particularmente importante la presencia de la fase β -AlFeSi, que por su forma acicular es muy nociva durante la deformación plástica del aluminio. La relación esfuerzo/deformación durante el proceso de conformado

VI.5 Comparación microestructural entre las barras homogenizadas de Fuente I contra Fuente II y la comparación de microestructura de colada contra la tratada térmicamente

Figura 24. Comparación de gradientes térmicos presentes en el horno de la Fuente I y II durante el enfriamiento

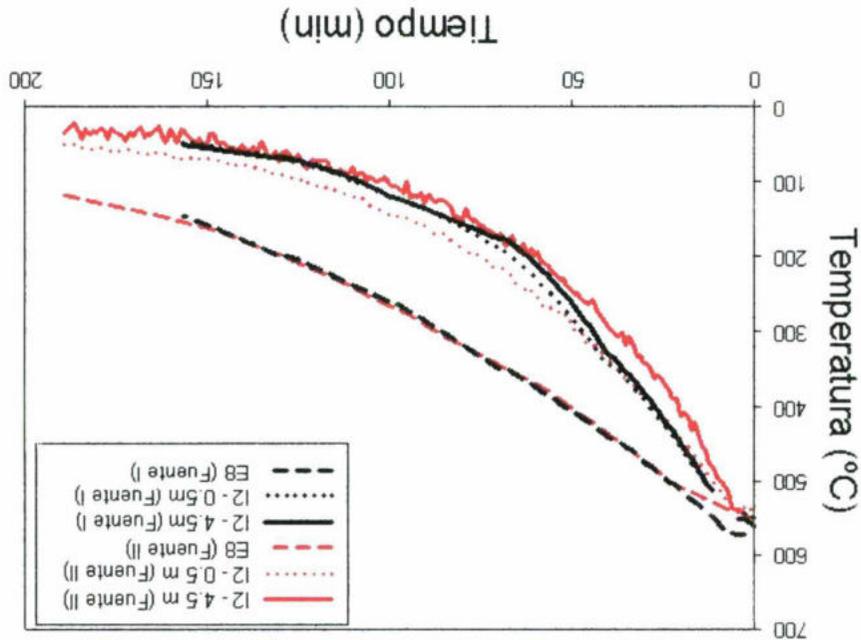
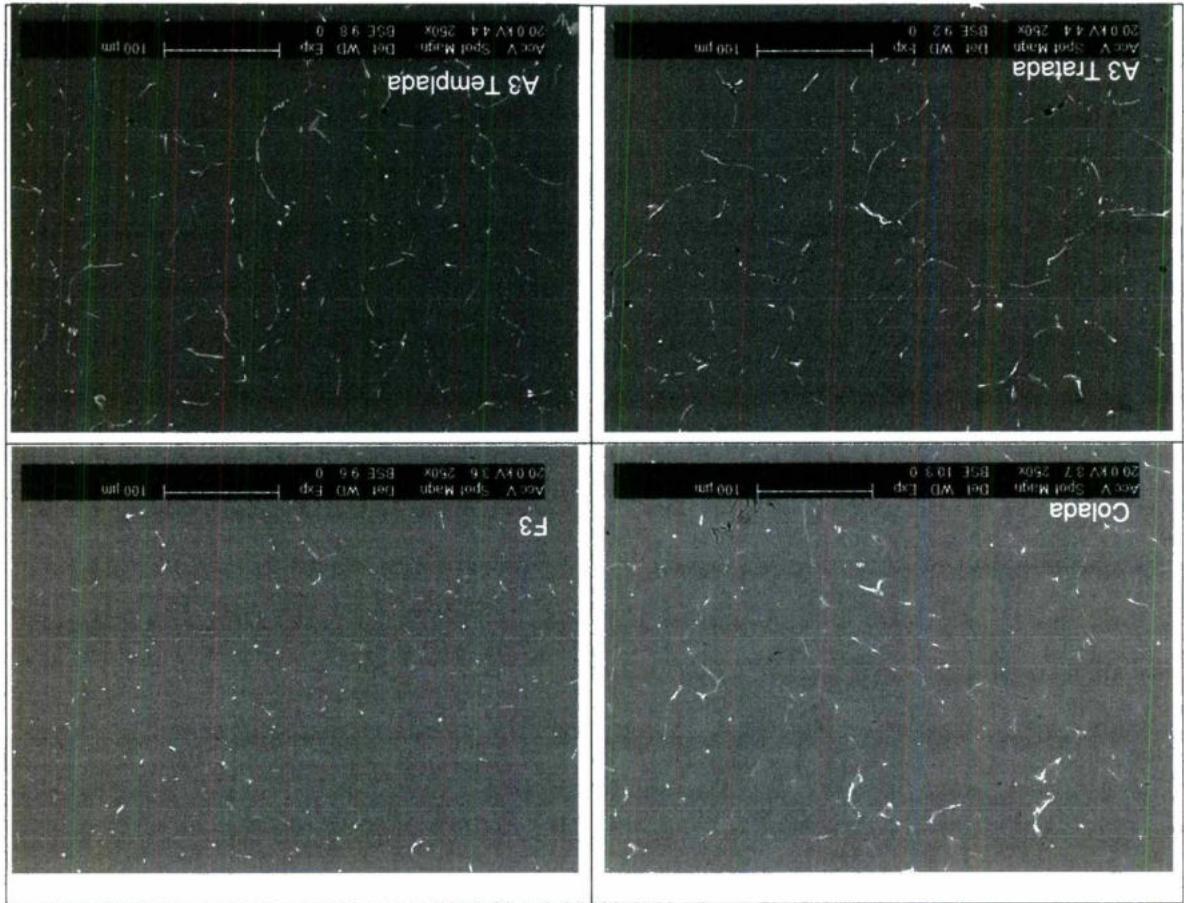


Figura 25. Comparación de micrografías de muestra de colada y tratadas térmicamente de la Fuente I



se ve influenciado por la presencia de segundas fases, y en especial por aquellas con forma acicular, ya que éstas actúan como sitios concentradores de esfuerzos y por ende representan sitios potenciales de aparición de fallas, grietas, desgarraduras, y demás defectos.

En la Figura 25 se puede observar el efecto del tratamiento térmico en la microestructura de la aleación, se aprecia que hay una disolución de intermetálicos, presentándose una menor cantidad, fragmentación y redondeo de la morfología.

Los resultados de dureza Vickers y Brinell de la aleación tratada térmicamente en la Fuente I y II se presentan en la Figura 27 y Figura 28, respectivamente, así

VI.6 Evaluación de dureza Vickers y Brinell de las microestructuras obtenidas después de tratamiento térmico

Fuente II.
 Todos estos fenómenos se pueden apreciar en las micrografías de la Figura 26, donde se comparan estructuras de colada con estructuras homogenizadas en la

acicular.
 intermetálicos gruesos y aumento de finos), y fragmentación de intermetálicos (cambian de acicular a redondeados), disolución de intermetálicos (menos que las principales diferencias son: cambio morfológico de los precipitados tratamiento térmico de homogenización para barras coladas en la Fuente II, se ve Al comparar la microestructura obtenida antes (de colada) y después del

Fuente II

- presentes.
- Disolver o reducir el tamaño y la densidad de las inclusiones no metálicas alrededor de los 580°C de acuerdo a la literatura.
 - Transformar la fase intermetálicas nocivas β -AlFeSi (acicular) a la más benigna α -AlFeSi (redondeada). La cual ocurre de manera copiosa

Entonces, la aleación de aluminio para conformado en su condición de colada se somete al tratamiento térmico de homogenizado para realizar las siguientes transformaciones microestructurales:

como una micrografía de la muestra al lado para observar la microestructura de la aleación.

Se puede observar, al conocer su historial térmico (Figura 21 y Figura 22); que mientras la barra haya tenido un mayor tiempo entre los 560°C y los 580°C durante el tratamiento térmico la dureza de la muestra es mayor que la dureza de las que tuvieron un mal tratamiento de homogenización. Debido a que la temperatura y el tiempo de residencia favorecieron la difusión de los elementos de aleación hacia la matriz lo que la hace tener una mayor dureza.

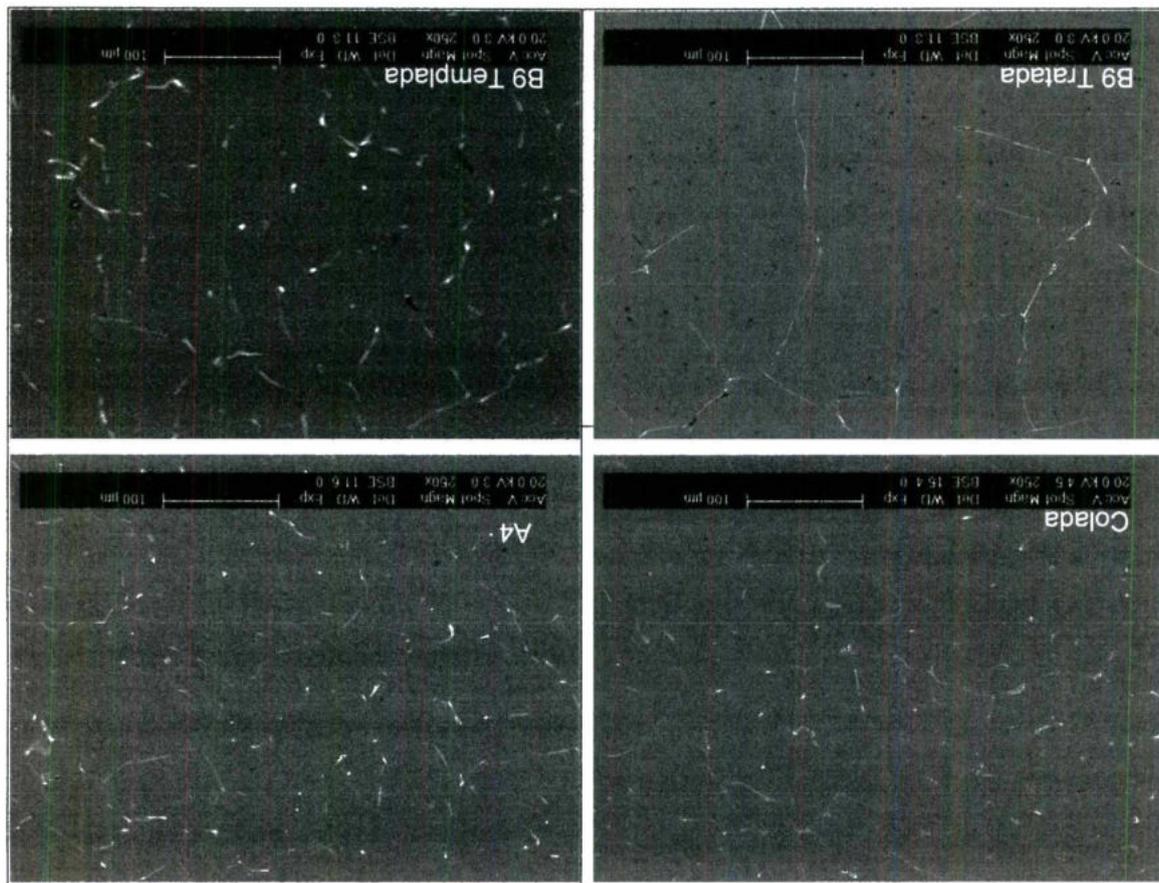


Figura 26. Comparación de micrografías de muestra de colada y tratadas térmicamente de la Fuente II

Figura 27. Micrografías de las muestras tratadas térmicamente y sus respectivas durezas en Vickers y Brinell de la Fuente I

| MUESTRA FUENTE I | DUREZA VICKERS (HV) | DUREZA BRINELL (HB) |
|------------------|---------------------|---------------------|
| F3 | 52.50 | 38.49 |
| C4 | 46.47 | 34.80 |
| A3 SIN TEMPLE | 47.12 | 34.90 |
| A3 CON TEMPLE | 57 | 45.23 |

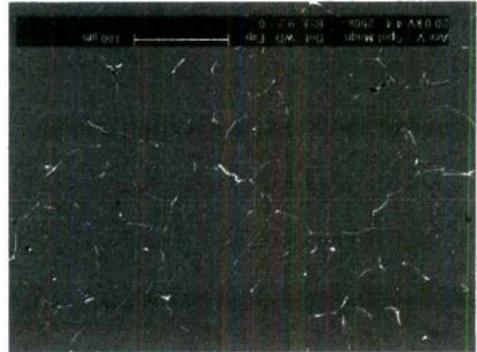


Figura 28. Micrografías de las muestras tratadas térmicamente y sus respectivas durezas en Vickers y Brinell de la Fuente II

| MUESTRA FUENTE II | DUREZA VICKERS (HV) | DUREZA BRINELL (HB) |
|-------------------|---------------------|---------------------|
| A4 | 44.60 | 36.62 |
| A7 | 40.50 | 39.80 |
| B9 SIN TEMPLE | 34.30 | 35.90 |
| B9 CON TEMPLE | 36 | 34.86 |



Durante el análisis macroestructural, tamaño de grano ASTM, no se presentaron diferencias notables entre ambas Fuentes, pues el tamaño ASTM coincidió antes de la refinación (6.5); después de la refinación y filtrado la diferencia fue de 0.5 (Fuente I tamaño ASTM 12 y Fuente II el tamaño ASTM fue de 12.5). Por lo que podemos decir que en este punto las dos Fuentes tienen el mismo control durante la refinación y alcanzaron tamaños de grano adecuados para el proceso.

En la Fuente I el intermetálico presente fue α -AlFeSi, identificado por medio de microscopía electrónica de barrido. Mientras que para la Fuente II se observaron los intermetálicos α -AlFeSi y β -AlFeSi; las cuales se pueden diferenciar gracias a la morfología característica de cada fase. La importancia de identificar a los intermetálicos antes mencionados, consiste en que se requiere que las barras que se fabriquen contengan lo menos posible la segunda fase, debido a que el AlFeSi- β , por su morfología, no es deseable, en las aleaciones de aluminio que se utilizan para procesos de conformado dado que es dañina para estos procesos. Esto es confirmado por autores como Kuijpers (Kuijpers, 2004). Por lo tanto, es necesario tener un buen control sobre la composición química de la aleación antes de ser vaciada para evitar la formación de los intermetálicos indeseables.

Una vez concluida la experimentación se puede decir que, al evaluar los resultados de ambas fuentes durante el proceso de fabricación de barras para la producción de perfiles realizado en los días de experimentación, la diferencia en las fases encontradas durante el tratamiento del metal líquido no dependía de la zona de muestreo sino de la composición química de la aleación utilizada. Pues en la Fuente I los porcentajes de los elementos de aleación principales eran más bajos que los que presentó la Fuente II, lo cual se puede observar en el Cuadro 6. La consecuencia de dicha diferencia en la composición química se vio reflejada en la formación de los intermetálicos una vez solidificada la aleación.

VII. DISCUSIÓN

Esta diferencia en el tratamiento térmico de homogenización se refleja en las micrografías de las muestras que se tomaron después de dicho tratamiento, donde

Durante el tratamiento térmico de homogenización fue importante observar que, a pesar de que los hornos para el tratamiento son muy similares, la distribución y transferencia de calor no se da de la misma manera. Esto se observa claramente en las gráficas obtenidas en el tratamiento completo, calentamiento-enfriamiento, en la Figura 21 y Figura 22, Fuente I y Fuente II, respectivamente.

Con la simulación de solidificación con Thermo-Calc® se pudo corroborar que en esta aleación las fases que predominan son α -AlFeSi, β -AlFeSi, Al_3Fe y por su puesto, α -Al. Además Mg_2Si , la cual no se identificó por microscopía óptica ni electrónica de barrido. La simulación reflejó, al igual que las microestructuras de colada, que la composición química influye en la formación de los intermetálicos. Pues en la Fuente I aparecen en la gráfica de simulación la fase α -AlFeSi con más frecuencia que en la Fuente II, donde se aprecia la presencia tanto de la fase α -AlFeSi como de la fase β -AlFeSi.

Ahora, al atender otro de los objetivos planteados para este trabajo de tesis. El cual era observar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre las características de los intermetálicos formados durante la solidificación se obtuvieron los resultados mostrados en la Figura 18. La cual reflejó, para ambas fuentes, que a una mayor velocidad de enfriamiento se provoca la refinación de los intermetálicos presentes en el metal, al comparar las micrografías de la base de la cuña con las de la punta, donde se observa claramente que a mayores velocidades de enfriamiento los intermetálicos se presentan más dispersos y con relaciones largo/anchura más cercanos a la unidad. Con esto se encontró un área de oportunidad, pues se podría provocar la obtención de estos resultados en las barras coladas, teniendo un mejor control de la velocidad de enfriamiento y esto redundaría en un ahorro de energía durante el tratamiento térmico.

se aprecia que hay una mayor disolución de intermetálicos, presentándose una menor cantidad, fragmentación y redondeo de la morfología en la Fuente II que en la Fuente I.

Al igual que la microestructura refleja una buena homogenización, la determinación de la microdureza Vickers y dureza Brinell mostró que esta propiedad se ve afectada por el tiempo y temperatura de homogenización, se observó que la microdureza Vickers es mayor en todos los casos para la Fuente I que para la Fuente II, con lo que se esperaba tener una menor facilidad para la deformación plástica en caliente.

- Con apoyo del software Thermo-Calc® se determinaron las fases al equilibrio durante la solidificación, lo que ayudó a corroborar que las fases en la Figura 19.
- Respecto con la identificación de fases en las barras obtenidas bajo las condiciones del proceso real, se observó que no hay una diferencia en las fases encontradas después de la solidificación. Siendo observadas las mismas fases presentes en las muestras extraídas de la línea de producción durante el tratamiento del metal líquido (α -Al, α -AlFeSi y β -AlFeSi). Al mismo tiempo, no existe una variación significativa de la microestructura presente en función de la posición de la barra en la mesa de colada ni con respecto a la posición radial como lo indican las microestructuras presentes
- Se observó que a mayores velocidades de enfriamiento los intermetálicos se presentan más dispersos y con relaciones largo/anchura más cercanas a la unidad, lo cual se apreció en ambas fuentes.
- Se encontró que el tamaño de grano ASTM antes y después de la refinación y filtración es igual en ambas fuentes, presentándose sólo una diferencia de 0.5 en el tamaño después de la refinación y filtración; sin embargo están dentro del tamaño de grano requerido para el proceso.
- Se determinó que las fases presentes en la aleación de estudio no dependen de la posición de la línea de producción de donde se tome la muestra, sino de la composición química. Siendo la naturaleza de los intermetálicos la misma para ambas fuentes. Las fases identificadas fueron α -Al, α -AlFeSi y β -AlFeSi, con ayuda de un análisis de Energía Dispersada por Rayos X.

VIII. CONCLUSIONES

que en la Fuente I las durezas fueron mayores, con lo que se espera, muy Fuente II presentó menores durezas tanto Vickers como Brinell, mientras en el tratamiento de homogenización presentaron una mayor dureza. La aluminio. Por lo tanto, las barras que tuvieron un mayor tiempo de residencia disolviendo y entra más cantidad de soluto en solución sólida en la matriz de homogenización. Durante el tratamiento térmico los intermetálicos se van propiedad es afectada por los resultados del tratamiento de

- En cuanto a la dureza de las barras homogenizadas se encontró que esta de intermetálicos nocivos (β -AlFeSi).

decremento en la velocidad de deformación plástica asociado a la presencia las barras en el tratamiento térmico para evitar defectos superficiales y un productividad debido a la necesidad de mayores tiempos de residencia de homogenización en la Fuente I consistirán en una disminución en la tratamiento térmico deficiente. Las implicaciones del tratamiento de Fuente I los cambios de morfología fueron pobres como consecuencia de un fragmentación y redondeo de los intermetálicos. Contrario a esto, en la presentes en las muestras de la Fuente II, en las cuales se aprecia la observaron mayores cambios en la morfología de los intermetálicos

- En la comparación de la microestructura, después del tratamiento térmico se

temperatura.

la Fuente II, el cual opera en condiciones mucho más uniformes de de la Fuente I presenta mucho mayores gradientes térmicos que el horno de diferencia entre las fuentes que se compararon. Se determinó que el horno

- Al comparar el proceso de tratamiento térmico se encontró que existe una

presentes en este tipo de aleación, de acuerdo con la composición química para cada fuente, son las que se identificaron con ayuda de microscopía óptica, electrónica de barrido y análisis de Energía Dispersada por Rayos X.

posiblemente, se promoverá la disminución de la ductilidad consecuentemente la capacidad para ser deformados disminuye.

IX. BIBLIOGRAFIA

- Aitng, Leo. 1996.** Procesos para ingeniería de manufactura. Tercera edición. Alfaomega grupo editorial S.A. de C.V. pp 10-13, 55-57.
- ASTM E112-96e2. 2003.** Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. Copyright ASTM International.
- ASM Handbook, 1993.** Volume 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Décima edición. USA.
- ASM Handbook, 1991.** Volume 4 Heat treating section: Heat treating of aluminum alloys. Novena edición. USA.
- Avner, Sydney H. 1974.** Introduction to physical metallurgy. Ed. McGraw-Hill, Inc. USA.
- Bäckerd, L., Król E., Tamminen J. 1986.** Solidification characteristics of aluminum alloys. Vol. 1. AFS/SKANALUMINIUM. Suecia.
- Brooks, Charlie R. 1982.** Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys. American Society for Metals.
- Davis, J.R. 1993.** ASM Specialty Handbook Aluminum and aluminum alloys. Ed. ASM International the materials information society. pp 92, 93, 532-540.
- Easton, M.A. y Stjohn, D.H. 2001.** A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles. School of Physics and Material Engineering, Monash University, Melbourne, Australia.
- Fleming, Merton C., 1974.** Solidification processing. Ed. McGraw-Hill
- Flewitt, P.E.J y Wild R.K., 2001.** Grain boundaries their microstructure and chemistry. Ed. John Wiley and Sons, Ltd. England.
- Granger, D. A. 1992.** ASM Handbook. Metallography and microstructures. Vol. 9. USA.
- Karamis, M. B. y Halici, I. 2006.** The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy. Erciyes University, Engineering Faculty, Department of Mech. Kayseri, Turkey.

- King, F. 1992.** El aluminio y sus aleaciones. Ed. Limusa, S.A. de C.V. México.
- Kuijpers, N.C.W., Vermolen, F.J., Vulk, C., Koenis, P.T.G. 2005.** The dependence of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering A* 394: 9-19.
- Kuijpers, N.C.W. 2004.** Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys. Delft. Technische Universiteit. Tesis para obtener el título de Doctor. 1-7
- Kuijpers, N.C.W., Vermolen, F.J., Vulk, C. 2004.** Predicting the Effect of Alloy Composition on the Intermetallic Phase Transformation Kinetics in 6XXX Extrusion Alloys. *Materials Forum Volume 28*: 1040-1045.
- Kuijpers, N.C.W. 2000.** Intermetallic phase transformations during homogenization of 6XXX Al alloys. Netherlands Institute for Metal Research, Delft.
- Laue, Kurt. 1981.** Extrusion: Processes, machinery, tooling. Published by the ASM International, USA.
- Malgorzata W., Andrzej Gazda y Jan Sienawski, Grazyna Mrowka. 2003.** Processes of the formation of the Fe (Mn)-bearing intermetallic phases in the Al-Fe-(Mn)-Si alloys. *Advances in Materials Science*. Vol. 4: 81-91.
- Martinez, D. E.J. 2005.** Efecto del estroncio y la velocidad de enfriamiento sobre la formación de fases precipitadas durante la solidificación de una aleación de aluminio tipo A3189. Quetaro, Qro. CIDESI. Tesis para obtener el título de Doctor. pp 1-11, 17, 18.
- Moi, J.M.C., Van de Langkruis, J. 2005.** An integrated study on the effect of pre and post-extrusion heat treatments and surface treatment on the filiform corrosion properties of an aluminium extrusion alloy. Department of Materials Science, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands.
- Mondolfo, L. F. 1976.** Aluminium alloys: structure and properties. Published by Butterworths & Co Ltd, London. Pp 566-572.
- Nikitin, V.I., Wang, J.I.E. y Kandalova, E.G. 2000.** Preparation of Al-Ti-B grain refiner by SHS technology. Physical and Technological Department, Samara State Technical University, Samara, Russia.

- Onorlu, S., Tekin, A. 1999.** Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al-Fe-Si intermetallic compounds in 6063 Al-Mg-Si alloys. Department of Materials Research, Tübitak, Gebze, Turkey.
- Reed-Hill, R. 1974.** Principios de Metalurgia Física. Capítulo 8. Soluciones Sólidas. Compañía Editorial Continental. pp 282-283.
- Reiso, O. 2004.** Extrusion of AlMgSi alloys. Hydro Aluminium R and D. Norway.
- Saha, P. K. 2000.** Aluminium extrusion technology. Published by the ASM International. USA.
- Tanihata, H., Sugawara, T., Matsuda, K. 1999.** Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al-Fe-Si intermetallic compounds in 6063 Al-Mg-si alloys. Journal of Materials Science. Vol. 34: 1205-1210.
- Thermo-Calc®. 2004.** Manual del usuario de Thermo-Calc®. Versión Q.
- Wang, J., He, S. 2003.** Grain refinement of Al-Si alloy (A356) by melt thermal treatment. Faculty of Science and Engineering, Saga University, Japan.
- Xu, H., Xu, L.D. y Zhang, S.J. 2006.** Effect of the alloy composition on the grain refinement of aluminum alloys. University of Tennessee, Knoxville, USA.

THERMIO CALC version M for PC / Windows NT
Copyright (1993, 1995) Foundation for Computational thermodynamics,
Stockholm, Sweden
Double precision version linked at 08-17-98 16.31.34

SYS: set-log ex 23,,,

SYS: ?

... the command in full is HELP

BACK

CLOSE_FILE

EXIT

GOTO_MODULE

HELP

HP_CALCULATOR

INFORMATION

LIST_FREE_WORKSPACE

MACRO_FILE_OPEN

NEWS

OPEN_FILE

PATCH

SET_COMMAND_UNITS

SET_ERROR_MESSAGE_UNIT

SET_INTERACTIVE_MODE

SET_LOG_FILE

SET_PLOT_ENVIRONMENT

SET_TERMINAL

STOP_ON_ERROR

TRACE

SYS: GO-MO

... the command in full is GOTO_MODULE

MODULE NAME: ?

NO SUCH MODULE, USE ANY OF THESE:

SYSTEM_UTILITIES

GIBBS_ENERGY_SYSTEM

TABULATION_REACTION

POLY_3

BINARY_DIAGRAM_EASY

DATABASE_RETRIEVAL

FUNC_OPT_PLOT
REACTOR_SIMULATION_3
PARROT
POTENTIAL_DIAGRAM
SCHEILD_SIMULATION
POURBAIX_DIAGRAM
TERNARY

MODULE NAME: SCHEIL-SIMULATION

SCHEIL_GULLIVER_SIMULATION_MODULE_VERSION 1.0

Qing Chen and Bo Sundman
Division of Computational Thermodynamics
Royal Institute of Technology
S-100 44 Stockholm, Sweden
October 1995

1. Start new simulation
2. Open old file and plot diagram
3. Open old file and make another simulation

Select option /1/: 1

Database / SSOL/ALU

THERMODYNAMIC DATABASE module running on PC/WINDOWS NT
Current database: ALU base de datos de aluminio

VA DEFINED

Major element or alloy: AL

Composition input in mass (weight) percent? / Y/: Y
1st alloying element: MG .51 SI .30 FE .14 MN .01

Next alloying element:

Temperature (C) /2000/: 700

VA DEFINED

REINITIATING GESS.....

...the command in full is DEFINE_ELEMENTS

AL DEFINED

...the command in full is DEFINE_ELEMENTS

MG DEFINED

...the command in full is DEFINE_ELEMENTS

SI DEFINED

...the command in full is DEFINE_ELEMENTS

FE DEFINED

...the command in full is DEFINE_ELEMENTS

MN DEFINED

....the command in full is DEFINE_ELEMENTS

This database has following phases for the defined system

LIQUID: L

AL3TI

AL6MN

AL9FENI

ALMG_BETA

CBCC_A12

HCP_A3

SILICON

AL2CU

AL3NI

AL7CR

ALFESI_ALPHA

ALPHA

E_ALCRMGMN

MGZN2

T_ALCUMGZN

AL3FE

AL3NI2

AL8FEMG3S16

ALFESI_BETA

BCC_A2

FCC_A1

MG2SI

Reject phase (s) /NONE/:

AL3TI

AL6MN

AL9FENI

ALMG_BETA

CBCC_A12

HCP_A3

SILICON

AL2CU

AL3NI

AL7CR

REJECTED

Reject phase (s) /NONE/:

ALPHA

E_ALCRMGMN

MGZN2

T_ALCUMGZN

AL3NI2

AL8FEMG3S16

BCC_A2

REJECTED

Reject phase (s) /NONE/:

Restore phase(s) : /NONE/:

.....
The following phases are retained in this system:

LIQUID: L

ALFESI_ALPHA

AL3FE

ALFESI_BETA

FCC_A1

MG2SI

OK? /Y/

ELEMENTS

SPECIES

PHASES

.....the command in full is AMEND_PHASE_DESCRIPTION
PARAMETERS

-OK-

Should any phase have a miscibility gap check? /N/:

Forcing automatic start values

Calculated liquidus temperature is 656.00 (C)

Please enter simulation conditions!

Temperature step (C) /1/: 1

Default terminating point? /Y/:

Buffer-saving file name /RESULT.PL3/: SSEX23A

NO INITIAL EQUILIBRIUM, TRYING TO ADD ONE 0

Phase Region for:

LIQUID

9.29E+02

9.287E+02

Phase Region for:

LIQUID

FCC_A1

9.287E+02

9.281E+02

9.271E+02

9.261E+02

Phase Region for:

9.251E+02
9.241E+02
9.231E+02
9.221E+02
9.211E+02
9.201E+02
9.191E+02
9.181E+02
9.171E+02
9.161E+02
9.151E+02
9.141E+02
9.131E+02
9.121E+02
9.111E+02
9.101E+02
9.091E+02
9.081E+02
9.071E+02
9.061E+02
9.051E+02
9.041E+02
9.031E+02
9.021E+02
9.011E+02
9.001E+02
8.992E+02

LIQUID
AL3FE
FCC_A1
8.992E+02
8.991E+02
8.981E+02
8.971E+02
8.961E+02
8.951E+02
8.941E+02
8.931E+02
8.921E+02
8.911E+02
8.901E+02
8.891E+02
8.881E+02

8.871E+02
8.861E+02
8.851E+02

Phase Region for:
LIQUID
AL3FE
ALFESI_ALPHA
FCC_A1
8.851E+02
8.851E+02

Phase Region for:
LIQUID
ALFESI_ALPHA
FCC_A1

8.851E+02
8.841E+02
8.831E+02
8.821E+02
8.811E+02
8.801E+02
8.791E+02
8.781E+02
8.771E+02
8.761E+02
8.751E+02
8.741E+02
8.731E+02
8.721E+02
8.711E+02
8.701E+02
8.691E+02
8.681E+02
8.671E+02
8.661E+02
8.651E+02
8.641E+02
8.631E+02
8.621E+02
8.611E+02
8.601E+02
8.591E+02

8.588E+02

Phase Region for:

LIQUID

ALFESI_ALPHA

FCC_A1

MG2SI

8.588E+02

8.581E+02

8.571E+02

8.561E+02

8.551E+02

8.548E+02

Phase Region for:

LIQUID

ALFESI_ALPHA

ALFESI_BETA

FCC_A1

MG2SI

8.548E+02

8.548E+02

Phase Region for:

LIQUID

ALFESI_ALPHA

FCC_A1

MG2SI

8.548E+02

8.541E+02

8.531E+02

8.521E+02

8.511E+02

8.501E+02

8.491E+02

8.481E+02

8.471E+02

8.461E+02

8.451E+02

8.441E+02

8.431E+02

8.421E+02

8.411E+02

8.401E+02

8.391E+02

8.381E+02
 ***Buffer saves on file ***

POSTPROCESSOR VERSION 3.2, last update 1996-12-12

Hard copy of the diagram? /N/:

Save coordinates of curve on text file? /N/:

Any more diagrams? /Y/:

SYS: GO-MO

...the command in full is GOTO_MODULE

NO SUCH MODULE, USE ANY OF THESE:

SYSTEM UTILITIES

GIBBS_ENERGY_SYSTEM

TABULATION_REACTION

POLY_3

BINARY_DIAGRAM_EASY

DATABASE_RETRIEVAL

FUNC_OPT_PLOT

REACTOR_SIMULATION_3

PARROT

POTENTIAL_DIAGRAM

SCHIELD_SIMULATION

POURBAIX_DIAGRAM

TERNARY

MODULE NAME: POLY-3

POLY_3 ?

...the command in full is HELP

ADD_INITIAL_EQUILIBRIUM

AMEND_STORED_EQUILIBRIA

BACK

CHANGE_STATUS

COMPUTE_EQUILIBRIUM

CREATE_NEW_EQUILIBRIUM

DEFINE_COMPONENTS

DEFINE_DIAGRAM

DEFINE_MATERIAL

DELETE_INITIAL_EQUILIBRIUM

DELETE_SYMBOL

EVALUATE_FUNCTIONS

EXIT

GOTO_MODULE

HELP

INFORMATION

LIST_AXIS_VARIABLE
 LIST_CONDITIONS
 LIST_EQUILIBRIUM
 LIST_INITIAL_EQUILIBRIA
 LIST_STATUS
 LIST_SYMBOLS
 LOAD_INITIAL_EQUILIBRIUM
 MACRO_FILE_OPEN
 MAP
 POST
 READ_WORKSPACES
 RECOVER_START_VALUES
 REINITIATE_MODULE
 SAVE_WORKSPACES
 SELECTS_EQUILIBRIUM
 SET_ALL_START_VALUES
 SET_AXIS_VARIABLE
 SET_CONDITION
 SET_INPUT_AMOUNTS
 SET_INTERACTIVE
 SET_NUMERICAL_LIMITS
 SET_REFERENCE_STATE
 SET_START_CONSTITUTION
 SET_START_VALUE
 SHOW_VALUE
 SPECIAL_OPTIONS
 STEP_WITH_OPTIONS
 TABULATE
 POLY_3: DEFINE DIAGRAM
 Database /SSOL: AL
 THERMODYNAMIC DATABASE module running on PC/WINDOWS NT
 Current database: ALU base de datos de aluminio
 VA DEFINED
 Major element or alloy: AL
 Composition input in mass (weight) percent? Y/: Y
 1st alloying element: MG .51 SI .30 FE .14 MN .01
 Next alloying element:
 Temperature (C) /1000/: 700
 VA DEFINED
 REINITIATING GESS.....
 AL DEFINED
 MG DEFINED
 SI DEFINED
 FE DEFINED

MN DEFINED

This database has following phases for the defined system

LIQUID: L
AL3TI
AL6MN
AL9FENI
ALMG_BETA
CBCC_A12
HCP_A3
SILICON
AL2CU
AL3NI
AL7CR
ALFESI_ALPHA
ALPHA
E_ALCRMGMN
MGZN2
T_ALCUMGZN
AL3FE
AL3NI2
AL8FEMG3S16
ALFESI_BETA
BCC_A2
FCC_A1
MGZSI

Reject phase (s) /NONE/:
AL3TI
AL6MN
AL9FENI
ALMG_BETA
CBCC_A12
HCP_A3
SILICON
AL2CU
AL3NI
AL7CR
REJECTED
Reject phase (s) /NONE/:
ALPHA
E_ALCRMGMN
MGZN2
T_ALCUMGZN

The second axis can be another of the conditions above and you will then calculate a phase diagram.
 Or you may want to plot how some other quantities depend on the selected condition and you will then calculate a "property" diagram.
 In addition to the conditions above you may use these selected dependent quantities on the vertical axis:
 Dependent 6 is mass fraction of all phases

Condition 1 is temperature (Celsius)
 Condition 2 is mass percent of MG
 Condition 3 is mass percent of SI
 Condition 4 is mass percent of FE
 Condition 5 is mass percent of MN
 Give the number of the condition to vary /1/:1
 Minimum value (C) /800/: 300
 Maximum value (C) /1800/: 700

You must now set an independent axis for your diagram as one of the following conditions:

Should any phase have a miscibility gap check? /N/:
 Forcing automatic start values

OK? /Y/: Y

 LIQUID: L
 ALFESI_ALPHA
 AL3FE
 ALFESI_BETA
 FCC_A1
 MG2SI

.....the command in full is AMEND_PHASE_DESCRIPTION
 PARAMETERS

.....
 The following phases are retained in this system:

AL3NI2
 AL8FEMG3S16
 BCC_A2
 REJECTED
 Reject phase (s) /NONE/:
 Restore phase(s) /NONE/:

Dependent 7 is composition of a phase
 Dependent 8 is the fraction of a component in all phases
 (In the post processor you may select many other quantities)
 Give the number of the quantity on second axis /6/: 6
 Save file: /RESULT.PL3/: P3EX23B
 NO INITIAL EQUILIBRIUM, TRYING TO ADD ONE 0

Phase Region for:

LIQUID
 1 9.731E+02
 3 9.631E+02
 3 9.531E+02
 3 9.431E+02
 3 9.331E+02
 3 9.287E+02

Phase Region for:

LIQUID
 FCC_A1

3 9.287E+02
 11 9.231E+02
 8 9.131E+02
 5 9.087E+02

Phase Region for:

LIQUID
 AL3FE
 FCC_A1

3 9.087E+02
 5 9.031E+02
 3 9.003E+02

Phase Region for:

AL3FE
 FCC_A1

3 9.003E+02
 4 8.931E+02
 4 8.731E+02
 4 8.659E+02

Phase Region for:

AL3FE
 ALFESI_ALPHA
 FCC_A1

POSTPROCESSOR VERSION 3.2, last update 1996-12-12

*** Buffer saved on file***

- 4 5.732E+02
- 4 5.831E+02
- 4 5.931E+02
- 4 6.331E+02
- 4 6.431E+02
- 4 6.531E+02
- 4 6.631E+02
- 4 6.731E+02
- 4 6.831E+02
- 4 6.931E+02
- 4 7.031E+02
- 4 7.131E+02
- 4 7.231E+02
- 4 7.331E+02
- 4 7.431E+02
- 2 7.525E+02

MG2SI

FCC_A1

ALFESI_ALPHA

Phase Region for:

- 4 7.525E+02
- 4 7.531E+02
- 4 7.631E+02
- 4 7.731E+02
- 4 7.831E+02
- 4 7.931E+02
- 4 8.031E+02
- 4 8.131E+02
- 4 8.231E+02
- 4 8.331E+02
- 4 8.431E+02
- 3 8.531E+02
- 2 8.545E+02

FCC_A1

ALFESI_ALPHA

Phase Region for:

- 3 8.545E+02
- 4 8.631E+02
- 2 8.659E+02

....the command in full is PLOT_DIAGRAM
POST:?

....the command in full is HELP

ADD_LABEL_TEXT

APPEND_EXPERIMENTAL_DATA

BACK

ENTER_SYMBOL

EXIT

HELP

LIST_PLOT_SETTINGS

LIST_SYMBOLS

MAKE_EXPERIMENTAL_DATAFI

MODIFY_LABEL_TEXT

PATCH_WORKSPACE

PLOT_DIAGRAM

QUICK_EXPERIMENTAL_PLOT

REINITIATE_PLOT_SETTINGS

RESTORE_PHASE_IN_PLOT

SET_AXIS_LENGTH

SET_AXIS_PLOT_STATUS

SET_AXIS_TEXT_STATUS

SET_AXIS_TYPE

SET_AXIS_COLOR

SET_CORNER_TEXT

SET_DIAGRAM_AXIS

SET_DIAGRAM_TYPE

SET_FONT

SET_INTERACTIVE_MODE

SET_LABEL_CURVE_OPTION

SET_PLOT_FORMAT

SET_PLOT_OPTIONS

SET_PLOT_SIZE

SET_PREFIX_SCALING

SET_RASTER_STATUS

SET_REFERENCE_STATE

SET_SCALING_STATUS

SET_TIC_TYPE

SET_TIELINE_STATUS

SET_TITLE

SET_TRU_MANUAL_SCALING

SUSPEND_PHASE_IN_PLOT

TABULATE

POST: S-D-A X T-C

....the command in full is SET_DIAGRAM_AXIS
POST: S-D-A Y NP (ALFESI_ALPHA)

....the command in full is SET_DIAGRAM_AXIS
POST: SET-TITLE EX23C
POST: P-D
....the command in full is PLOT_DIAGRAM
POST: S-D-A X T-C
....the command in full is SET_DIAGRAM_AXIS
POST: S-D-A Y NP (ALFESI_BETA)
....the command in full is SET_DIAGRAM_AXIS
POST: SET-TITLE EX23D
POST: P-D
....the command in full is PLOT_DIAGRAM
POST: EXIT

ANEXO 2

MICROANÁLISIS POR ENERGÍA DISPERSA DE RAYOS X PARA IDENTIFICACION DE FASES

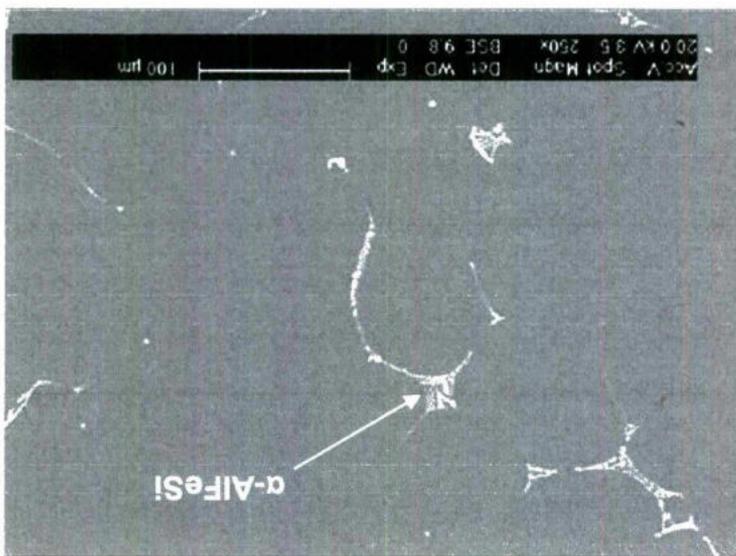


Figura A2. 1. Fase α-AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada).



Figura A2. 2. Fase β-AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada)

Figura A2. 4. Espectro de la fase α -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 1

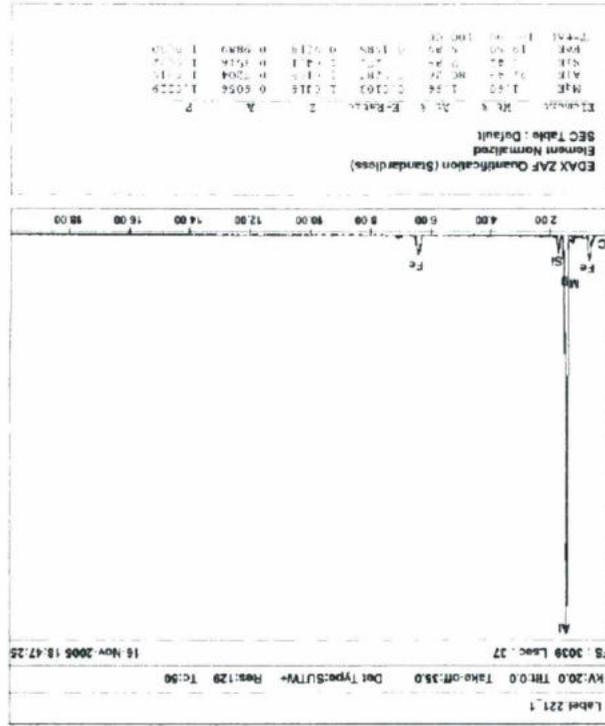


Figura A2. 3. Fase α -AlFeSi presente en la aleación 6063 (Microestructura de colada)

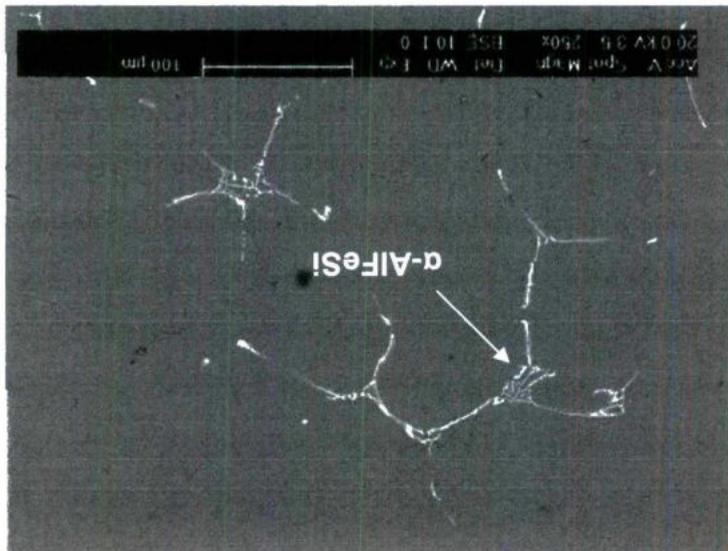


Figura A2. 6. Espectro de la fase α -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 3

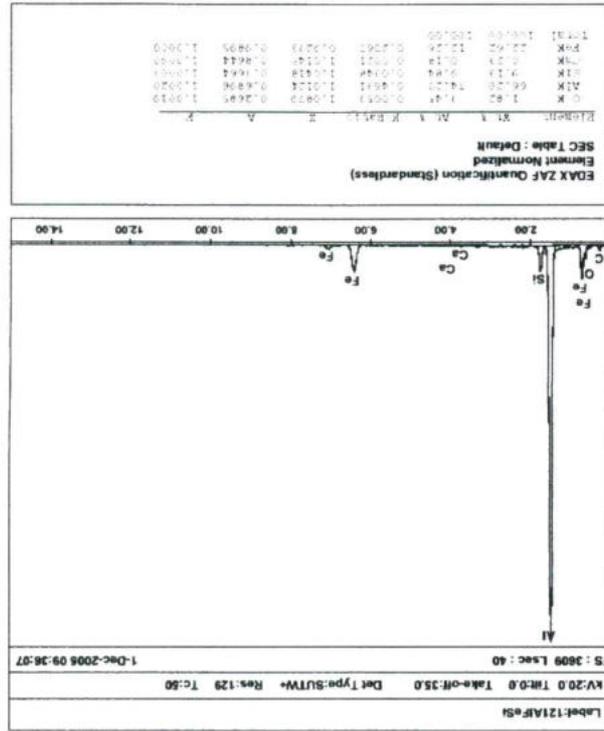
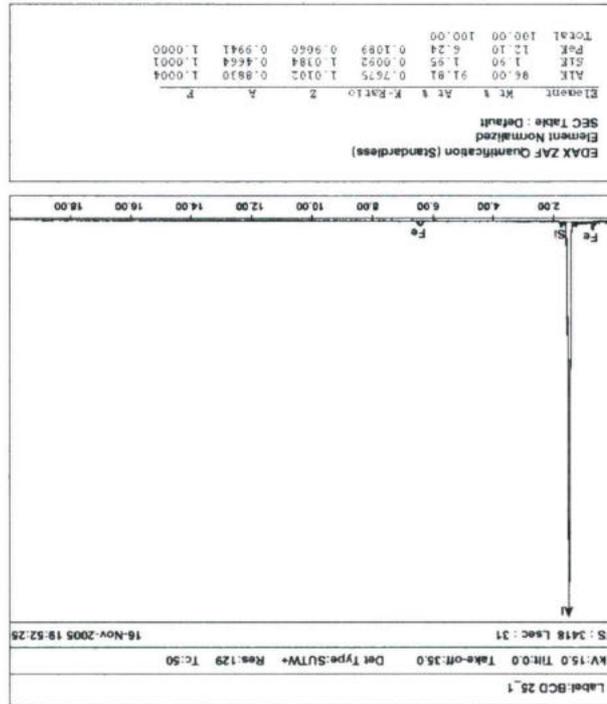


Figura A2. 5. Espectro de la fase β -AlFeSi mostrada en la Figura A2. 2



ANEXO 3

TRABAJOS A FUTURO

Como se mencionó en la parte de antecedentes de este trabajo de tesis, las barras de aluminio para perfiles no se pueden deformar adecuadamente si no se les somete a un tratamiento de homogenización. Por lo que, es necesario realizar este tratamiento térmico para que se lleve a cabo la transformación de las partículas indeseables AlFeSi- β a las partículas de AlFeSi- α , las cuales son mas pequeñas y redondeadas. Esto beneficia al proceso de conformado. Sin embargo, además de un buen tratamiento de homogenización, se pueden agregar diferentes cantidades de los elementos aleantes para mejorar la cinética de transformación. Como el Mn, Fe, Cr y Si, estos aumentan la velocidad de transformación, por lo tanto ayudan al ahorro de energía.

A continuación se muestra el efecto del Mn de estos elementos en la cinética de transformación y en la morfología de colada.

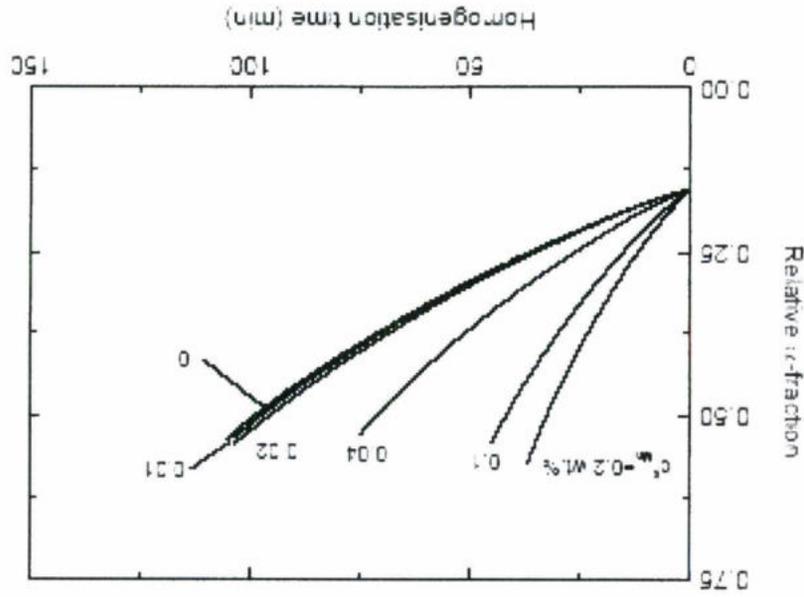


Figura A3. 1. Fracción transformada como función del tiempo con varios contenidos de Mn (Kuijpers y col., 2004)

Figura A3. 3. Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.05%

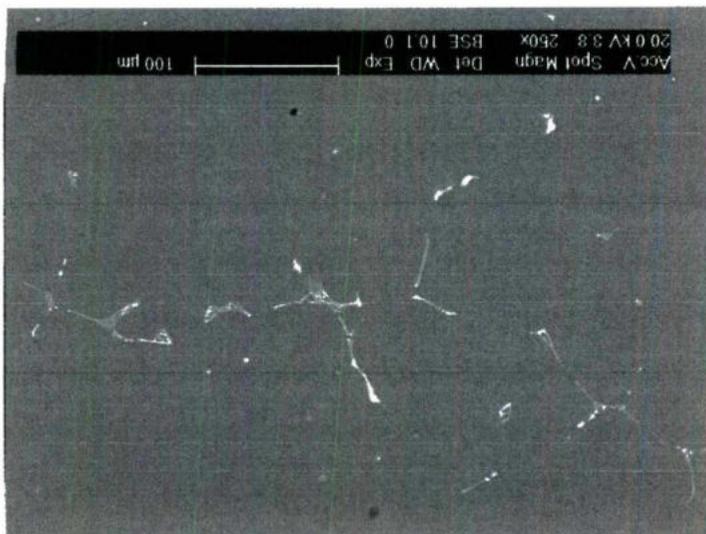


Figura A3. 2. Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.013%



Al observar los cambios que ocurren en la morfología de los intermetálicos al variar los contenidos de Mn en la composición de la aleación en estudio, donde hay una disminución de intermetálicos de la fase β y se presentan en su lugar α . Se pretende llevar a cabo el desarrollo de una modificación con el elemento mencionado primero a nivel laboratorio, para después analizar si es factible implementarse en un proceso de producción real.

Figura A3. 4. Micrografía de la aleación 6063 con un contenido de Mn de 0.1%

