



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE QUIMICA

Efecto del Cu, Mg y Ni sobre la estructura,
propiedades y parámetros de solidificación en
la aleación A356 refinada y modificada

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A :
GALICIA GONZÁLEZ SERGIO



MÉXICO, D.F.

2009



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco al Dr. José Alejandro García Hinojosa por el apoyo, y paciencia que me brindo como persona, pero también por su valioso tiempo y asesoramiento, sin los cuales no hubiera sido posible este trabajo.

Al IQM Adrián Manuel Amaro Villeda, IQM Ignacio Beltrán Piña, IQM Atlatenco Tlapanco Eusebio Cándido, al profesor José Guadalupe Vieira y al IQM Gerardo Aramburo Pérez por su ayuda en el desarrollo de la fase experimental, así como por sus sugerencias y aportaciones que sirvieron a que esta tesis se realizara de la mejor manera.

A mi amigo y compañero de trabajo el Ingeniero Químico Metalúrgico Guillermo Uribe Rodríguez.

A mis amigos de la Facultad: Demetrio Morales, Juana Chávez, Ernesto Anaya, Natalia Gutiérrez, Rogelio Baena, Claudia Acosta, Ángela Camacho, Sarahí Arroyo Huérta, Osvaldo Villar, Víctor Cuauhtemoc, Víctor Omar, Esmeralda, Marquelia.

A mis amigos de la carrera: José Andrés Hernández, Antonio Olvera, Daniel Mojica, Jorge Fragoso, Osvaldo Cano, Jaime Romero, Saúl Arellano, Cristian Galván, Vicente García, José Luis Saucedo, Gerardo López, Cesar Álamo, Hugo Martel, Fernando Flores, Lucero Valencia, Oscar Hernández, Jorge Ramírez, Armando García, Patricio, Yanet, Stalin, Evangelina, Claudia Zúñiga, Judith Barquin, Walter Vladimir.

A mis amigos que conocí al final de mi estancia: Anabel Jiménez, Abril Pérez, Itzel Hipólito, Viridiana Jordan, David Muños, Edgar García, Jorge Luis.

Agradezco de forma muy especial por todos los sacrificios que han hecho, mis padres Artemio Galicia Membrillo y Guadalupe González Loyola, a mis hermanos la Doctora Angelina Galicia González y el Ingeniero Marco Antonio Galicia González, quienes siempre me han apoyado en todo de forma incondicional y a quienes solo puedo agradecerles por todo lo que han hecho por mí.

A mis primos Danae Galicia Piedra, Arturo Galicia Piedra, Araceli Cordero Galicia y Fernando Cordero Galicia, a quienes les tengo un gran aprecio, respeto y admiración.

A mis padrinos Belinda Piedra Perea y Arturo Galicia Membrillo

A mi tío y maestro Fernando Leonel Cordero Sevilla y a mi abuelita Angelina Membrillo Rosas.

Esta tesis también esta dedicada a la memoria de mi tía la Maestra Julia Galicia Membrillo, mis abuelos Esteban Concepción Galicia Zamora, Francisca Loyola Segundo y Paulino González Aguilar.

ÍNDICE

página

I. INTRODUCCIÓN.	1
1.1 Resumen.	1
1.2 Aleaciones aluminio silicio (Al-Si).	2
1.3 Objetivo principal.	3
1.4 Objetivos particulares.	3
1.5 Hipótesis.	3
II. ANTECEDENTES.	4
2.1 influencia de los elementos aleantes e impurezas.	5
2.2 Aleaciones binarias base aluminio.	6
2.2.1 Sistemas Al-Si.	6
2.2.2 Sistemas A-Mg.	7
2.2.3 Aleaciones Al-Si-Mg.	9
2.2.4 Sistemas Al-Cu.	10
2.2.5 Sistemas Al-Ni.	11
2.3 Efectos del hierro.	12
2.4 Solidificación de las aleaciones Al-Si.	14
2.4.1 Nucleación Heterogénea.	14
2.4.2 Crecimiento del cristal.	14
2.5 Tratamiento en fase líquida.	15
2.5.1 Refinamiento de grano.	15
2.5.2 Efecto de la presencia de Titanio y Boro.	17
2.5.3 Modificación.	18
2.6 Análisis térmico.	21
2.6.1 Principios del análisis térmico.	21
2.6.2 Efecto del Ti sobre los parámetros de solidificación primaria.	23
2.6.3 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación Al-Si hipoeutécticas.	26
2.7 Porosidad y rechupe.	27
2.7.1 Porosidad por hidrógeno.	27
2.7.2 Rechupes y contracción.	30
2.7.3 Efecto combinado de porosidad por hidrogeno, por contracción e inclusiones.	32
2.7.4 Formación de porosidad relacionada con la modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas.	34
2.7.5 Efectos relacionados con el hidrogeno.	34
III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	35
3.1 Diseño experimental.	35
3.1.1 Fabricación de las aleaciones.	36
3.1.2 Condiciones de trabajo.	36
3.1.3 Materiales y Equipo.	36
3.2 Procedimiento experimental.	37
3.2.1 Fabricación de las copas ó moldes para análisis térmico.	37
3.2.2 Técnica de Fusión.	37
3.2.3 Obtención de las probetas de tracción y muestras para dureza.	38
3.2.4 Determinación del tamaño de grano ASTM.	39
3.2.5 Nivel de Modificación.	39
IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.	40
4.1 Composición química.	40
4.2 Macro estructura Tamaño de grano (TG).	40
4.3 Micro estructura Nivel de modificación (NM).	44
4.4 Parámetros de solidificación (Análisis térmico).	58
4.5 Propiedades Mecánicas.	59
4.6 Análisis por microscopia electrónica de barrido. (MEB).	61

4.7 Relación estructura propiedades (Discusión).	69
--	----

V. CONCLUSIONES.	72
BIBLIOGRAFÍA.	73
ANEXO 1 Balance de carga	74
ANEXO 2 Tamaño de grano ASTM.	75
ANEXO 3 Curvas de enfriamiento.	76
ANEXO 4 Curvas Tensión-Deformación.	78
ANEXO 5 Patrón de modificación.	80
ANEXO 6 Estándar de % de porosidad.	82
ANEXO 7 Determinación de la estequiometría.	83

I INTRODUCCIÓN

1.1 Resumen.

El aluminio y sus aleaciones constituyen hoy en día el segundo lugar en cuanto a la utilización de los metales, es uno de los materiales metálicos más versátiles, económicos y atractivos para una vasta serie de aplicaciones. Su empleo se ha extendido por todo el mundo ya que como metal estructural su uso es solo menor al de los aceros. Tiene una densidad menor de aproximadamente un tercio de la de el acero y su elevada resistencia mecánica lo vuelve bastante útil, sus aleaciones se ocupan en los más variados propósitos, desde la construcción de estructuras móviles, como vehículos hasta la más refinada aplicación de vanguardia en la aeronáutica y la industria espacial.

El uso de componentes de aluminio en la industria se ha incrementado considerablemente durante los últimos años, ya que requieren de productos más ligeros y resistentes. Debido a su bajo peso, y alta resistencia, estas aleaciones representan entre otras ventajas menor consumo de combustible. Otra ventaja importante desde el punto de vista ambiental, es el hecho de que los componentes de aluminio pueden ser reciclados a bajos costos.

Las aleaciones ligeras base aluminio con elevadas propiedades en condiciones de colada son cada vez más demandadas por la industria debido a que se pueden eliminar los largos tiempos de tratamiento térmico, las propiedades de dichas aleaciones en condiciones de colada están en función de parámetros como:

- Adición de los elementos aleantes.
- Rapidez de enfriamiento.
- Tratamiento en fase líquida (modificación y refinación).
- Características morfológicas y cuantitativas de la estructura.

En esta tesis se estudio los efectos producidos por la adición de los elementos aleantes: Cu Mg y Ni en niveles superiores a los nominales, y sus efectos sobre la estructura y propiedades tensiles de la aleación A356.

Estas aleaciones se obtuvieron en dos condiciones:

- Sin tratamiento en fase líquida (refinación de grano y modificación).
- Con tratamiento en fase líquida (modificadas y refinadas).

Los elementos para refinar y modificar fueron Ti y Sr respectivamente. La macro y micro estructura se analizó metalográficamente por microscopia electrónica de barrido (MEB-EDS). Las propiedades como la resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia, % de elongación y dureza Brinell se evaluaron de acuerdo a las normas ASTM, con el propósito de explicar el cambio de las propiedades, con base a las características macro y micro estructurales. Adicionalmente se evaluó por análisis térmico los parámetros relacionados con la refinación de grano y la modificación de las aleaciones complejas experimentales.

1.2 Aleaciones aluminio silicio (Al-Si).

La aleación A356 es una aleación base aluminio-silicio, son conocidas por sus buenas propiedades de fundición y elevadas propiedades mecánicas, por lo cual se amplía cada vez más sus aplicaciones. Las aleaciones de aluminio para fundición en arena son en mayor parte sistemas basados en el aluminio-cobre o aluminio-silicio, con adiciones para mejorar las características de fundición o de servicio. Entre las aleaciones aluminio-cobre, la que contiene 8% de cobre ha sido usada por mucho tiempo como la aleación para fines generales, aunque las adiciones de silicio y hierro, mejoran las características de la fundición porque la hacen menos quebradiza en caliente. las aleaciones con 12% de cobre son ligeramente más resistentes que las de 8% pero considerablemente menos tenaces.

Las aleaciones de aluminio-silicio son de gran aplicación por sus excelentes cualidades para la fundición y su resistencia a la corrosión; no son quebradizas en caliente y es fácil obtener con ellas fundiciones sólidas en secciones gruesas o delgadas, la más comúnmente utilizada es la que contiene 5% de silicio, se solidifica normalmente con una gruesa estructura hipereutéctica que se modifica antes de fundirse por la adición de una pequeña cantidad de sodio para darle una estructura fina eutéctica de mayor resistencia mecánica y tenacidad, el contenido de hierro debe ser bajo para evitar la fragilidad. Las aleaciones de aluminio-magnesio son superiores a casi todas las otras aleaciones de fundición de aluminio en cuanto a resistencia, corrosión y maquinabilidad; además de excelentes condiciones de resistencia mecánica y ductilidad.

Las propiedades mecánicas de una fundición son determinadas principalmente, por el tamaño de grano, espaciamiento interdendrítico (DAS), tamaño, forma y distribución de las partículas de silicio eutéctico o primario, así como las morfologías y cantidades de las fases intermetálicas presentes. La aleación A356 reúne los requerimientos de resistencia mecánica, ductilidad, dureza, resistencia a la fatiga, resistencia a la tensión, fluidez y maquinabilidad, solicitados para diversos usos. Aunque sus propiedades de fundición como la fluidez y contractibilidad y la formulación de micro rechupes son inferiores comparadas con las aleaciones Al-Si cercanas a la composición eutéctica, cumplen muy bien con las expectativas de la industria.

Sin embargo las aleaciones deben de estar superando sus propiedades mediante algún tratamiento térmico, ó mediante el tratamiento durante la fusión por adición de nuevos elementos aleantes, tratamiento de refinamiento de grano y/o tratamiento de modificación del silicio eutéctico, los cuales repercuten sobre la micro estructura, elevando propiedades mecánicas. La respuesta de las aleaciones de Al-Si a la modificación del silicio eutéctico, mediante Sr, impacta sobre la resistencia a la tracción, eleva esta a niveles mucho mayores que la misma aleación que no ha sido modificada.

1.3 Objetivo Principal.

- Evaluar el efecto que tiene sobre la estructura y propiedades mecánicas (tensiles y dureza) de una aleación A356 al adicionar niveles superiores a los nominales de Cu, Mg y Ni en dos condiciones de colada, sin tratamiento en fase líquida y con tratamiento en fase líquida (modificación y refinador de grano).

1.4 Objetivos Particulares.

- Fabricar las aleaciones complejas de cada aleante en condiciones de colada.
- Fabricar probetas de tracción con las composiciones deseadas.
- Evaluar el efecto que tiene el refinador de grano sobre la macro estructura.
- Evaluar el efecto que tiene el modificador sobre la micro estructura.
- Determinar el efecto de la refinación y modificación sobre los parámetros de solidificación (subenfriamiento en líquidus y depresión de la temperatura eutéctica).
- Identificar las fases mediante Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).
- Evaluar el efecto de los elementos aleantes sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones complejas.

1.5 Hipótesis.

- La adición de elementos aleantes como el Cu, Mg y Ni en niveles superiores a la nominal cambiara la micro estructura y por lo tanto las propiedades mecánicas (tensiles y dureza).
- La presencia de titanio va a disminuir el subenfriamiento y por lo tanto reducirá el tamaño de grano.
- La presencia de estroncio deprimirá la temperatura eutéctica y cambiara la morfología del silicio eutéctico.
- Probablemente el Sr altere la morfología de algunas de las fases intermetálicas formadas.

II ANTECEDENTES

Existen distintos procesos de producción de piezas coladas de aluminio, los más comunes para estas aleaciones son: inyección a presión colada en molde en verde. Una parte importante es el control de la micro estructura y macro estructura mediante el tratamiento en fase líquida durante la fusión, en el caso de las aleaciones Al-Si se puede reducir el tamaño de grano por refinación química mediante la adición de titanio (adición de agentes nucleantes) y la forma del silicio eutéctico mediante la adición de agentes modificadores como el Sr. Estas características micro estructurales, son independientes la una de la otra, por ejemplo la presencia de granos gruesos o finos puede obtenerse en aleaciones modificadas y sin modificar, y/o con espaciamientos interdendriticos grandes o pequeños. La figura 2.1 ilustra esta relación.

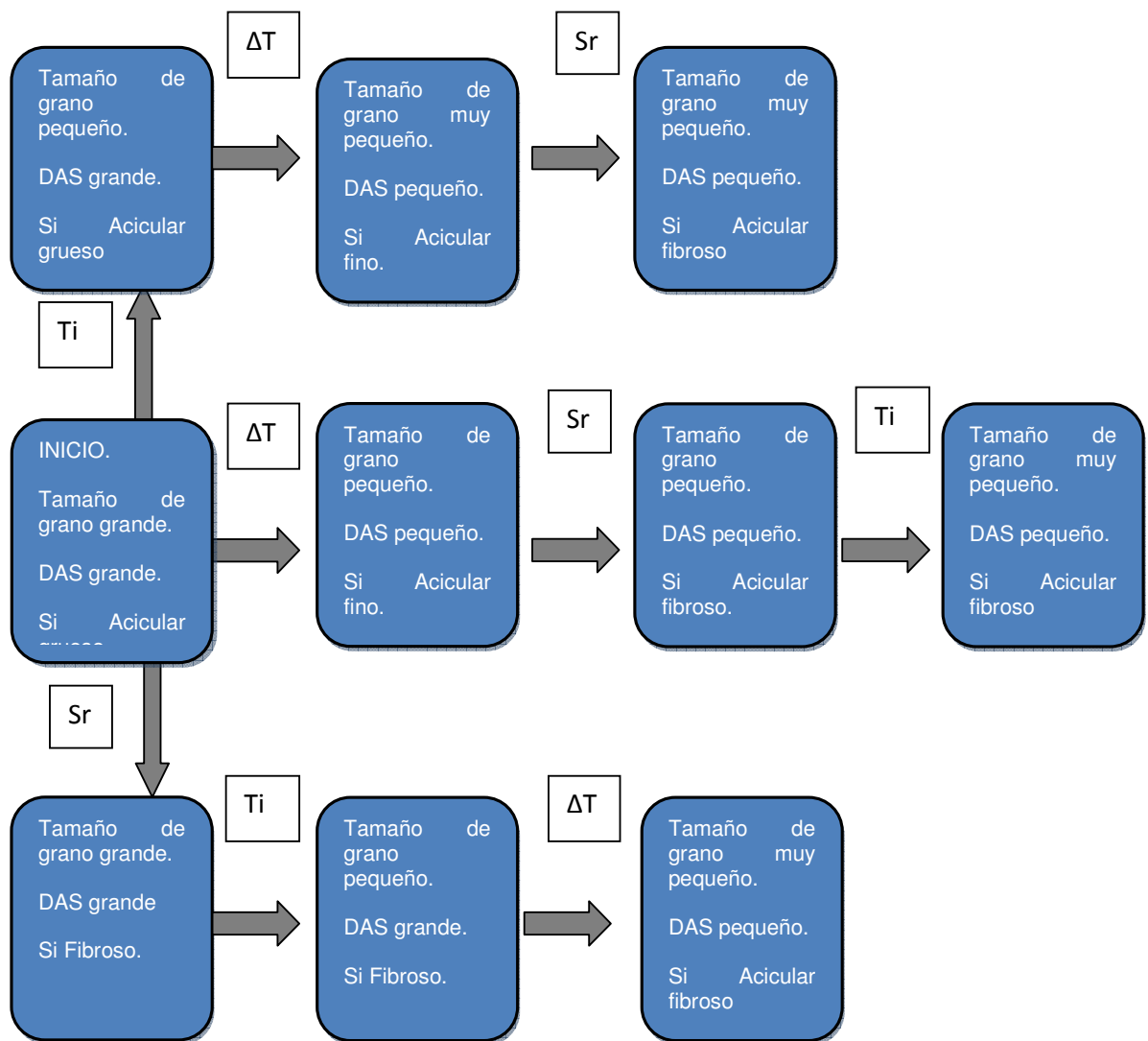


Figura 2.1 Interrelación entre procesos y sus efectos sobre la micro estructura.

2.1 Influencia de los elementos aleantes e impurezas.

Las aleaciones de colada base aluminio contienen diferentes aleantes, los más comunes son: Si, Cu, Mg y Zn los cuales son añadidos para incrementar ciertas propiedades del material, algunos otros elementos como el Fe, Ca y Pb, que están presentes como impureza. La presencia de cierta cantidad de magnesio, incrementa la dureza de la aleación, se adiciona para reducir los efectos perjudiciales de las impurezas (Fe). En general los elementos aleantes, entran en la solución sólida α Al y otra parte forma partículas intermetálicas. Durante la solidificación se forman compuestos intermetálicos, los cuales se ubican en los bordes de grano y las regiones interdendríticas. La tabla 2.1 muestra algunas propiedades, así como las solubilidades máximas en el sólido de los principales aleantes de las aleaciones de colada base aluminio. De la tabla 2.1 se puede apreciar que la disminución de la solubilidad entre el sólido y el líquido es muy grande en la mayoría de los casos, lo cual provoca la formación de fases intermetálicas.

Tabla 2.1 Propiedades de los principales elementos aleantes e impurezas presentes en el aluminio.

Aleante	Peso Molecular (g/mol)	Densidad g/cm ³	Punto de fusión °C	Solubilidad máxima en α Al, wt%	Estructura de red cristalina
Al	26.97	2.699	660.5	-----	FCC
Si	28.06	2.35	1440	1.65 (577°C)	Cúbica de diamante
Cu	63.57	8.96	1083	5.67 (550°C)	FCC
Mg	24.32	1.74	650	14.9 (450°C)	HCP
Ni	58.71	8.8	1453	0.05(640°C)	FCC
Fe	55.84	7.87	1538	0.052 (655°C)	BCC
Mn	54.93	7.43	1240	1.25 (660°C)	Cúbica (compleja)

En la figura 2.2 se observa cómo influye la adición de átomos de elemento aleante sobre las propiedades mecánicas del aluminio, al incrementar el número de átomos diferentes al aluminio, aumenta la resistencia a la tracción de la aleación.

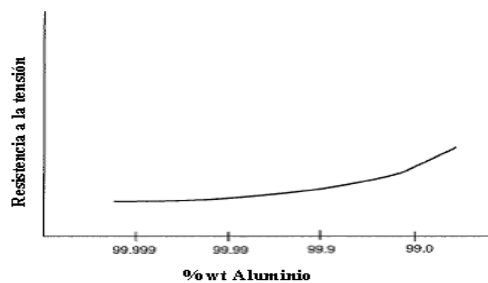


Figura 2.2 Cambio de las propiedades mecánicas de la solución sólida α Al en presencia de átomos aleantes.

Por ejemplo, el aumento de la resistencia a la cedencia al agregar al silicio en un caso y al magnesio en el otro, cada uno con diferente tamaño, deforman de manera distinta la red cristalina. La mayoría de los elementos de aleación son agregados intencionalmente para elevar las propiedades mecánicas del material, por deformación de la red cristalina, o mediante precipitados intermetálicos, para un posterior tratamiento térmico.

El hierro es probablemente el que más impacta de manera negativa, ya que forma intermetálicos duros y frágiles tales como el $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ que se precipitan durante la solidificación y los cuales son difíciles de disolver durante la homogeneización y son perjudiciales para las propiedades mecánicas, ya que pueden actuar como concentradores de esfuerzos disminuyendo la ductilidad y haciendo susceptible al material a fracturas a temperatura ambiente, y a altas temperaturas.

2.2 Aleaciones binarias base aluminio.

2.2.1 Sistemas Al-Si.

Este es el sistema más importante desde el punto de vista de aleaciones base aluminio para fundición, el aluminio y el silicio forman un eutéctico que contiene 11.7% de silicio y solidifica a 577°C. El componente rico en aluminio, en condiciones de equilibrio, tiene 1.65% de silicio a esta temperatura. La solubilidad del silicio sólido en aluminio baja a 1.3% a 550°C hasta 0.05-0.008% a 250°C. Pueden existir dos formas de silicio en las aleaciones:

- I. La resultante de la precipitación debido a la reacción eutéctica.
- II. La producida por solidificación directa en aleaciones hipereutécticas.

Ambas son cristalográficamente equivalentes aunque difieren en la forma y distribución. No hay compuestos intermetálicos entre el aluminio y el silicio. Como se vacían de manera común, las aleaciones de Al-Si no están en equilibrio estructural, la solución sólida rica en aluminio tiene núcleos y es posible detectar silicio libre en las micro estructuras cuando el contenido de silicio es tan bajo como 0.25%.

Cuando se presenta solo, el silicio se combina con el magnesio para formar Mg_2Si y esto ocurre sin importar cuál sea la relación de magnesio a zinc. La aparición simultánea de hierro y silicio da por resultado la aparición de dos constituyentes más, $\alpha(\text{FeSi})$ y $\beta(\text{FeSi})$, ambos formados peritéticamente a partir del FeAl_3 . La retención del FeAl_3 se favorece por una elevada relación de magnesio/zinc y una rapidez de solidificación alta, la cual cubre la supresión, en todo o en parte de las reacciones peritéticas. Un contenido de silicio de 0.3% en exceso reduce las propiedades mecánicas.

En el sistema binario Al-Si el cual se muestra en el diagrama de fases de la figura 2.3, bajo condiciones de colada fuera del equilibrio, la fracción de volumen $\alpha(\text{Al}) + \text{Si}$ eutéctico se incrementa linealmente desde un contenido aproximadamente de 0 a 1 al aumentar el contenido de Si desde 1-12%. En grandes cantidades, el Si provee fluidez y buenas propiedades de colada.

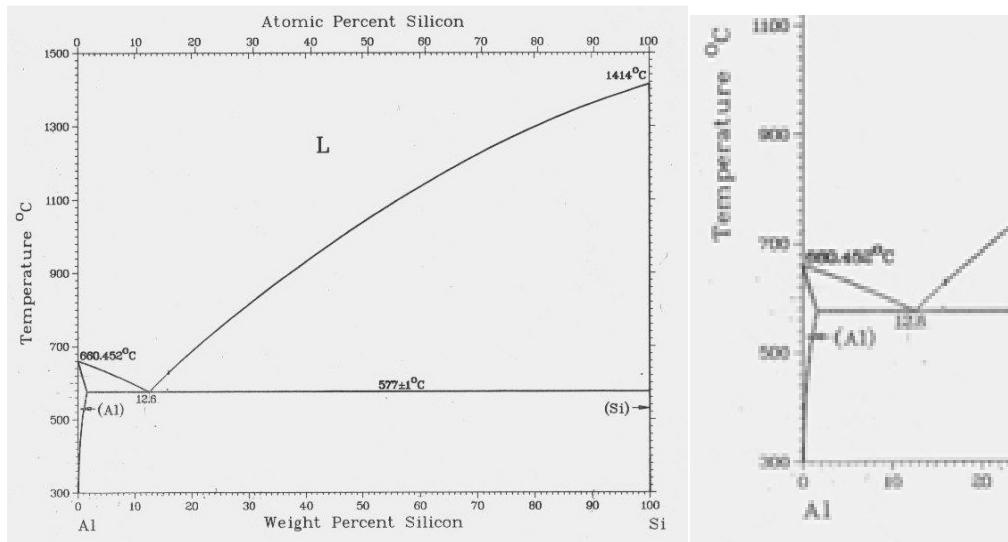


Figura 2.3 Diagrama de fases Al-Si y detalle de la zona rica en aluminio.

En la tabla 2.2 se muestran los rangos de temperatura a los cuales precipitan las fases cuando la composición es de 7% Si equivalente en la aleación A356, así como la cantidad de cada fase.

Tabla 2.2 Rangos de temperatura y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Si.

Composición	Rango de temperaturas ° C	Fases Presentes
Al-7.0% Si	$T_{\text{liquidus}} = 640$	Al líquido
	$640 < T \leq 577$	α Al + Liq
	$T < 577$	44% α (Al) + 66% ϵ (α + Si)

2.2.2 Sistema Al-Mg.

Las aleaciones binarias de aluminio-magnesio forman un eutéctico el cual se designa como β ó Mg_2Al_3 , está a 35% de Mg y 450°C. La solución sólida rica en aluminio contiene 15.35% de magnesio a la temperatura eutéctica y desciende hasta el 2% a 100°C. Esta pérdida de la solubilidad está acompañada por la expulsión de Mg_2Al_3 de la solución sólida α . La fase β tiene un papel importante en los fenómenos de corrosión (en particular en la corrosión por esfuerzo de las aleaciones envejecidas).

Pocas veces se logra el equilibrio durante la solidificación. No es raro que las porciones del líquido, las cuales son las últimas en solidificarse, lleguen a enriquecerse con magnesio que alcanza la composición eutéctica, $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ quizás aparezcan como un constituyente en las aleaciones comerciales que tienen un contenido de magnesio del orden de 3-4% cuando solidifican con rapidez.

La fase β tiene una celda unitaria cúbica centrado en las caras que es compleja: este componente es responsable de la trazabilidad térmica de la aleación de vaciado de aluminio 10% de magnesio. El intervalo de solidificación de esta aleación es de 90°C (*liquidus* 610°C, *solidus* 520°C). Por debajo de

520°C se forma una solución sólida de magnesio en aluminio; a partir de 360°C hacia abajo, se precipitan la fase β en cantidades crecientes, y sólo se disuelve al calentarlas hasta 425°C para así obtener las propiedades mecánicas óptimas y la resistencia a la corrosión. En los sistemas de aleaciones aluminio-cobre y aluminio-magnesio-silicio, se consideran la precipitación como una indicación del endurecimiento de la celda unitaria pero en las aleaciones de aluminio-magnesio se efectúa el “ablandamiento por envejecimiento”, debido al gran tamaño de la partícula en lugar de la dispersión final del precipitado.

El sistema Al-Mg es la base para aleaciones tratables térmicamente, lo cual provee excelente resistencia a la tracción y a la corrosión. El diagrama de fases Al-Mg tiene una línea de solvus que se traslapa, lo cual es una condición necesaria para el endurecimiento por precipitación. Sin embargo, la dificultad en la nucleación de los precipitados FCC Al_3Mg_2 en el sistema Al-Mg mostrado en la figura 2.4, ha imposibilitado la comercialización de las aleaciones Al-Mg tratables térmicamente, a menos que contenga bastante Si, Cu ó Zn, para formar precipitados de Mg_2Si , Al_2CuMg ó $Al_2Mg_3Zn_3$.

Las aleaciones binarias Al-Mg son usadas en aplicaciones que requieren una superficie brillante y resistencia a la corrosión, así como resistencia y ductilidad. El rango de composiciones comunes va de 4 a 10% en peso y las composiciones con más de 7% en peso de Mg son tratables térmicamente.

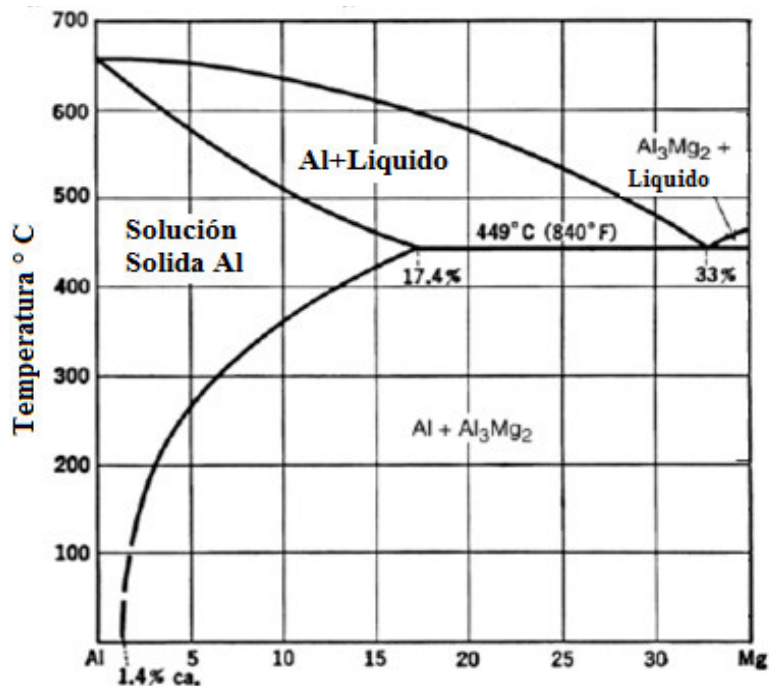


Figura 2.4 Detalle del diagrama de fases Al-Mg en la zona rica en Al.

En la tabla 2.3 se muestran los rangos de temperaturas a los cuales precipitan las fases presentes así como las cantidades de cada una, para las composiciones seleccionadas para su estudio en esta tesis.

Tabla 2.3 Rangos de temperaturas y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Mg.

Composición	Rango de temperaturas ° C	Fases Presentes
Al-1.0% Mg	$T_{\text{liquidus}} = 658$	Al liquido
	$658 < T \leq 650$	α Al + Liq
	$640 < T \leq 100$	100 % α Al
Al-1.5% Mg	$T_{\text{liquidus}} = 650$	Al liquido
	$650 < T \leq 620$	α Al + Liq
	$620 < T \leq 133$	100% α Al
	$T < 133$	94.4% α Al + 5.56% Al_3Mg_2
Al-2.0% Mg	$T_{\text{liquidus}} = 650$	Al liquido
	$650 < T \leq 620$	α Al + Liq
	$620 < T \leq 133$	100% α Al
	$T < 133$	94.4% α Al + 5.56% Al_3Mg_2

2.2.3 Aleaciones Al-Si-Mg.

Si se necesitan resistencia y dureza, las adiciones de Mg hacen ha estas aleaciones tratables térmicamente. Las aleaciones ternarias son reforzadas por precipitación de precursores meta-estables de Mg_2Si . Se muestra en la figura 2.5 una sección del diagrama de fases cuasi-binario Al- Mg_2Si del sistema Al-Mg-Si. A bajos contenidos de Mg, se pueden presentar el Si elemental como partículas de segunda fase. Al incrementar el Mg se pueden presentar partículas de Si y constituyentes hexagonales de Mg_2Si . Con la adición de Cu, se puede formar una fase compleja cuaternaria de $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$ (Q). Mientras que en la tabla 2.3 se puede ver cómo afecta la temperatura en la solubilidad de los elementos aleantes.

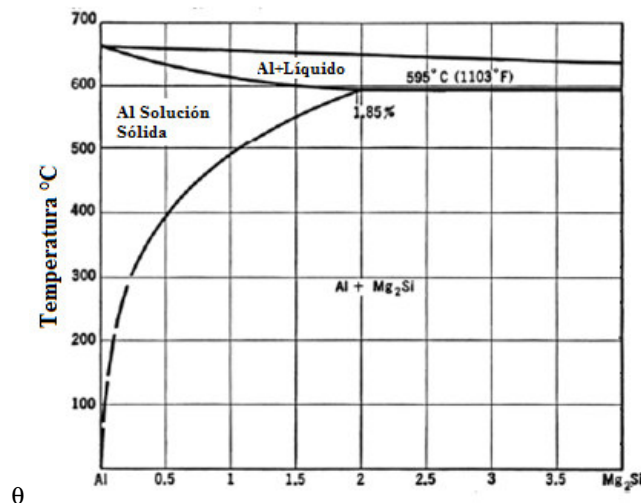


Figura 2.5 Sección del sistema cuasi-binario, mostrando la máxima solubilidad sólida de Mg_2Si en Al en el sistema Al-Mg-Si.

2.2.4 Sistema Al-Cu.

En las aleaciones binarias de aluminio-cobre ricas en aluminio, éste forma un eutéctico con el constituyente designado como fase θ . Dicho componente funde a 591°C y no tiene una composición estequiométrica fija, sino que varía ligeramente. A esta temperatura, el intervalo de homogeneidad de θ es de 46.4 a 47.8% en peso de cobre. La composición ideal para el CuAl_2 es de 46.1% en peso de cobre, justo fuera del intervalo de homogeneidad; no obstante, θ se identifica a menudo por una fórmula química. Existe una solubilidad del sólido considerable de θ ; la solución sólida contiene 5.7% en peso de cobre a la temperatura eutéctica en condiciones de equilibrio, baja a 45% en peso a 300°C y a 0.1-0.2% en el peso a 250°C, esto se puede apreciar en el diagrama de fases en la figura 2.6.

El sistema Al-Cu es la base para las aleaciones tratables térmicamente, si su contenido se ubica entre un 4-6% en peso. Las aleaciones tratables térmicamente alcanzan resistencias muy altas con buena ductilidad, especialmente si su contenido de Fe es menor al 0.15%. En aleaciones comerciales Al-Cu, cierta cantidad de Cu se combina químicamente con Al y Fe para formar $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ tetragonal ó $\alpha(\text{Al,Cu,Fe})$ ortorrómbico durante la solidificación.

Estos constituyentes no se pueden disolver durante subsecuentes tratamientos térmicos, pero uno se puede transformar. Durante el tratamiento térmico de Al-Cu que contienen un poco de magnesio, precipita Al_2Cu como la fase predominante. La adición de magnesio a las aleaciones de Al-Cu ricas en Al, resulta en la formación de fase Al_2Cu , por descomposición del eutéctico. Los precursores meta estables a los precipitados ortorrómbicos centrados a las caras de Al_2CuMg son usados en aleaciones en la industria aeroespacial, ya que confieren una combinación deseable de resistencia a la tracción, a la fractura y resistencia al crecimiento de la grietas por fatiga.

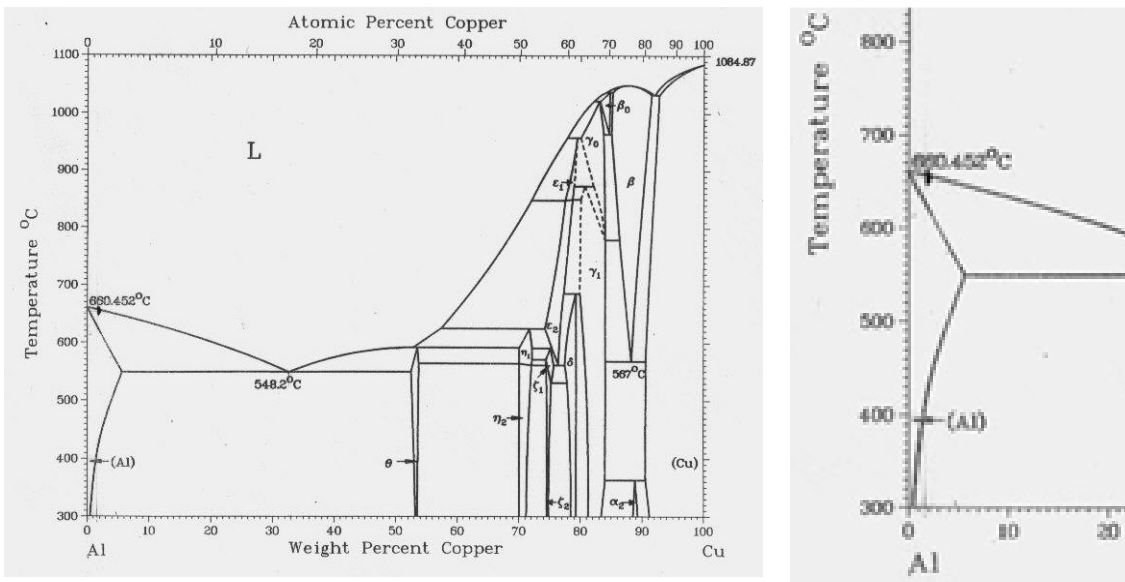


Figura 2.6 Diagrama de fases Al-Cu y detalle de la zona rica en Al.

En la tabla 2.4 se muestran los rangos de temperatura a los cuales precipitan las fases presentes, y sus cantidades, para las composiciones seleccionadas.

Tabla 2.4 Rangos de temperaturas y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Cu.

Composición	Rango de temperaturas ° C	Fases Presentes
Al-1.0% Cu	$T_{\text{liquidus}} = 658$	Al liquido
	$658 < T \leq 640$	α Al + Liq
	$640 < T \leq 350$	α Al
	$T < 350$	0.97% α Al + 3.03% ϵ (α Al + θ)

Aleaciones de colada Al-Cu-Si son las más usadas. Las cantidades de ambos elementos varían ampliamente, por lo que el Cu predomina en algunas aleaciones y el Si en otras. En estas aleaciones el Cu contribuye a la resistencia y el Si provee buenas propiedades de colada y reduce la fragilidad en caliente.

Las aleaciones Al-Cu-Si con más de 3 a 4% en peso de Cu son tratables térmicamente, pero usualmente, el tratamiento térmico se usa únicamente cuando estas aleaciones contienen Mg, el cual mejora su respuesta al tratamiento térmico.

2.2.5 Sistema Al-Ni.

Las aleaciones aluminio-níquel, forman un eutéctico a 640°C y 6.4% de níquel. Éste se forma entre la solución sólida de níquel en aluminio que es baja (alrededor de 0.05% a 640°C) y el compuesto NiAl₂ el cual se forma a 854°C por reacción peritéticas. Las adiciones de níquel tienen también el efecto de reducir la fragilidad en el intervalo de la temperatura de trabajo en caliente del vaciado y el coeficiente de dilatación térmica. El níquel es un elemento esencial en la aleación (4% de Cu, 2% de Ni, 11/2% de Mg y el resto de Al).

La solubilidad del níquel en el aluminio, no sobrepasa el 0.04%, por encima de esta cantidad se presenta como un intermetálico insoluble, generalmente combinado con Fe, las adiciones de Ni (2% y más) incrementan la resistencia, pero reduce la ductilidad, las aleaciones binarias Al-Ni no son muy usadas, pero en aleaciones Al-Si, las adiciones de Ni provee dureza y resistencia a temperaturas elevadas y reduce el coeficiente de expansión. De acuerdo al diagrama de fases Al-Ni de la figura 2.7, se forman compuestos intermetálicos y por el nivel de aleación que se manejo en este trabajo, puede aparecer el Al₃Ni.

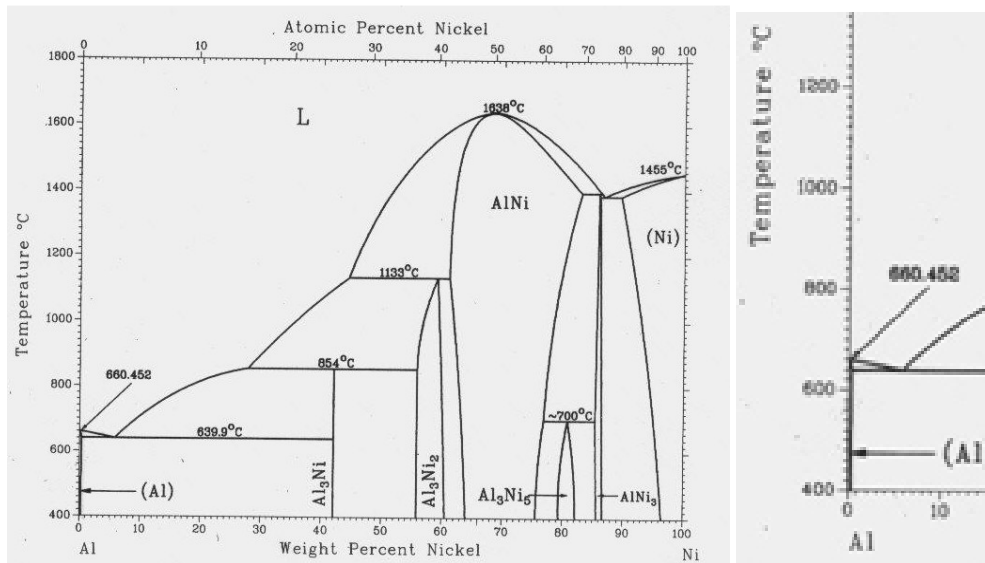


Figura 2.7 diagrama de fases Al-Ni.

En la tabla 2.5 se muestran los rangos de temperaturas a las cuales precipitan las fases presentes, y la cantidad de estas, para las composiciones de estudio seleccionadas.

Tabla 2.5 Rangos de temperaturas y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Ni.

Al-0.25 Ni	$T_{\text{liquidus}} = 660$	Al liquido
	$660 < T \leq 640$	α Al + Liq
	$T < 640$	99.4% α Al + 0.6% Al_3Ni
Al-0.5% Ni	$T_{\text{liquidus}} = 655$	Al liquido
	$655 < T \leq 640$	α Al + Liq
	$T < 640$	98.8% α Al + 1.2% Al_3Ni

2.3 Efectos del Hierro.

El hierro esta presente como compuesto ternario $\beta(\text{FeSi})$. Si el hierro es menor del 0.6%, el compuesto se encuentra como agujas y placas en el eutéctico; a un valor algo más elevado tiene más masa, causa fragilidad y la llamada fractura "cristalina gruesa" lo que conduce a una muy notable disminución de las propiedades mecánicas. Si el manganeso está presente como impureza o como un elemento aleante, se combina con el silicio y el hierro para formar un componente isomorfo con el, $\alpha(\text{FeSi})$ el cual es tenaz y no frágil y así es propicio para reducir el efecto perjudicial del alto contenido de hierro. El hierro, cuando se presenta solo como impureza, formará únicamente FeAl_3 . En el caso de las aleaciones ternarias Aluminio-magnesio-hierro, se entra al campo primario del FeAl_3 a porcentajes más bajos de hierro a

medida que aumenta el contenido de magnesio; de un modo similar, en las aleaciones ternarias de aluminio-hierro-zinc, así como también en la presencia simultánea de magnesio y zinc.

El hierro es la impureza más común en las aleaciones base Al. Su solubilidad es alta en fase líquida (1.87% a 655 °C) y por lo tanto fácil de disolver en el aluminio líquido. Sin embargo la solubilidad del hierro en fase sólida es muy baja (aproximadamente 0.05%), por lo que la mayoría del hierro presente en el aluminio en cantidades superiores a 0.05% se presenta como una segunda fase intermetálica en combinación con el aluminio u otros elementos. La solubilidad sólida del hierro se reduce al estar presentes otros elementos aleantes, hasta un 0.01% o menos. Para el caso de la aleación A356 que se cataloga como una aleación Al-Si con altos contenidos de Si y en conjunto con la presencia de los niveles de Mg nominales que contiene la aleación, los intermetálicos más comunes que se pueden presentar son: $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, Al_5FeSi , Si; Mg_2Si , $Al_8Mg_3FeSi_6$ (Backerud L., 1990).

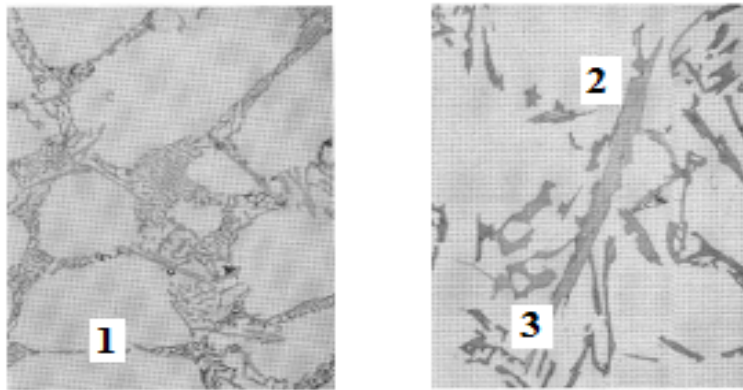


Figura 2.8 Micro estructura de una aleación A356, observar la fase 1 $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ en forma de script chino, la fase 2 Al_5FeSi en forma de agujas y la fase 3 Mg_2Si como precipitados finos.

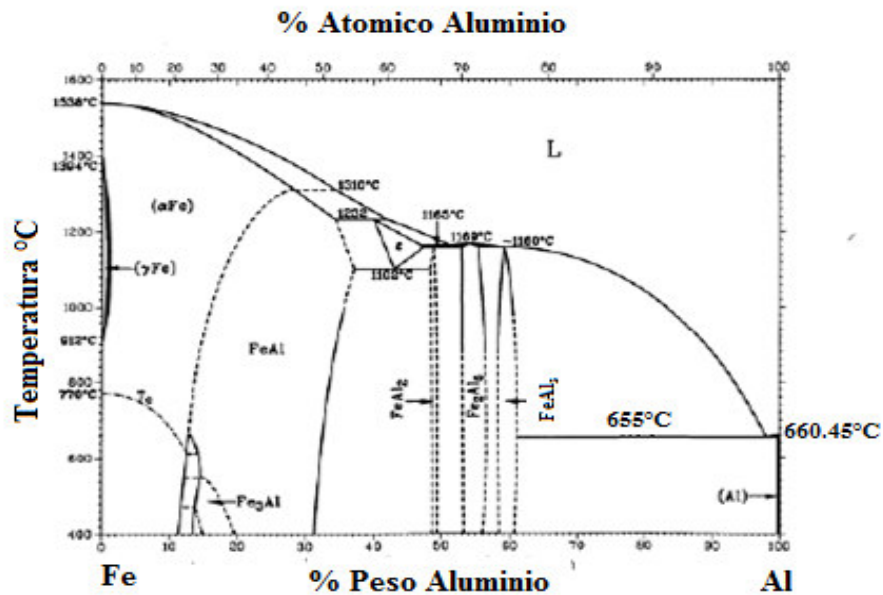


Figura 2.9 Diagrama de fases Al-Fe.

El Al_3Fe (θ), es el constituyente de equilibrio sobre el límite de solubilidad sólida, aunque se pueden presentar otras fases. Dependiendo de la velocidad de solidificación y la presencia de otros elementos aleantes tal como el Manganeseo, pueden aparecer otros constituyentes meta estables como el FeAl_6 con un enfriamiento moderado y Fe_2Al_9 con un enfriamiento rápido. El silicio es uno de los aleantes de mayor importancia en las aleaciones comerciales de aluminio. Debido a que el hierro y el silicio están presentes en el aluminio comercialmente puro, la esquina del diagrama de fases Al-Fe-Si es sujeto de interés. La presencia de Fe, reduce notablemente la solubilidad del silicio en el aluminio. A menores contenidos de Si, se presenta la fase Al_3Fe . Incrementando el contenido de Si, aparecen dos fases ternarias, una fase hexagonal $\alpha(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ y una fase monoclinica β (con una estequiometria aparente de Al_5FeSi o $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$) que se forma inicialmente del peritético y al final de la solidificación por transformaciones eutécticas.

Sin embargo, en la aleación A356 se presentan fases complejas que contienen Fe, debido a que existen otros elementos como el Si, Mg, Mn y Cu, por lo que, los efectos del hierro en el A356 son considerados en términos de diagramas de fases ternarios o cuaternarios.

2.4 Solidificación de aleaciones Al-Si.

La solidificación abarca dos etapas: nucleación, que consiste en la formación de partículas más pequeñas de la nueva fase que son estables y crecimiento del cristal, que es el aumento de tamaño de los núcleos. La nucleación se puede dar de dos formas distintas: nucleación homogénea y nucleación heterogénea. La nucleación homogénea es muy difícil que se presente en la solidificación de aleaciones comerciales por lo que se le dará solo énfasis a la nucleación heterogénea.

2.4.1 Nucleación Heterogénea.

Se da preferentemente sobre superficies externas que sirven como núcleos. Los metales líquidos se subenfrian unos pocos grados antes de empezar a cristalizar. La cristalización empieza sobre partículas externas, por ejemplo, agentes nucleantes o las paredes del molde, por lo que la energía libre necesaria para formar el embrión de tamaño r^* (r^* =radio crítico) sobre el sustrato es menor que el requerido para formar un núcleo homogéneo.

2.4.2 Crecimiento del cristal.

Los granos finales producidos durante este proceso pueden presentar diferentes formas que dependen de las condiciones existentes durante el crecimiento de los granos. Este comportamiento se puede explicar por tres factores: (1) aspectos cristalográficos del crecimiento, (2) distribución de la temperatura durante la solidificación y (3) redistribución de los solutos entre las fases líquidas y sólidas durante la solidificación de la aleación.

2.5 Tratamiento en fase líquida.

2.5.1 Refinamiento de grano.

Los metales y aleaciones coladas en moldes de arena y/o secciones masivas usualmente solidifican con estructuras de grano gruesas bajo condiciones normales de colada a menos que sea cuidadosamente controlado. Es posible desarrollar granos equiaxiales y finos en el, como en cualquier estructura de colada por el incremento de el número de sitios de nucleación o por la multiplicación de granos, Mc Cartney ha definido al refinador de grano como una deliberada supresión de crecimiento de granos columnares en lingotes y piezas coladas así como la formación de ciertas estructuras de solidificación equiaxiales a través del material. El tamaño de grano esta inversamente relacionado con el grado de subenfriamiento debido a un incremento en la velocidad de nucleación, granos finos se pueden alcanzar por un rápido enfriamiento que garantiza un alto grado de subenfriamiento.

El aumento de número de núcleos por nucleación heterogénea puede resultar también en una estructura de grano fina y equiaxial en la solidificación. Existen otros métodos tales como agitación en la fusión y vibración durante la solidificación o el uso de recubrimiento de moldes. Los cuales resultan en la formación de estructuras de grano finas/equiaxiales, en la colada.

El refinamiento de grano por “tratamiento químico” adición de agentes nucleantes, se ha vuelto el más popular debido a su simplicidad, buen control y costo. El interés en el progreso del refinamiento de grano parte del hecho que las propiedades mecánicas de cualquier metal o componente de la aleación son enormemente realzadas por tamaños de grano fino. Se ha probado que estructuras de grano equiaxiales finos transmiten altos esfuerzos de cedencia, alta tenacidad, buena extrusión, distribución uniforme de segundas fases y micro porosidad en una escala fina que resulta en una mejora a la maquinabilidad, resistencia al rasgado en caliente, y otras propiedades deseadas. Rosenhain mostró que la adición de titanio al aluminio fundido antes de la colada causa que solidifique con una estructura de granos equiaxiales y con tamaño de grano reducido, en lugar de la estructura de grano columnar y gruesa usual. Sincha y Boehm fueron los primeros en mostrar el efecto del refinamiento de grano efectuado por la adición de titanio, el cual mejora marcadamente el esfuerzo tensil y la elongación en una aleación Al-4.5 Cu. Los requerimientos de un inoculante para que actúe como un sitio de nucleación efectivo son los siguientes:

- I. Este debe de tener un punto de fusión más alto que el de la aleación siendo solidificada.
- II. Este debe de poder inicializar el enfriamiento a muy bajos subenfriamientos.
- III. Un número suficiente de partículas nucleantes debe de ser uniformemente distribuidas.
- IV. Las partículas nucleantes deben de ser más grandes que el tamaño critico, el cual depende del subenfriamiento de la fusión.

Cuando el refinador de grano es agregado a la fusión este tarda un tiempo para que los sitios de nucleación muestren todo su potencial (El tamaño de grano alcanza un mínimo, que comúnmente se refiere a el último tamaño de grano $185\mu\text{m}$).

El tiempo requerido para alcanzar este último tamaño de grano normalmente alude al tiempo óptimo de contacto. Un refinador de grano es llamado de rápida acción si el tiempo de contacto óptimo es muy corto y es llamado de acción lenta si su tiempo de contacto óptimo es más largo. Un refinador de grano ideal sería aquel que no solo es de rápida acción sino también, no muestre decaimiento o que este sea insignificante para tiempos largos de permanencia (perdurable).

En la figura 2.10 se muestran macro estructuras de aluminio refinadas mediante un refinador, con el cual se obtienen granos finos equiaxiales en 2 minutos y cuyo potencial no se pierde incluso después de 120 minutos de permanencia posteriores a la adición del refinador de grano efectivo, si el tamaño de grano de aluminio cae por debajo de un nivel aceptable ($220\mu\text{m}$). Parece no haber una razón clara para escoger tal valor como un nivel aceptable, pero se ha vuelto muy común usar este valor para estimar la eficiencia particular de un refinador de grano. La eficiencia de el refinador de grano en convertir una estructura de grano gruesa y columnar a un estructura equiaxial fina. Por tanto, mientras se compara la eficiencia del refinamiento de grano de cualquiera de dos refinadores de grano, los cuales den pequeños tamaños de grano de aluminio para el mismo nivel de adición puede ser considerado como tener alta eficiencia de refinamiento de grano. Manteniendo la fusión más allá del tiempo óptimo de contacto que usualmente lleva a un aumento en el tamaño de grano, el cual se refiere a un decaimiento.

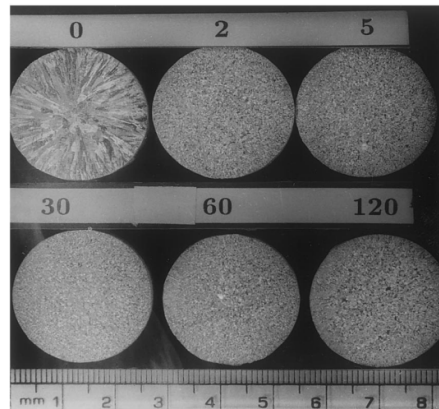


Figura 2.10 Macro-estructura de Al refinadas por adición de Ti utilizando una aleación maestra de Al-5Ti-1B, los números por encima de las macro-estructuras representan el tiempo de permanencia en minutos.

El decaimiento puede deberse a la disolución de sitios de nucleación y/o a su asentamiento o flotación de acuerdo a su alta o baja densidad con respecto a la fusión. Cuando una aleación de aluminio contiene ciertos elementos aleantes tales como Cr, Zr, Li y altas cantidades de silicio se observa que al ser refinado por medio de una aleación maestra de Al-5Ti-1B en niveles de adición 0.01% Ti, únicamente el refinamiento de grano es parcial o existe una completa ausencia de el refinamiento de grano, lo cual no ocurriría con la ausencia de tales elementos. Lo anterior es llamado efecto de envenenamiento.

El tipo y tamaño de granos formados, son determinados por la composición de la aleación, la rapidez de solidificación y la adición de aleaciones maestras (refinadores de grano) que contengan partículas de fases intermetálicas, las cuales proveen sitios para la nucleación heterogénea. El tamaño de grano se refina, al

incrementar la rapidez de solidificación, pero también es dependiente de la presencia de elementos refinadores de grano (principalmente titanio boro) en la aleación. Hasta cierto punto, el tamaño y la forma de los granos puede ser controlada por la adición de refinadores de grano, pero el uso de temperaturas de colada bajas y una elevada rapidez de enfriamiento. La refinación de grano generalmente se realiza mediante la adición de aleaciones maestras binarias (Al-5Ti) o ternarias (Al-5Ti-1B). El refinamiento de grano representa varios beneficios para las aleaciones de fundición, tal como las propiedades mecánicas mejoradas en condiciones de colada, una mejor distribución de la segunda fase y de la micro porosidad a escala más fina, mejor alimentación para evitar la porosidad por contracción, además mejora la habilidad del material para lograr una superficie uniforme, también mejora la resistencia a la fatiga.

Para que los refinadores de grano sean efectivos, se deben introducir cantidades controladas y fiables aluminuros y boruros, en la forma tamaño y distribución correctos para la nucleación de grano. El refinamiento se logra añadiendo una aleación maestra Al-5%Ti y/o Al-5%Ti-1%B. La proporción de adición es de 1Kg/1000Kg lo que provee 0.005% Ti y 0.001%B. Tal nivel de adición produce un grano equiaxial con un tamaño entre 100 - 150 μ m. Para el caso de las aleaciones binarias Al-5%Ti, la adición entre 0.15 y 0.25 % de titanio provoca refinación eficiente de aleaciones coladas base aluminio.

2.5.2 Efecto de la presencia de Titanio y Boro.

La adición de Ti o mezclas de Ti/B produce una reducción del tamaño de grano en algunas aleaciones base Al, especialmente en aquellas donde la fase predominante es la solución sólida. Como la Al-Si hipoeutécticas, Al-Cu y Al-Mg. Sin embargo para las aleaciones que poseen cantidades significativas de fase eutéctica, como algunas aleaciones Al-Si el incremento o mejora de sus propiedades mecánicas depende en mucho menor grado del tamaño de grano. Ya que generalmente la fase eutéctica que contiene al Si es la más frágil, esta es la que determina en gran medida las propiedades de estas aleaciones, por lo que también es importante la aplicación del tratamiento de modificación, en adición al tamaño y morfología del Si en el eutéctico.

Participación del Boro en la refinación de grano.

Las partículas de $TiAl_3$ presentes en aleaciones maestra Al-Ti son relativamente solubles en aluminio líquido. Cuando la aleación maestra es adicionada al metal líquido, las partículas comienzan a disolverse y establecen una concentración localizada de celdas de titanio. Si hay una permanencia excesiva en el líquido, las partículas $TiAl_3$ podrían disolverse completamente. El titanio entonces se dispersa en el líquido a una concentración menor al 0.15% en peso de Ti, una vez que esto ocurre, el refinador de grano llega a ser inactivo y no puede ser reactivado.

La aleación maestra ternaria Al-Ti-B, contiene varias cantidades de boro y más refinadores de grano efectivos. Su capacidad de refinación de grano mejora con el tiempo de contacto y su efectividad continúa por tiempos mayores que la aleación maestra binaria Al-Ti. Las partículas TiB_2 no toman parte en el proceso de nucleación inicial, pero de alguna forma incrementan el número y aumentan la vida del núcleo activo $TiAl_3$. Se piensa que las partículas TiB_2 pueden actuar como sustratos inertes.

Si la adición del refinador de grano se realiza previa a la colada, los cristales columnares nunca tendrán oportunidad de desarrollarse en la pieza, y ésta será refinada completamente desde las paredes del molde hasta la parte central, como se puede observar en la figura 2.11.

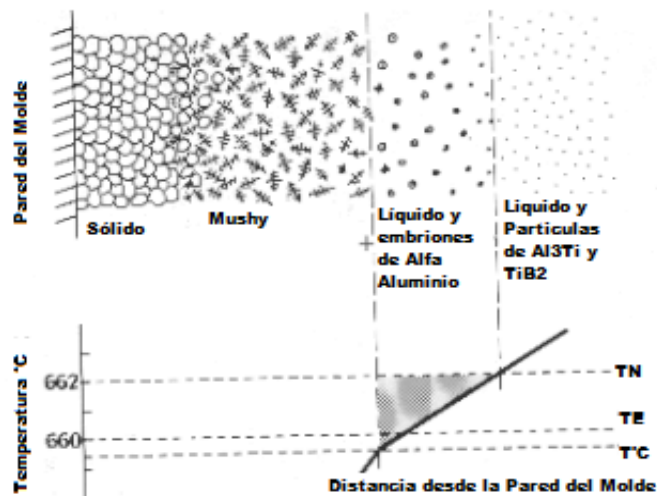


Figura 2.11 Representación de la solidificación de aluminio, con adición previa a la colada de partículas de $TiAl_3$ y TiB_2 en forma de aleación maestra Al-Ti-B.

2.5.3 Modificación.

En las aleaciones hipoeutécticas Al-Si, los cristales de silicio de la mezcla eutéctica crecen de manera facetada. Los cristales de silicio se forman delante de la fase de aluminio y la morfología de los cristales de silicio se parece a una forma de abanico. Dicha morfología, consiste de agujas de silicio, las cuales se derivan de los distintos sitios de nucleación. Éste tipo de estructura eutéctica provoca propiedades mecánicas pobres en la piezas de fundición. Se sabe que la adición de ciertos elementos tales como sodio, calcio o estroncio, cambian completamente la morfología de los cristales de silicio eutéctico, de agujas o placas grandes a una estructura fibrosa tipo alga marina. La nucleación y el proceso de crecimiento de los cristales de silicio eutéctico son influenciados por éstas adiciones.

Factores que afectan la modificación.

En general, son tres factores principales los que interactúan y determinan la modificación de la micro estructura del Si eutéctico en las aleaciones hipoeutécticas Al-Si.

Tipo de modificador usado.

El sodio (Na) y el estroncio (Sr) se usan para modificar la estructura eutéctica en aleaciones Al-Si y son capaces de producir un rango completo de micro estructuras, es decir, desde una estructura mal modificada (placas de silicio) hasta una estructura sobre modificada (mezcla de silicio en partículas gruesas y finas).

Entre el Na y el Sr, el sodio es el que tiene mayor poder modificador, pero tiene desventajas como gran reactividad con el oxígeno y poco tiempo de permanencia en la fusión, el Sr que aunque con un poder modificador menor al del sodio, representa ventajas, al ser más estable, y un tiempo de permanencia en la fusión de hasta dos horas contra 5 minutos del sodio. La forma más usual de introducir el Sr en la fusión es mediante aleaciones maestras con un contenido menor al 20%Sr, y las más usadas en la industria son las que contienen entre un 3% y 10% Sr. En este rango, las aleaciones tienen un eutéctico de Al-Al₄Sr y grandes placas del intermetálico Al₄Sr.

A concentraciones más altas de Silicio, se requieren cantidades más grandes de Sr para producir una modificación completa. Cuando se incrementa de 7 a 11% Si, la cantidad de Sr requerido se eleva hasta en un 50%

Cantidad de modificador base Sr.

Dependiendo de las condiciones de fundición y composición de la aleación hay un nivel de modificador crítico requerido para producir una micro estructura bien modificada, niveles que van desde 0.005-0.03 % Sr, dependiendo de las composiciones químicas (%Si) así como la rapidez de enfriamientos.

Impurezas presentes en el baño líquido.

Uno de los elementos que más influyen en el grado de modificación es el Fósforo (P), el cual es introducido a la fusión por el contacto con refractarios, herramientas pintados, etc. El fósforo interfiere con la modificación ya sea que se realice con Na, Sr ó Sb, ya que al tener altos contenidos de fósforo también se requieren cantidades más grandes de modificador para poder obtener un grado de modificación aceptable. Al ser la modificación un efecto de superficie, muy pequeñas cantidades de ciertos elementos pueden ayudar o impedir la modificación.

Modificación química, disolución y decaimiento del modificador.

Los modificadores más comunes base Sr son: Al-3.5% Sr, Al-10% Sr, Al-10% Sr-14% Si. Las aleaciones maestras con menos del 45% Sr no son reactivas en el aire y no requieren ninguna precaución especial para su empaque y almacenamiento. El tratamiento en el baño líquido con Sr es simple y puede realizarse sumergiendo la aleación maestra (modificador) dentro de una campana perforada en el interior del baño líquido. Una agitación adecuada mejora la velocidad de disolución pero ésta no debe de ser tan severa ya que la absorción de hidrógeno puede facilitarse.

El proceso para adicionar un modificador a un baño líquido involucra la disolución del agente modificante y su dispersión a través del todo el baño líquido. Para el caso del Sr, se pueden obtener altas y muy reproducibles recuperaciones. Considerando el diagrama de fases Al-Sr, se observa en la figura 2.12 que aleaciones maestras tales como Al-10% Sr, están compuestas por el eutéctico Al-Al₄Sr y placas grandes del intermetálico Al₄Sr.

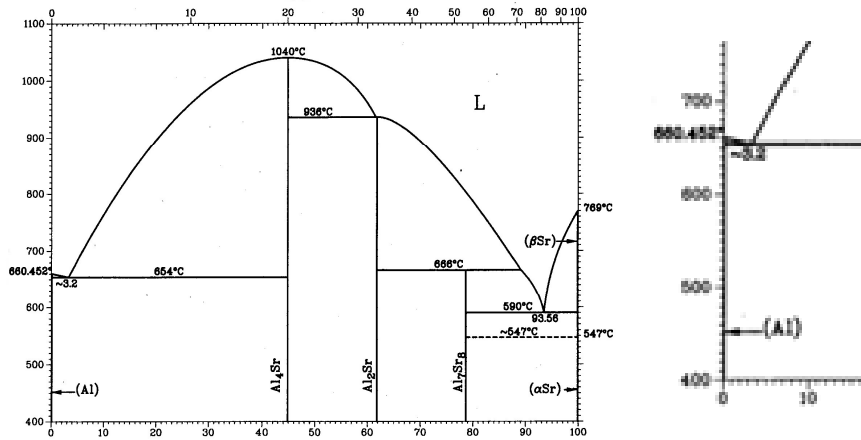


Figura 2.12 Diagrama de fases Al-Sr y detalle de la zona rica en Al

Para el caso de la aleación Al-10% Sr, las recuperaciones de Sr son mayores a temperaturas del baño líquido altas y son pobres si las temperaturas del baño líquido son demasiado bajas. Se pueden alcanzar recuperaciones de casi 90% bajo condiciones óptimas de temperatura del baño, pero si la temperatura es demasiado baja, la recuperación puede caer hasta un 46%.

Decaimiento del Modificador.

Dependiendo de las condiciones de trabajo, tales como: temperatura del baño líquido y tiempo de retención del baño líquido, el nivel Sr presente en el baño líquido, puede decaer o disminuir debido a una excesiva afinidad química por el oxígeno. En éste caso, el modificador quedará en el baño pero en una forma combinada químicamente. Tales elementos combinados químicamente son inefectivos como modificadores y sólo los átomos libres y en solución en la aleación líquida pueden causar modificación.

Sobre modificación

Niveles de Sr más altos que el necesario para producir una micro estructura completamente modificada ejercen un efecto perjudicial en las propiedades de la aleación. Se asocian dos fenómenos con la sobre modificación con Sr:

- Un engrosamiento de la estructura del silicio, conocida como una reversión del silicio fibroso fino a formas de placas gruesas interconectadas.
- La aparición de partículas intermetálicas Al_2Si_2Sr .

Efectos de la modificación.

El objetivo principal es que las estructuras modificadas exhiban propiedades como la resistencia a la tracción y el % de elongación, apreciablemente más altas que las estructuras sin modificar. En la figura

2.13 se ilustra los efectos deseables sobre las propiedades mecánicas que pueden ser alcanzados con la modificación.

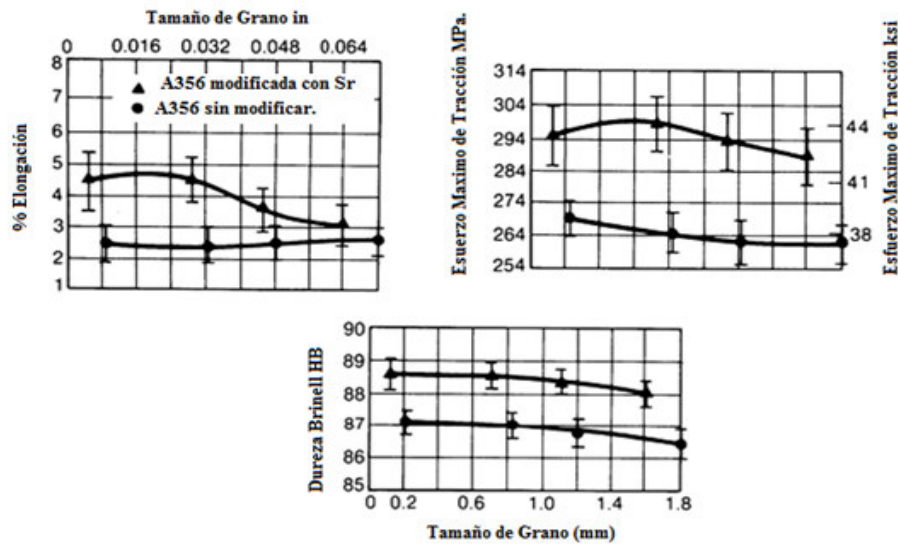


Figura 2.13 Propiedades mecánicas de probetas de tracción de una Aleación A356 modificada y sin modificar.

Se puede observar que existe una diferencia entre las muestras que fueron modificadas y las que no se modificaron, en general se presenta un aumento, en las que fueron modificadas, ya sea en dureza, % elongación y resistencia a la tracción.

2.6 Análisis térmico.

El análisis térmico es una técnica que genera información del tamaño de grano y el grado de modificación eutéctica a partir de la medición de algunos parámetros de solidificación. El análisis térmico de la región eutéctica, se basa en el estudio de los parámetros de solidificación, tales como la temperatura de crecimiento eutéctico, temperatura de recalcancia y el tiempo de solidificación de la fase eutéctica, de una curva de enfriamiento obtenida registrando la variación de temperatura como una función del tiempo, de una pieza solidificando. Por lo tanto, se obtiene una gráfica “Temperatura vs. Tiempo”.

2.6.1 Principios del análisis térmico

La solidificación de un metal va acompañada por la evolución de calor (calor latente de solidificación), la magnitud depende de las fases que se forman durante la solidificación. La gráfica “Temperatura vs. Tiempo”, produce información sobre como solidifica la aleación. Las curvas de enfriamiento ideales se asocian a diagramas de fase obtenidas al equilibrio (enfriamiento extremadamente lento).

Un metal puro como el aluminio, solidifica a 660.6°C. La solidificación comienza en el inicio de la meseta (punto β) cuando el calor latente inicia su evolución debido a la transformación del líquido a sólido que involucra una liberación de energía y de ésta forma compensa las pérdidas de calor que sufre la

pieza solidificando; la meseta formada en la curva de enfriamiento significa que en ese momento se tiene un balance de energía entre el calor perdido con el calor generado; posteriormente, termina de transformarse la última fracción de líquido a sólido en el punto “ θ ” (se deja de generar calor) y finalmente la velocidad de extracción de calor aumenta.

Por otra parte, las aleaciones con solución sólida solidifican sobre un rango o intervalo de temperaturas. La curva de enfriamiento sólo muestra cambios de pendiente cuando la solidificación comienza o termina. La solidificación comienza en el punto “ β ”, donde la velocidad de enfriamiento disminuye debido a la evolución de calor latente posteriormente la solidificación termina en el punto “ θ ”, en donde el calor latente ya no es desprendido y la velocidad de enfriamiento incrementa. Observar la figura 2.14.

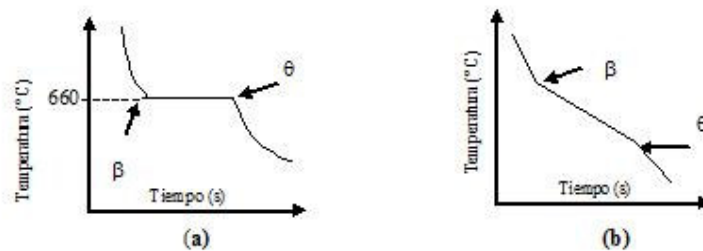


Figura 2.14 Curvas de enfriamiento ideales para (a) aluminio puro (b) Aleación con solución sólida.

Aleaciones eutécticas binarias como la eutéctica Al-Si, solidifican a una temperatura bien definida y constante similar a un metal puro, por lo que las curvas de enfriamiento son semejantes a los metales puros, en la cual la temperatura de la meseta indica la temperatura de solidificación de la fase eutéctica. Las curvas de enfriamiento de aleaciones hipo ó hipereutécticas tienen la forma característica que es una combinación de las curvas a y b (figura 2.15). La solidificación inicia con la formación de la fase primaria sobre un rango de temperaturas y es asociado con un cambio de pendiente, puntos “ β ” y “ δ ” en la figura b; posteriormente se realiza la solidificación de la fase eutéctica, la cual se manifiesta en la curva de enfriamiento como una meseta, que inicia en el punto “ δ ” y termina de solidificar en el punto “ θ ”. Cabe destacar, que las curvas de enfriamiento de aleaciones con más tres elementos, son caracterizadas por una serie de transformaciones adicionales que se manifiestan en cambios en la curva de enfriamiento.

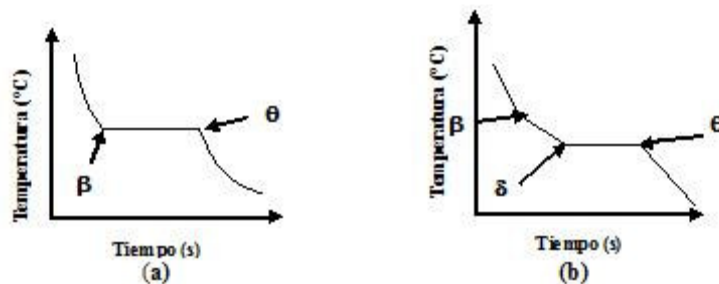


Figura 2.15 Curvas de enfriamiento ideales (a) aleación eutéctica y (b) aleación hipo ó hipereutéctica.

La rapidez de enfriamiento presente en el análisis térmico de piezas de fundición, están fuera del equilibrio, con el resultado de que las curvas de enfriamiento reales se pueden apartar de las formas ideales. Las desviaciones se presentan, porque las transformaciones de solidificación no comienzan exactamente en la temperatura de solidificación de equilibrio. Usualmente, la temperatura es menor que el valor de equilibrio antes de que comience la solidificación; este fenómeno es conocido como subenfriamiento.

Tan pronto como la solidificación comienza, el calor latente de solidificación es desprendido y la temperatura aumenta, de manera que se llega a un balance de energía, éste fenómeno es conocido como recalescencia. Ambos fenómenos son ilustrados en las figuras 2.16, para la solidificación primaria y la solidificación eutéctica.

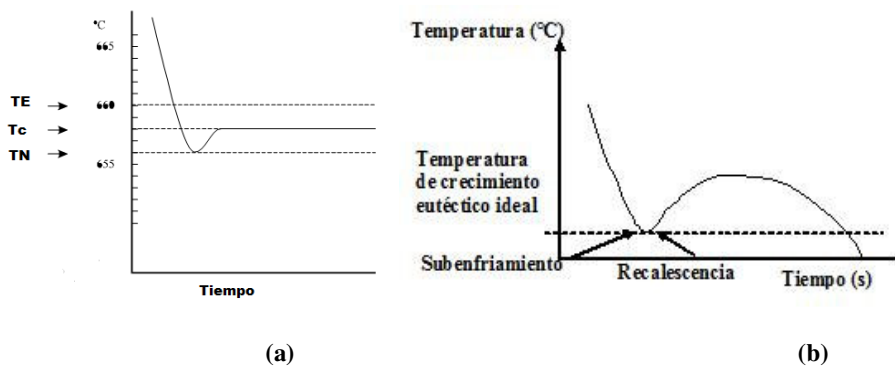
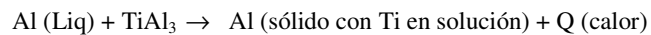


Figura 2.16 Curva de enfriamiento mostrando el fenómeno de subenfriamiento y recalescencia en la región (a) en la región de solidificación primaria y (b) en la zona eutéctica.

Si la cantidad de calor asociada con una transformación es demasiado pequeña o es desprendida demasiado rápido, es posible que no se observe la recalescencia en la curva de enfriamiento. En tal caso, la temperatura a la cual una transformación es observada, será menor que la temperatura de equilibrio verdadera para esa reacción.

2.6.2 Efecto del Ti sobre los parámetros de solidificación primaria.

La adición de partículas de $TiAl_3$, permite que ocurra la reacción peritética y por tanto la nucleación, adiciones de partículas de $TiAl_3$ al metal líquido en cantidades menores a la reacción peritética pueden disolverse. En las partículas adicionadas y rodeadas de aluminio se favorece el enriquecimiento de Ti, en zonas muy cercanas a la superficie de la partícula la concentración puede exceder al 0.15% de Ti, por tanto se alcanza la concentración necesaria para que ocurra la reacción peritética, la ecuación que expresa tal reacción es:



El calor generado es el resultado de la reacción peritética, por tanto es exotérmica, y una vez iniciada la reacción debe continuar hasta completarse o la composición del metal cambie. La temperatura a la cual

ocurre esto, esta entre la temperatura peritectica (T_{per}) y la temperatura de equilibrio (T_E). Hay que notar que esto crea condiciones extremadamente favorables, ya que la temperatura para desarrollar el nuevo núcleo (T_N) esta arriba de la temperatura de equilibrio (T_E), la curva de enfriamiento para estas condiciones se presentan en la figura 2.17, en la cual se observa que la temperatura de nucleación (T_N) esta por encima de (T_E), debido a que algo de Ti esta en solución en el Al líquido, con esto la temperatura de crecimiento se incrementa de (T_G) a (T_{G1}). Cuando el Ti se utiliza como refinador de grano, los núcleos de metal sólido son formados a una temperatura mayor que (T_R), aunque inicialmente permanezca como núcleos inactivos y se activen hasta que el metal se enfría y alcanza la temperatura de crecimiento.

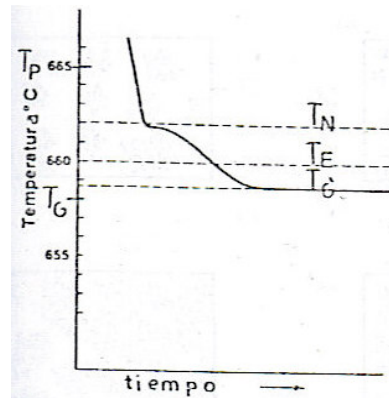


Figura 2.17 Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio con presencia de partículas de $TiAl_3$ (T_p) temperatura peritética (T_{G1}) temperatura de crecimiento.

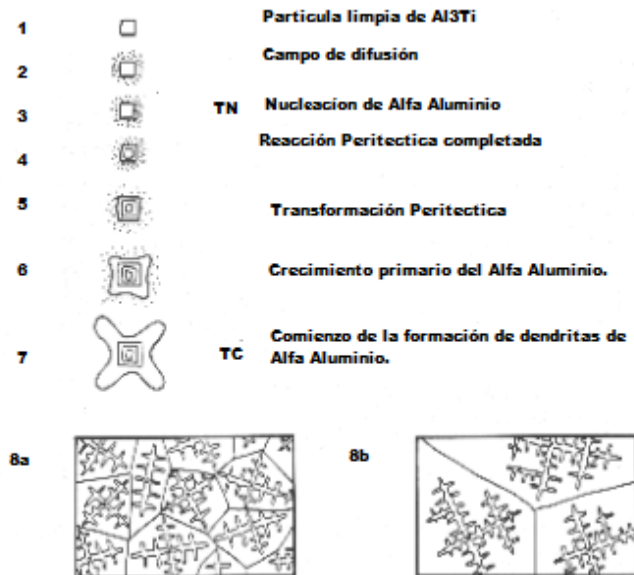


Figura 2.18 representación del mecanismo de nucleación y crecimiento de cristales de aluminio cuando se adicionan partículas de $TiAl_3$.

La solidificación y el crecimiento de los núcleos en presencia de la reacción peritética y el periodo de inactividad del núcleo de metal sólido, puede comprenderse mejor si se observa la figura 2.18. En el paso uno, la partícula de $TiAl_3$ comienza a disolverse y la concentración de Ti en el Al líquido se incrementa en la vecindad de la partícula. Cuando la composición peritética y la temperatura de nucleación (T_N) se alcanzan, la reacción se inicia como se aprecia en el paso 3, resultando un núcleo sólido de aluminio en la superficie de la partícula, nótese en la figura 2.19 que el primer sólido formado contiene aproximadamente 1.2%Ti. El cristal sólido de $Al\alpha$, crece envolviendo a la partícula de $TiAl_3$ (paso 4) por disolución parcial de Ti en su vecindad.

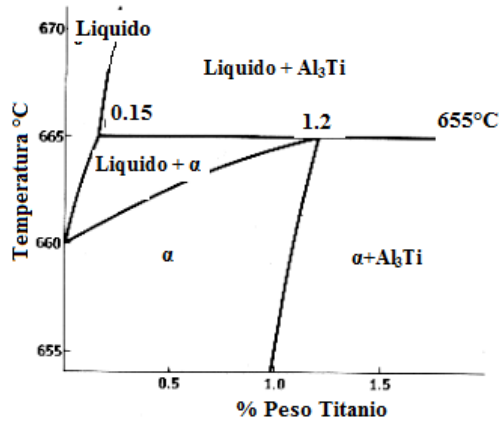


Figura 2.19 Detalle del diagrama de fases A-Ti, en el cual se presenta la reacción peritética a 655°C y entre 0.15-1.2% Ti

Cuando el $Al\alpha$ nuclea, el Ti se aparece en el líquido y entra en contacto con el metal líquido de bajo contenido de Ti, creciendo en etapas y las partículas aparecen como núcleos inactivos hasta que se alcanza la temperatura de crecimiento. En los pasos 5 y 6, hay un crecimiento lento de una capa de $Al\alpha$ en el cristal, pero el cristal permanece inactivo ya que la alta concentración de Ti se ha consumido en el líquido, y mas Ti solo puede ser abastecido desde el interior de la partícula por difusión a través de la capa de $Al\alpha$, el cual es un proceso muy lento. Esta es la principal característica del cristal de $TiAl_3$, que sufre la transformación peritética a una temperatura superior al punto de solidificación al equilibrio. Lo anterior hace que las aleaciones maestras sean refinadoras de grano muy efectivas.

Cuando el metal líquido es enfriado a la temperatura de equilibrio (T_E), paso 7, el núcleo podrá crecer de manera dendrítica, hasta que éste sea bloqueado por el crecimiento adyacente de otras dendritas. En éste punto el crecimiento dendrítico puede cesar, estableciéndose en el material una red continua de granos de la pieza colada. Conforme la temperatura decrece los espacios interdendríticos se llenan de metal líquido y solidifican. Una alta densidad de partículas de $TiAl_3$ dan buenas características nucleantes, obteniéndose un grano equiaxial fino. Cuando se utilizan composiciones hiperperitéticas de Ti, porcentajes mayores al 0.15%Ti el refinamiento de grano se hace más estable con el tiempo de residencia en el baño líquido, ya que la cantidad de $TiAl_3$ esta gobernada por el diagrama de fases de de la figura 2.19.

2.6.3 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación de una aleación Al-Si hipoeutéctica.

Cuando se adiciona estroncio a una aleación Al-Si hipoeutéctica, específicamente una aleación A356 se tiene una cierta variación en los parámetros de solidificación de la región eutéctica. Una de las variaciones más importantes es una depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico (T_E) y la temperatura de nucleación eutéctica (T_{Nucl}) figura 2.20 abajo mostrada.

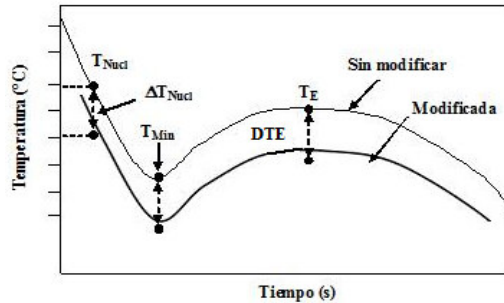


Figura 2.20 Depresión de la temperatura eutéctica en una aleación A356 debido a la adición de Sr al baño líquido.

Se puede observar que los parámetros fueron deprimidos, de tal manera que es posible definir dos parámetros de temperatura tal como se presenta a continuación:

1) $DT_E = T_{E(Sin Sr)} - T_{E(Sr)} =$ Depresión de la Temperatura Eutéctica

La diferencia de temperatura de crecimiento eutéctico entre un material sin modificar y un material modificado con Sr, es un indicativo de la magnitud del cambio morfológico del silicio eutéctico.

2) $T_{Nucl} = T_{N(Sin Sr)} - T_{N(Sr)} =$ depresión de la temperatura de nucleación

Es la diferencia de temperatura de nucleación eutéctica entre un material sin modificar y un material modificado con estroncio Sr.

La importancia de estos parámetros radica en que es posible asociarlos con un cambio micro estructural de la fase eutéctica de la aleación A356.

Estudios realizados por L. Backerud y colaboradores, concluye que la nucleación, además de las temperaturas de crecimiento eutéctico son disminuidas por la adición del modificador en un orden de 5-10°C. Durante el periodo de tiempo cuando el efecto de modificación es óptimo, las curvas de enfriamiento muestran:

- Una temperatura de nucleación baja (T_{Nucl}), ≤ 565 °C.
- Una temperatura de crecimiento eutéctico (T_E), ≤ 562 °C.
- Ausencia de una función de recalcencia ($T_{Nucl} - T_{Min} < 1$ °C).

Por otra parte, R. DasGupta y colaboradores, registraron y graficaron la temperatura de crecimiento eutéctico en función del %Sr. En general, la descripción del comportamiento de la curva es el siguiente: inicialmente la temperatura de crecimiento del eutéctico (T_E) disminuye hasta que se alcanza un 0.010%

Sr. Después incrementa de nuevo hasta un 0.017% Sr, punto en el cual dicha temperatura se mantiene invariable; finalmente, se presenta una disminución cuando el contenido de Sr excede un 0.078% Sr.

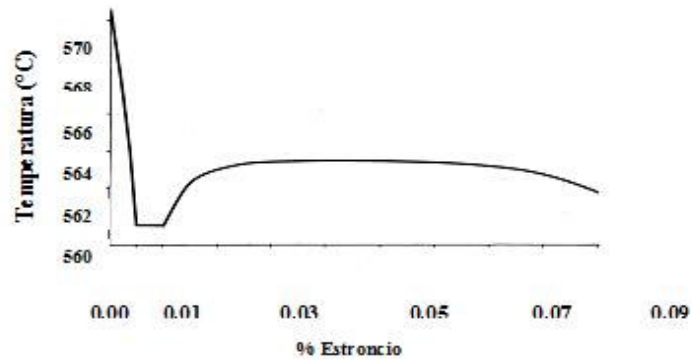


Figura 2.21 Variación de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr.

Por otro lado, [D. Apelian y J.J. A. Cheng 1986], estudiaron el efecto de la adición de Sr en la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico (T_E). En ambas aleaciones se puede observar un incremento gradual en T_E y después disminuye con la subsiguiente adición de Sr. Finalmente, los valores se mantienen en ≈ 2.8 °C para la aleación Al-7% Si y en ≈ 7.4 °C para la aleación A356.

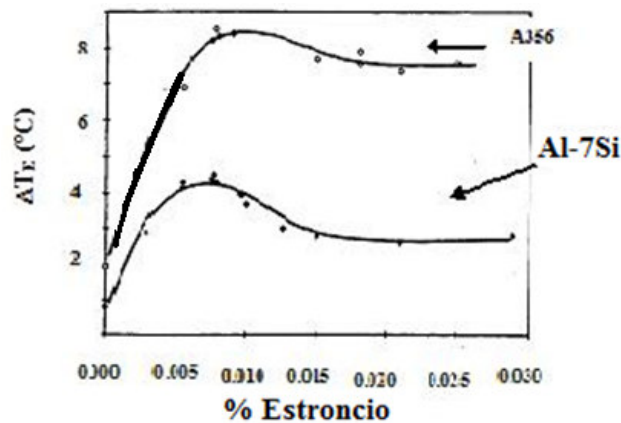


Figura 2.22 Variación de la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr para una aleación Al-7Si y A356.

2.7 Porosidad y rechupe.

2.7.1 Porosidad por hidrogeno.

El hidrogeno es el único gas apreciablemente soluble en el aluminio y sus aleaciones, la solubilidad varia directamente con la temperatura y la raíz cuadrada de la presión, la solubilidad se incrementa rápidamente con el incremento de la temperatura del liquido. La solubilidad del hidrogeno es mayor en el liquido que

en el sólido. El control de condiciones de fusión y del tratamiento del metal líquido, pueden resultar en niveles muy bajos de hidrógeno disuelto. Durante el enfriamiento y solidificación, el hidrógeno disuelto, es superior a la solubilidad en el sólido, por lo que se precipita en forma molecular, formando poros primarios o secundarios. La porosidad primaria o interdendrítica se forma cuando el contenido de hidrógeno es alto y este es expulsado en el frente de solidificación, resultando en una saturación super crítica y la formación de la burbuja. La porosidad secundaria (tamaño micro) ocurre cuando el hidrógeno disuelto es bajo, y la formación del poro ocurre en las concentraciones subcríticas de hidrógeno.

La formación de la burbuja de hidrógeno es fuertemente resistida por las fuerzas de tensión superficial, por el incremento del enfriamiento del líquido y la rapidez de solidificación, estas afectan la difusión, y por la ausencia de sitios de nucleación para la precipitación del hidrógeno tales como óxidos arrastrados. La precipitación del hidrógeno obedece las leyes de nucleación y crecimiento y es similar en este aspecto a la formación de otras fases metálicas durante la solidificación.

El proceso de la precipitación de hidrógeno consiste de:

1. Difusión de los átomos de hidrógeno dentro del baño de metal líquido.
2. Formación del núcleo subcrítico como función del tiempo y enfriamiento.
3. La aparición al azar de precipitados estables que exceden el tamaño crítico requerido para el crecimiento sostenido.
4. Crecimiento continuo mientras los átomos disueltos de hidrógeno sigan siendo libres de difundir a la burbuja precipitada.

El resultado es una distribución general de poros a través de la estructura solidificada. La porosidad por hidrógeno distribuida finamente, no siempre es indeseable. La precipitación de hidrógeno, puede alterar la forma y distribución de la porosidad por contracción en partes o secciones mal alimentadas. Las siguientes reglas describen la tendencia para la formación de poros por hidrógeno.

- Hay un valor crítico o umbral de hidrógeno, para cualquier composición que se debe exceder para que ocurra la porosidad por hidrógeno.
- La fracción residual del volumen del poro para cada aleación corresponde al contenido de hidrógeno sobre el valor límite
- La fracción de volumen del poro y el tamaño del poro disminuye cuando disminuye el contenido de hidrógeno sobre el valor límite
- La fracción del volumen del poro y el tamaño del poro disminuyen cuando aumenta la rapidez de enfriamiento.

En la figura 2.23 se pueden apreciar las relaciones que existen entre la porosidad y la rapidez de enfriamiento.

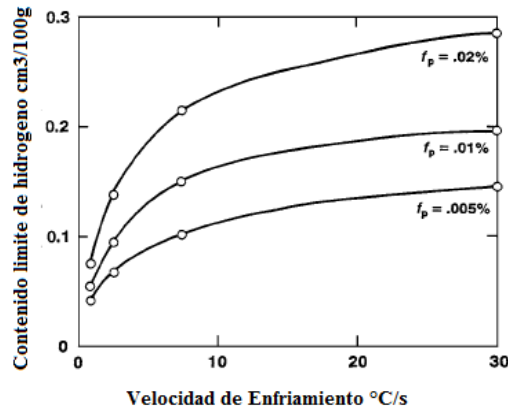


Figura 2.23 Relación entre el contenido de Hidrógeno y rapidez de enfriamiento para diferentes fracciones de porosidad (f_p).

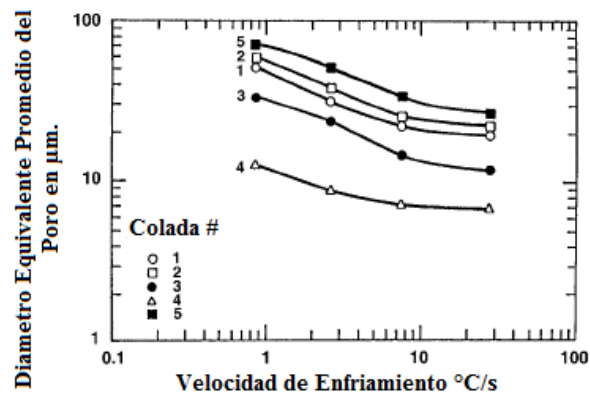


Figura 2.24 Relación entre el tamaño de poro y la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos en una aleación A356. Contenido de Hidrógeno ($\text{cm}^3/100\text{g}$): 1, 0.25; 2, 0.31 (grano refinado); 3, 0.25 (grano refinado); 4, 0.11 (grano refinado); 5, 0.31 (grano refinado y modificado).

La industria de la fundición ha usado varias formas de prueba de vacío en muestras de metal fundido para determinar la calidad de la fusión para cualquier aplicación de colada. La base para esta prueba, es la relación entre la solubilidad del hidrógeno y la presión. Puesto que la solubilidad del hidrógeno se relaciona directamente con la raíz cuadrada de la presión, la presión disminuida reduce la solubilidad del hidrógeno, incrementando la tendencia para la formación de la burbuja en la muestra.

La relación presión-solubilidad es importante cuando las presiones negativas asociadas a la contracción se desarrollan en la estructura de solidificación. Justo como en el caso de la formación del cristal, la precipitación del hidrógeno puede ocurrir como resultado de una nucleación homogénea o heterogénea. Los nucleantes más poderosos para la precipitación del hidrógeno son los óxidos, especialmente los óxidos que a través de la turbulencia, vaciado, manejo y tratamiento del metal líquido, introducen aire o fases gaseosas. En la presencia de tales núcleos, el hidrógeno precipita aun cuando los niveles de hidrógeno disueltos son bajos. En ausencia de fases nucleantes tales como los óxidos y especies gaseosas, las fuerzas de tensión superficial generalmente son bastante fuertes por lo que la precipitación se suprime

aun en los niveles relativamente altos de hidrogeno disuelto. Cuando el test de solidificación en vacio se realiza correctamente, se puede discriminar entre la formación de la burbuja por nucleación homogénea y heterogénea. La determinación se hace por la observación de la muestra así como su enfriamiento y solidificación.

- La formación inmediata de la burbuja, al aplicar el vacio indica que la fusión está contaminada con óxidos y contiene una cantidad indeterminada de hidrogeno.
- La aparición gradual únicamente durante el final de la etapa de solidificación indica que no hay óxidos presentes y que la cantidad de hidrogeno presente es relativamente alta.
- Si no hay aparición de burbuja, se puede asumir que la fusión está libre de óxidos y que la cantidad de hidrogeno en solución es menor al valor limite de precipitación.

Las Fuentes de hidrogeno incluyen: atmosfera (medio ambiente o del horno), refractarios húmedos, lingotes reciclados, aleaciones maestras y otros componentes de carga, flujos de gas, herramental, crisoles y ollas húmedos y productos de combustión.

El hidrogeno puede ser introducido a través de la disociación de la humedad de la atmosfera y productos de combustión, permitiendo la difusión del hidrogeno atómico dentro del baño liquido.

La turbulencia; si en el tratamiento de desgasificación, el baño liquido es agitado, puede aumentar la rapidez a la cual el hidrogeno de la humedad atmosférica es absorbido, y es responsable de la degradación del baño liquido después del tratamiento eficaz para remover el hidrogeno.

Si la capa de oxido del baño liquido se agita y mezcla con el baño, entonces es de esperarse un aumento en el contenido de hidrogeno y por tanto de porosidad. En aleaciones con magnesio, se forma un oxido amorfo de magnesio, que es más permeable o menos protector contra la difusión del hidrogeno de la atmosfera al baño liquido. Por lo que las aleaciones con magnesio son mas susceptibles a tener altos niveles de hidrogeno.

La desgasificación mediante el uso de gases inertes o activos, reduce la concentración de hidrogeno, por difusión dentro de las burbujas del gas introducido, correspondiendo una presión parcial dentro de la burbuja, al hidrogeno. Se han desarrollado técnicas de rotor, que proveen un mejor mezclado, reacciones gas-metal más eficientes y tiempos de reacción más pequeños, para alcanzar niveles más bajos de hidrogeno.

2.7.2 Rechupes por contracción.

El rechupe puede adquirir varias formas, centrados o en forma de hundimientos o pequeños huecos distribuidos a través de toda la pieza formada durante la solidificación y asociado a la disminución de volumen durante toda la etapa de enfriamiento y solidificación.

En aleaciones Al-Si-Cu, el enfriamiento rápido conduce a la distribución de los rechupes en el límite de grano, mientras que enfriamientos lentos resultan en rechupes distribuidos interdendriticamente.

Es mucho más probable que el rechupe principal o primario se localice en una composición eutéctica. En todo caso, los rechupes comienzan primero a formarse en las temperaturas de liquidus-solidus correspondientes al 65 a 75 % sólido.

En composiciones con rango corto de solidificación, hay una mejor oportunidad para establecer solidificación direccional. Los defectos pueden tomar la forma de una tubería larga en comparación de la porosidad por rechupes. Estas aleaciones pueden ser caracterizadas por una alta proporción de alimentación másica relativa a la alimentación interdendrítica y son por lo tanto menos susceptibles, bajo condiciones razonables, de establecer la solidificación direccional, para la formación de rechupes distribuidos ampliamente

Cuando se usan buenas prácticas de fundición en composiciones de rango largo de solidificación, tal como algunas aleaciones Aluminio-Cobre y Aluminio-Magnesio, la distancia de solidificación pierde su importancia a una tendencia más general de contracción interdendrítica. Estas aleaciones son susceptibles a una micro porosidad extensiva que resulta de una proporción más alta de alimentación que tiene lugar interdendríticamente. La severidad del rechupe se incrementa por la complejidad de la geometría, variando el espesor, la rapidez de solidificación, las características de alimentación de la aleación.

Inclusiones.

Las inclusiones no metálicas son una preocupación especial en la colada de aluminio. Debido a su reactividad, el aluminio se oxida fácilmente en estado líquido y sólido. La velocidad de oxidación es mayor a temperaturas en las que el metal está fundido y se incrementa con la temperatura y tiempo de exposición.

Existen varias formas de óxidos con densidades similares a las del aluminio fundido y tamaños que reducen la efectividad de la separación gravimétrica. Además la mayoría de los óxidos se humectan con el aluminio líquido, reduciendo la efectividad de los métodos de separación mecánica. El aluminio puede reaccionar con compuestos en el refractario o con los recubrimientos usados para proteger los crisoles, ollas y herramental dando como resultado el arrastre de exógenos no metálicos.

Mientras el óxido que se forma en la superficie del aluminio fundido es altamente protector, cualquier agitación o turbulencia en el tratamiento y manejo del aluminio fundido incrementa el riesgo de arrastre de óxido y la inmediata reformación de óxidos adicionales. La concentración de óxido se puede incrementar cuando la adición de aleantes se realiza agitando el metal fundido, cuando elementos reactivos son sumergidos, cuando el metal es vaciado, y cuando el metal es conducido por el sistema de colada.

La desgasificación con gas inerte (argón) o cuasi-inerte (nitrógeno) solo es efectiva parcialmente en la remoción de inclusiones. La desgasificación rotatoria mejora la eficiencia de la remoción de inclusiones, pero el uso de gases activos como el cloro u otros halógenos es necesaria para deshumectar los óxidos incluidos, facilitando su separación por la acción de arrastre de el flujo de gas. El aluminio fundido puede ser filtrado de varias maneras, con variación de efectividades. Tamices, pantallas, lana de acero, espuma

porosa, y cerámicos, pueden ser usados en el sistema de colada, en la combinación que se desee, mientras no se restrinja el flujo de metal. Las inclusiones, así como los rechupes y la porosidad por hidrogeno reducen las propiedades mecánicas como la tracción la cual al ser aplicada, por la concentración de esfuerzos generada en la interfaz de la inclusión. En la siguiente sección se menciona el efecto combinado entre la porosidad por hidrógeno, por contracción y las inclusiones.

2.7.3 Efecto combinado de porosidad por hidrogeno, por contracción e inclusiones.

La precipitación del hidrogeno y la formación de la porosidad por contracción se consideran fenómenos separados e independientes. Pero hay mecanismos interactivos que afectan a ambos. Pequeñas cantidades de hidrogeno disuelto incrementan significativamente el tamaño del poro cuando este es formado como micro rechupe. En este respecto, los efectos del gas y el volumen del poro por contracción pueden ser considerados aditivos.

Puesto que los poros por contracción deben por definición resultar en áreas de presión reducida en comparación con la atmosférica, la solubilidad del hidrogeno se reduce en el liquido que lo rodea, facilitando la precipitación del hidrogeno dentro del rechupe formado. Las mediciones importantes de estos poros – morfología, densidad del poro, tamaño del poro, y fracción del volumen de los poros son afectadas por el hidrogeno.

El conocimiento convencional es que los poros por hidrogeno, son siempre redondeados, mientras que los rechupes tienen invariablemente características cristalinas, apariencia dentada que caracteriza la estructura de la dendrita. Sin embargo, la porosidad por hidrogeno puede conformarse en las regiones dendrita-brazo, la cual da a la burbuja la forma aparente característica de un rechupe. El rechupe ocurre bajo gradientes extremadamente bajos también llamados puntos calientes.

La precipitación de hidrogeno dentro de un rechupe influye en la morfología superficial. Es imposible separar por completo los efectos del rechupe y el gas disuelto en la formación de la micro porosidad. La precipitación del hidrogeno durante la solidificación compensa las presiones negativas relativas, cuando se forman los rechupes. La igualación de las presiones internas y externas causadas por la precipitación de hidrogeno dentro de los rechupes, minimiza la tendencia de la superficie a colapsar y alteran el tamaño y distribución de los poros en una manera que generalmente beneficia la apariencia externa a expensas de la calidad e integridad interna.

La formación de poros de hidrogeno y los efectos del hidrogeno en los rechupes internos son influenciadas por las inclusiones arrastradas que nuclean la precipitación. Debido a que las inclusiones facilitan fuertemente la formación de burbujas incluso a niveles muy bajos de hidrogeno disuelto, es importante considerar la interacción más bien que procurar correlacionar el contenido absoluto de hidrogeno con la formación del defecto. En la figura 2.25 se puede observar el efecto de las inclusiones, hace decaer la resistencia a la tracción debido a la presencia de inclusiones, al aumentar estas, disminuye la resistencia en porcentajes considerables.

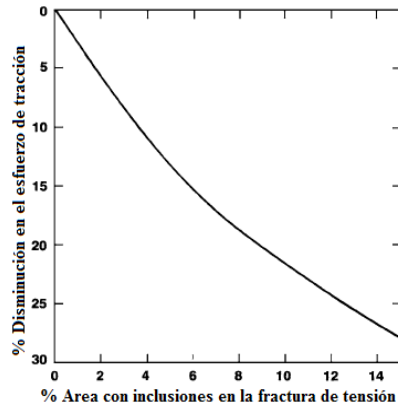


Figura 2.25 Efecto de las inclusiones en la resistencia a la tracción en una aleación Al-Si colada en arena.

En la figura 2.26 se relaciona el efecto causado por los poros producidos por contracción o micro rechupes, sobre la resistencia a la tracción en una aleación A356 con un tratamiento térmico T6, al igual que las inclusiones, impacta de una manera negativa al material, también se observa el efecto de la porosidad por hidrogeno, sobre el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo de tracción para una aleación A356 T6, al igual que las inclusiones y los micro rechupes, la porosidad por hidrogeno, impacta negativamente en las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada. El efecto de porosidad por hidrogeno, por micro rechupes e inclusiones se relaciona principalmente con el esfuerzo a la tracción, esto se debe, a que es la propiedad mecánica que resulta más afectada, sin embargo otras propiedades también resultan afectadas, una de ellas es el % de elongación, aleaciones Aluminio-Silicio hipoeutécticas, que son modificadas con Estroncio, se presenta porosidad relacionada con la modificación.

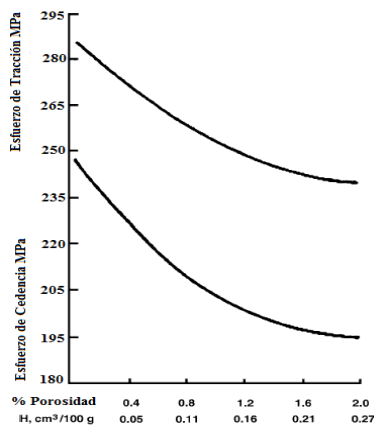


Figura 2.26 Efecto de la porosidad por hidrogeno sobre el esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo de tracción en una aleación A356 T6.

2.7.4 Formación de porosidad relacionada con la modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas.

La modificación con adiciones individuales de Estroncio o Sodio resultan en un aumento significativo en porosidad comparado con las coladas no modificadas y es debido a la presencia de numerosos poros dispersos, los cuales estaban ausentes en las coladas sin modificar. Se forman como resultado de las diferencias en el tamaño de los granos del eutéctico Al-Si entre las aleaciones modificadas y no modificadas. Adiciones de Sr a aleaciones hipoeutécticas Al-Si, aumentan el porcentaje del volumen, tamaño, y número de poros, en donde el volumen de poros es mayor en una aleación modificada con Sr en comparación a la misma aleación modificada con Na, y todavía mayor que la aleación sin tratamiento de modificación. La morfología del poro cambia de irregular e interconectada y su apariencia a redondeada y aislada.

2.7.5 Efectos relacionados con el Hidrogeno.

La adiciones de Sr. normalmente no introducen hidrogeno dentro del baño, sin embargo, se ha reportado que las fusiones que contienen Sr tienen una mayor rapidez de absorción de gas de los alrededores, posiblemente debido a una capa de oxido más permeable. La desgasificación por vacío ha mostrado ser una técnica ineficiente en las fusiones Al-Si que contienen Sr, a menos que vayan acompañadas de un tratamiento para remover las inclusiones. Esto fue tomado como una indicación, que los óxidos en fusiones que contienen Sr son más eficientes para retener el hidrogeno absorbido. La porosidad subsuperficial en aleaciones coladas de A356 modificadas con Sr han sido interpretadas como indicación del incremento de la absorción del gas mediante reacciones con la intercara molde-metal. Las explicaciones actuales relacionadas con el fenómeno del hidrogeno no pueden explicar claramente las tendencias del incremento de la porosidad con las adiciones de Sr en aleaciones de colada Al-Si.

Efectos en la nucleación del poro.

Se ha medido un decremento en la tensión superficial del líquido del 19% con la adición de 100 ppm de Sr y una disminución del 10 % con la adición de 50 ppm a una aleación A356. La presencia de sitios de nucleación heterogénea reduciría considerablemente la tensión superficial de la intercara poro-líquido y las inclusiones de oxido en la fusión son consideradas usualmente como nucleantes ideales. Se ha sugerido que el Sr puede actuar para incrementar el número o la capacidad nucleante de las inclusiones y que este puede explicar el incremento de la porosidad. La velocidad de oxidación se incrementa cerca de 3 veces en fusiones que contienen Sr y es acompañada por un incremento en el tamaño y número de las inclusiones. De la evidencia disponible, se concluye que la reducción de la presión superficial de la intercara poro-líquido probablemente no es la única responsable del incremento de la porosidad observada en las aleaciones modificadas y con impurezas.

III DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Diseño Experimental.

El diseño experimental se planteo con el objetivo de evaluar el efecto que tienen los aleantes Cu, Mg y Ni en las composiciones seleccionadas tabla 3.1, así como la refinación y modificación con (Ti y Sr) sobre los parámetros térmicos en la curva de enfriamiento, su efecto en la micro estructura y como consecuencia en las propiedades mecánicas en una aleación A356.

Tabla 3.1. Composiciones seleccionadas para su estudio.

Aleación	% Si	% Cu	% Mg	% Ni	% Ti	% Sr	% Fe	% Mn
1	7	2	1	0.25	---	---	---	---
1RM	7	2	1	0.25	0.25	0.03	---	---
2	7	2	1	0.50	---	---	---	---
2RM	7	2	1	0.50	0.25	0.03	---	---
3	7	2	1.5	0.25	---	---	---	---
3RM	7	2	1.5	0.25	0.25	0.03	---	---
4	7	2	1.5	0.50	---	---	---	---
4RM	7	2	1.5	0.50	0.25	0.03	---	---
5	7	2	2	0.25	---	---	---	---
5RM	7	2	2	0.25	0.25	0.03	---	---
6	7	2	2	0.50	---	---	---	---
6RM	7	2	2	0.50	0.25	0.03	---	---

Tabla 3.2. Composición de la aleación comercial A356

Elemento	%Si	%Cu	%Mg	%Ni	%Fe	%Mn	%Ti	%Sr
% Peso	7.10	0.1686	0.2833	0.0086	0.4391	0.1392	0.0197	.0002

Las composiciones químicas de las aleaciones maestras así como sus rendimientos, utilizadas para introducir los aleantes, así como para refinar y modificar las aleaciones experimentales se presentan en la tabla 3.3.

Tabla 3.3. Aleaciones maestras utilizadas para fabricar las aleaciones nominales.

Aleación	Al-Cu	Al-Mg	Al-Ni	Al-Ti-B	Al-Sr
% peso	Al-31.6Cu	Al-31.7Mg	Al-9.8Ni	Al-5Ti-1B	Al-10Sr
Rendimiento	98%	95%	98%	95%	85%

3.1.1 Fabricación de las aleaciones.

Las aleaciones complejas se fabricaron utilizando como base la aleación A356 y mediante un balance de carga se determinó la cantidad de aleación maestra requerida de (Cu, Mg y Ni) para cada caso tomando como base de cálculo una masa de 4 Kg. La refinación y modificación se realizó sobre una base de carga metálica de 2 Kg.

3.1.2 Condiciones de trabajo.

Cada corrida experimental se llevó a cabo bajo las mismas condiciones de trabajo las cuales se presentan a continuación.

- Temperatura de trabajo $\approx 780^{\circ}\text{C}$
- Temperatura de colada $\approx 750^{\circ}\text{C}$
- Tiempo de desgasificación 10 minutos (dividido en tres etapas de desgasificación).
- Colada en moldes de arena en verde.

3.1.3 Materiales y Equipo.

Los materiales y equipo utilizado en la fabricación de las aleaciones, moldes para análisis térmico, moldes para probetas de tensión, horno y herramental necesario para la fusión fueron los siguientes: En la fabricación de las copas se utilizó: arena sílica (No. AFS 80-90), silicato de sodio, (aglutinante) y gas CO_2 (catalizador). Para fabricar los moldes donde fueron coladas las barras para tensión se utilizó: arena en verde (6% bentonita cálcica, 4% bentonita sódica, 4% humedad, resto arena Oklahoma), modelo de sistema de colada y barras.

Se dispusieron de los siguientes equipos y herramientas para realizar el procedimiento experimental:

- Adquisidor de datos (Iothec Daq/56)
- Espectrómetro de emisión atómica (SPECTROLAB M8)

- Termopares tipo K (Cromel-Alumel) armados con bifilares cerámicos.
- Conectores macho-hembra.
- Horno de resistencia eléctrica Lindberg Blue M
- Mufla.
- Crisol de carburo de silicio AT 16.
- Pinzas y maneral para el manejo del crisol.
- Lanza para desgasificación.
- Gas argón.
- Escorificante.
- Cucharón para toma de muestras de metal líquido.
- Cucharilla para retirar escoria.
- Campana para introducir maleantes.

3.2 Procedimiento Experimental.

Para la elaboración de los moldes de arena en verde, se prepararon de 50kg de mezcla de arena para cada molde, mezclando el 10% de bentonitas (4% sódica y 6% cálcica), 4% de humedad y el resto de arena sílica (No. AFS 80-90).

3.2.1 Fabricación de las copas ó moldes para análisis térmico.

- Se fabricaron (copas) moldes de arena sílica-silicato de sodio, catalizadas con gas CO₂, y secadas en un horno de convección a 120°C.
- Estando lista la copa, se le inserta al centro un termopar tipo K (cromel-alumel), se le da una distancia dentro de la copa de 3 cm.
- La copa se fijo dentro de una caja, la cual está fabricada con arena sílica y silicato de sodio endurecida con CO₂, y aislada con cartón de asbesto. Todo esto con el fin de promover la reproducibilidad de las pruebas en iguales condiciones de trabajo, además de promover rapidez de enfriamiento lentas con el fin de facilitar los parámetros de solidificación.

3.2.2 Técnica de Fusión.

La fusión se realizo aplicando los pasos siguientes:

1. Pre calentamiento de la carga, en una mufla, a una temperatura de 550°C, mientras que el crisol se pre calentó dentro del horno a una temperatura de 650°C.
2. Una vez alcanzada la temperatura tanto en el horno, como en la mufla, se procedió a cargar el crisol.
3. Se dejó alcanzar la Temperatura de trabajo (780°C).
4. Desgasificación del baño líquido con gas argón, con un flujo de 1 (L/min) durante 6 minutos.
5. Se dejó alcanzar nuevamente la temperatura de trabajo (780°C).
6. El crisol fue cargado con las aleaciones maestras de Cu y Ni, se mezcló hasta que se incorporaron totalmente.

7. Nuevamente se desgasicificó durante 2 minutos y se dejó alcanzar de nuevo la temperatura de trabajo (780°C).
8. Posteriormente se cargó la aleación de magnesio hasta incorporarla y se agregó escorificante para evitar la pérdida del magnesio y del silicio.
9. El baño es descorificado y se tomó muestra para realizar el análisis químico.
10. Toma de muestra con el cucharón y vaciado en copas para la adquisición de datos de análisis térmico.
11. Extracción del crisol del horno y se vació dentro del molde.
12. El crisol se introdujo al horno y se le agregó escorificante al baño líquido para que retomara la temperatura de trabajo (780°C).
13. Se desgasicificó el baño durante 2 minutos más.
14. Incorporación de refinador y el modificador, con movimiento suave durante 5 minutos.
15. Una vez descorificado el baño líquido se tomó la muestra para composición química.
16. Toma de muestra y vaciado dentro de las copas para registro de las curvas de enfriamiento.
17. Extracción del crisol del horno y se vació el metal dentro del segundo molde destinado para esto.
18. El metal restante del crisol se vació dentro de una lingotera, y el crisol es limpiado y medido dentro del horno.
19. Una vez que el metal ha solidificado por completo se termina de capturar la curva de enfriamiento con el adquisidor de datos.

3.2.3 Obtención de las probetas de tracción y muestras para dureza.

Se siguieron los siguientes pasos:

- Se desmoldan las barras, se clasifican y se cortan las muestras para determinar porosidad y defectos posibles, se elige la barra que tenga la mayor calidad.
- Se maquinan las barras para obtener las probetas de tracción.
- De la parte sobrante se obtiene una probeta de dureza, una para macro ataque para determinar el nivel de refinación y una para micro ataque para determinar el grado de modificación y determinar las fases presentes.

Reactivos y condiciones de ataque para revelar la micro estructura

Para revelar la micro estructura se utilizaron los siguientes reactivos: HF al 0.5 % vol. Por 10-15 segundos, NaOH al 10 % a 80 C durante 10-15 segundos y reactivo Graffen-Sargent durante 10-15 segundos (420 ml H₂O, 77.5 ml HNO₃, 2.5 ml HF y 15 gr de CrO₃). A las muestras de análisis térmico fueron cortadas transversalmente y preparadas por técnicas metalográficas convencionales, antes de aplicar el ataque

Reactivos y condiciones de ataque para revelar la macro estructura

Se realizó de la misma forma que el micro ataque, el reactivo utilizado fue una solución al 20 % de CuCl₂, seguida de un enjuague con una solución 6:1 de HNO₃ HF, posteriormente la muestra fue secada y calentada a 120°C por dos minutos.

3.2.4 Determinación del tamaño de grano ASTM.

Se realizó por comparación contra los patrones físicos normalizados de acuerdo a Normas ASTM eligiendo el tamaño de grano más cercano, si no coincide con ninguno, se elige el intervalo entre el que se encuentra, esta tabla se puede ver en el Anexo I.

3.2.5 Nivel de Modificación.

Se evaluó por comparación contra el patrón AFS-Gruzleski, para ello se seleccionaron tres zonas a lo largo de la probeta y se captura la imagen a 500 X, cada una de las imágenes capturadas se compara contra el patrón de nivel de modificación de la AFS, el nivel reportado es el promedio de las tres zonas evaluadas

Dureza Brinell.

Se determinó la dureza Brinell de acuerdo a las condiciones normalizadas por ASTM E10 para materiales no ferrosos. Se utiliza una máquina "Hardness Testing Machine Type HB Shimidazu Japan (Feb 1981), con un indentador de carburo de tungsteno de 10 mm de diámetro y una carga de 500 Kg, mantenida durante un tiempo de 30 segundos.

Ensayo de tensión.

Se realizó un ensayo de tracción para cada una de las muestras para obtener la resistencia a la tracción, a la cedencia y % de elongación. El ensayo se realizó bajo norma ASTM B557.

IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Composición Química

La tabla 4.1 muestra las composiciones químicas en % en peso nominales y experimentales de las aleaciones complejas, se obtuvieron por la técnica de Espectrometría de emisión atómica.

Tabla 4.1 Composición nominal y experimental de las aleaciones A356 de referencia y aleaciones complejas.

Aleación	%Cu	%Mg	%Ni	%Ti	%Sr	%Si	%Mn	%Fe
Nominal 1	2	1	0.25	-----	-----	-----	-----	-----
A1	2.219	0.991	0.3075	0.0196	0.0002	7.02	0.1751	0.4462
A1RM	2.065	0.907	0.2875	0.2461	0.0110	6.52	0.1628	0.4341
Nominal 2	2	1	0.5	-----	-----	-----	-----	-----
A2	2.224	1.046	0.612	0.0196	0.0002	6.66	0.1783	0.4355
A2RM	2.078	0.944	0.576	0.2444	0.0272	6.43	0.1666	0.4354
Nominal 3	2	1.5	0.25	-----	-----	-----	-----	-----
A3	2.018	1.443	0.2702	0.0221	0.0001	7.15	0.1656	0.4067
A3RM	1.882	1.455	0.3188	0.2247	0.0222	6.43	0.1544	0.4021
Nominal 4	2	1.5	0.5	-----	-----	-----	-----	-----
A4	2.221	1.560	0.621	0.0206	0.0002	6.35	0.1628	0.4301
A4RM	2.043	1.390	0.58	0.2406	0.0261	6.14	0.1508	0.4274
Nominal 5	2	2	0.25	-----	-----	-----	-----	-----
A5	2.246	1.538	0.3039	0.0178	0.0001	6.61	0.1776	0.4174
A5RM	2.128	1.408	0.2889	0.1712	0.0312	6.23	0.1692	0.4091
Nominal 6	2	2	0.5	-----	-----	-----	-----	-----
A6	2.236	1.597	0.612	0.0173	0.0002	6.35	0.1836	0.4178
A6RM	2.099	1.410	0.581	0.2415	0.0101	6.08	0.1727	0.4192
A356	0.1686	0.2823	0.0086	0.0197	0.0002	7.10	0.1392	0.4391
A356RM	0.1582	0.2650	0.0087	0.1705	0.011	6.81	0.1290	0.4244

4.2 Macro estructura-Tamaño de Grano (TG)

Los resultados obtenidos de tamaño de grano (T.G.) ASTM y las macro estructuras correspondientes, se presentan en las figuras 4.1. El patrón para evaluar el tamaño de grano se presenta en la sección de Anexos.

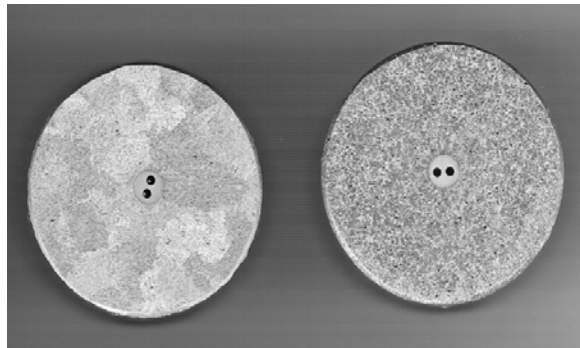


Figura 4.1 macro estructuras de la aleaciones A356 y A356 RM

Macro estructura y tabla 4.2 de resultados indicando el tamaño de grano ASTM y el % Ti en las aleaciones experimentales complejas y la aleación de referencia A356.

Tabla 4.2 Resultados para las aleaciones A356 y A356 RM

Muestra	Tamaño de grano ASTM	Diámetro Grano (mm)	% Ti
A356	7	3.5	0.0197
A356RM	13	0.33	0.1705



Aleación 1

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
7	2.47	2.6	0.0196



Aleación 2

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
----------------------	-----------------------------	---------------------	------

7	2.46	2.2	0.0196
---	------	-----	--------



Aleación 3

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
8	2.25	2.6	0.0221



Aleación 4

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
8	2.46	2.2	0.0206



Aleación 5

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
6	2.47	3	0.0178



Aleación 6

Tamaño de grano	Diámetro de la muestra	Diámetro Grano	% Ti
-----------------	------------------------	----------------	------

ASTM	(cm)	(mm)	
6	2.47	2.6	0.0173



Aleación 1RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
14	2.48	0.28	0.2461



Aleación 2RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
14	2.3	0.28	0.2444



Aleación 3RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
13 - 14	2.48	0.4	0.2247



Aleación 4RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
14	2.45	0.33	0.2406



Aleación 5RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
13	2.47	0.28	0.1712



Aleación 6RM

Tamaño de grano ASTM	Diámetro de la muestra (cm)	Diámetro Grano (mm)	% Ti
14	2.45	0.28	0.2415

De los resultados obtenidos, se puede observar en las imágenes que el tamaño de grano en las aleaciones que no han sido refinadas presentan granos gruesos los cuales están entre 6 y 8. Este tamaño de grano indica que las adiciones de elementos aleantes (Cu, Mg, Ni) no tiene ningún efecto perceptible en el tamaño de grano.

Las aleaciones tratadas con Ti presentaron un tamaño de grano entre 13 y 14, lo cual indica que el titanio tiene un impacto significativo sobre esta característica. Se puede observar que las muestras con mayores niveles de Ti, fueron aquellas que alcanzaron un tamaño de grano menor.

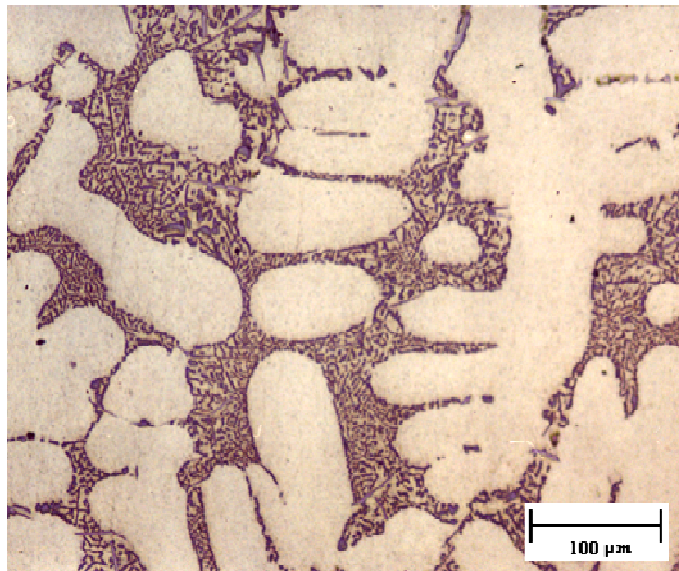
4.3 Micro estructura-Nivel de modificación (NM)

Las figuras y tablas presentan los resultados obtenidos del nivel de modificación promedio de las aleaciones complejas experimentales y la aleación de referencia A356.

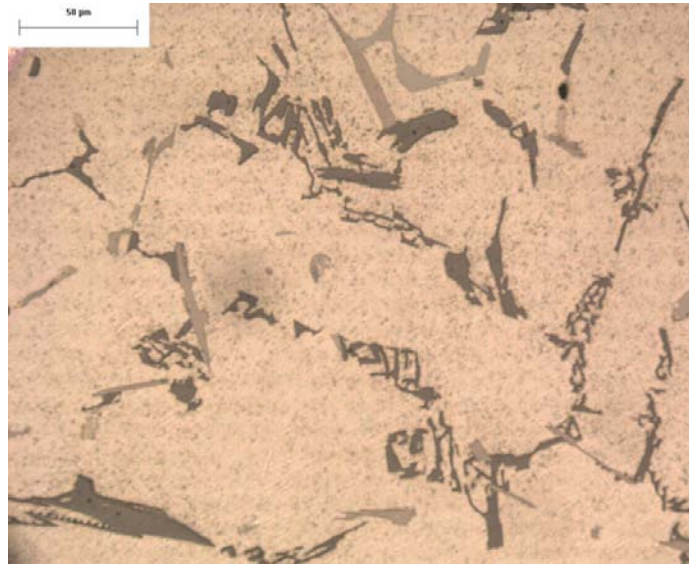
Aleación de referencia A356



Aleación de referencia A356 RM



Aleación 1



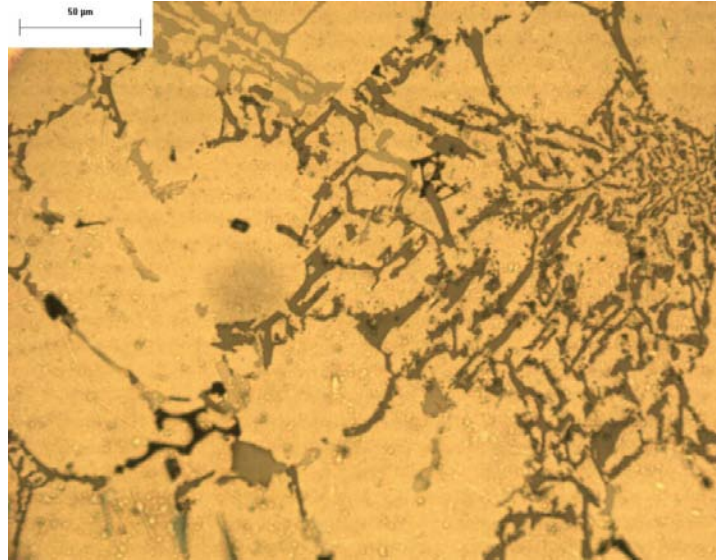
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	50

Aleación 1



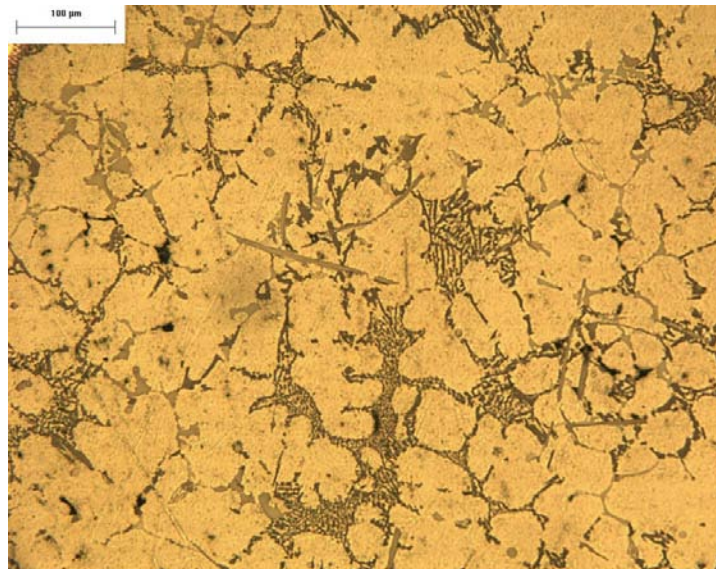
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	100

Aleación 1 MR



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
3 - 4	0.0110	50

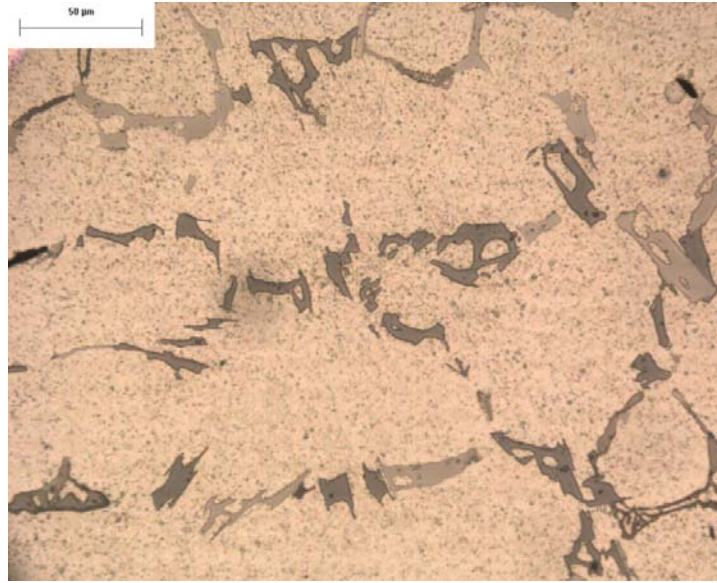
Aleación 1 MR



N. M.	% Sr	Escala en (μm)

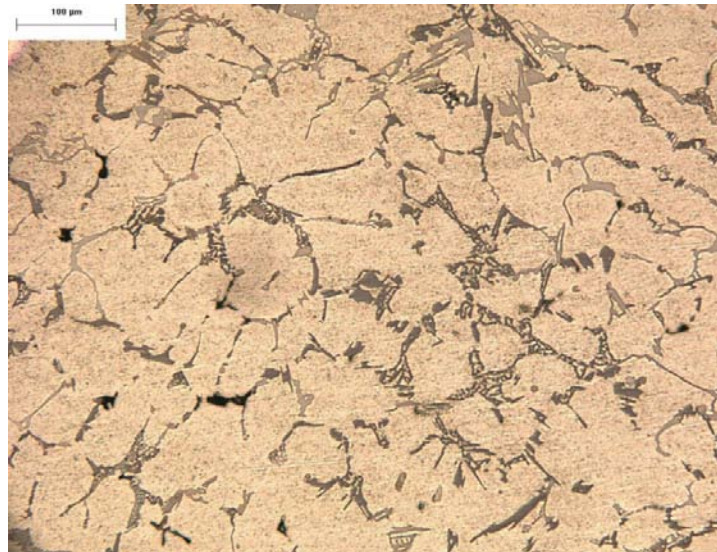
3 - 4	0.0110	100
-------	--------	-----

Aleación 2



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	50

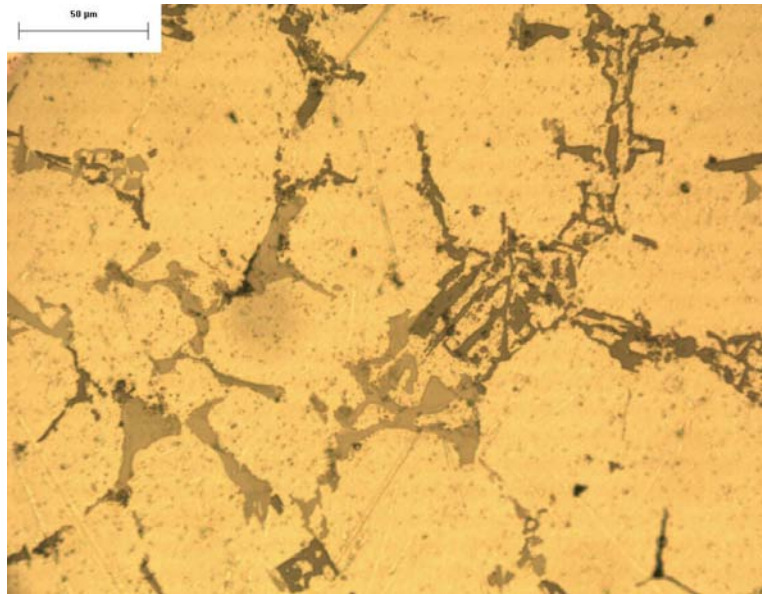
Aleación 2



N. M.	% Sr	Escala en (μm)

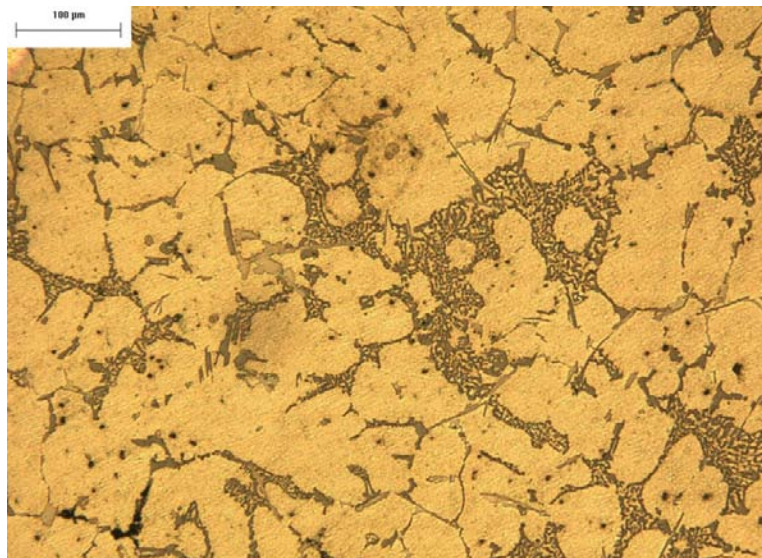
1	0.0002	100
---	--------	-----

Aleación 2 RM



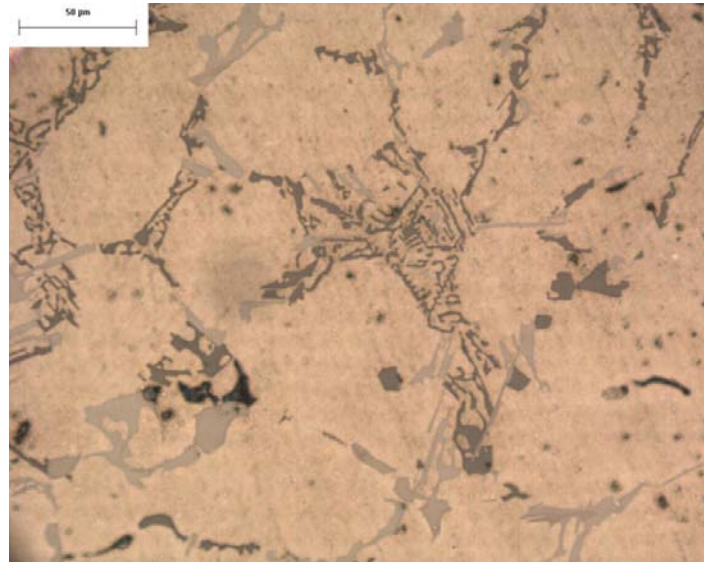
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
4	0.0272	50

Aleación 2 RM



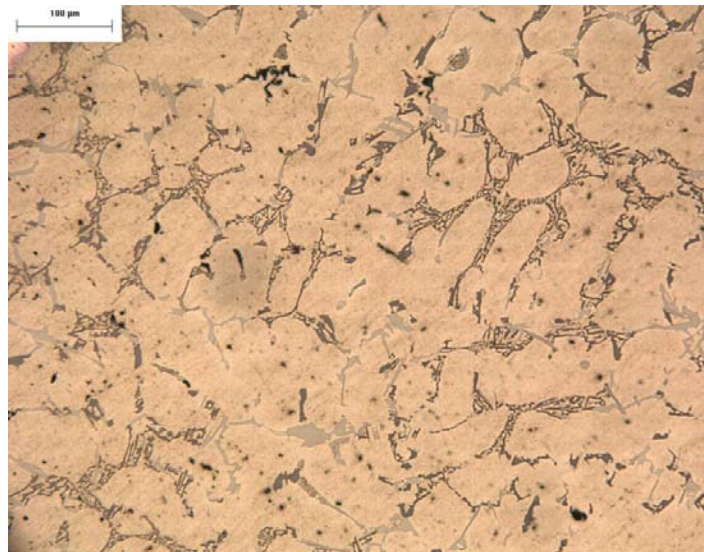
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
4	0.0272	100

Aleación 3



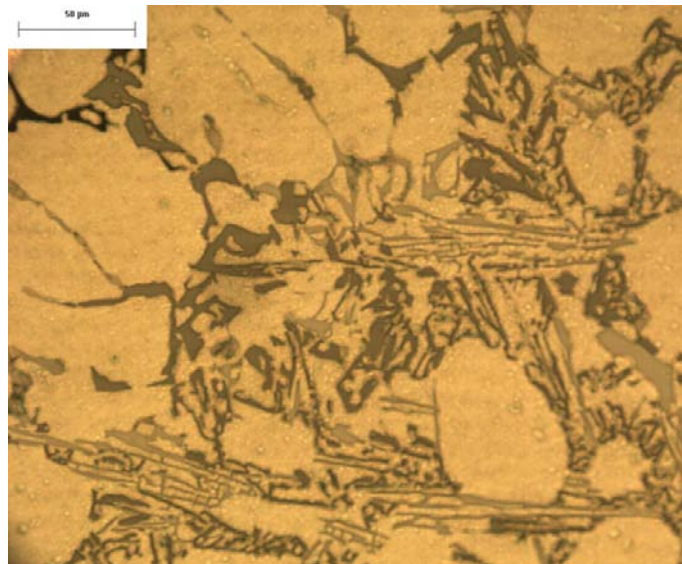
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0001	50

Aleación 3



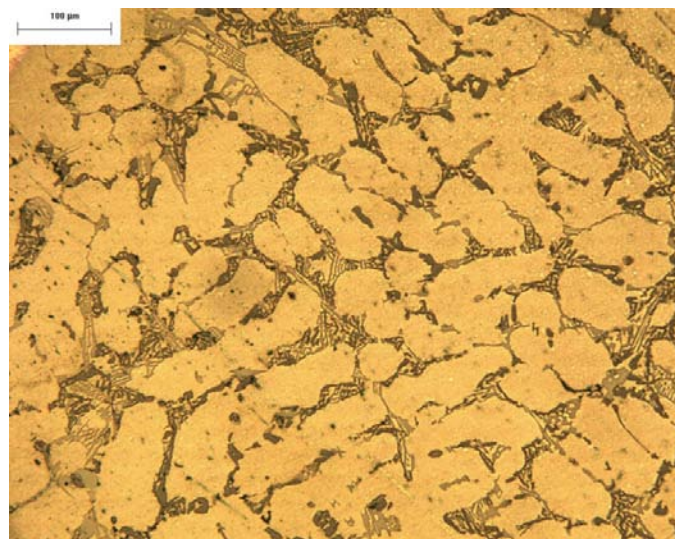
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0001	100

Aleación 3 RM



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
3 - 4	0.0222	50

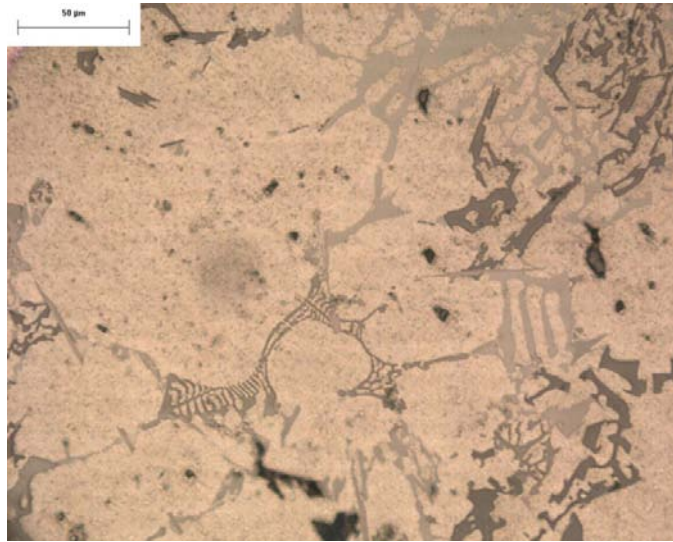
Aleación 3 RM



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
--------------	-------------	---

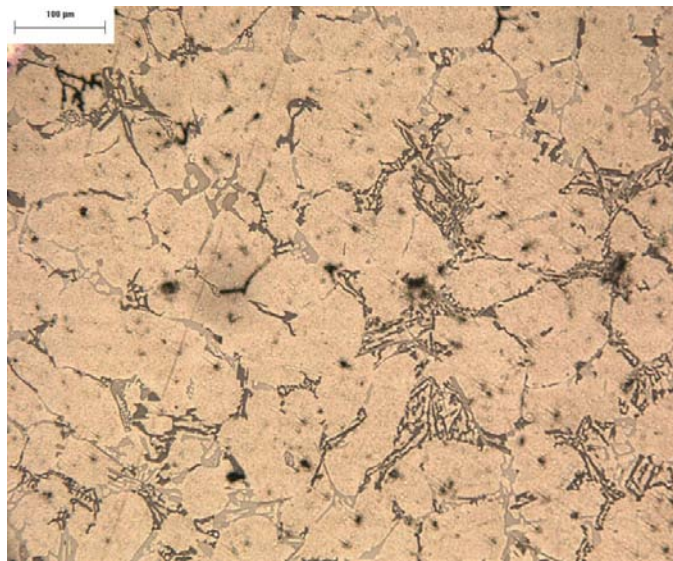
3 - 4	0.0222	100
-------	--------	-----

Aleación 4



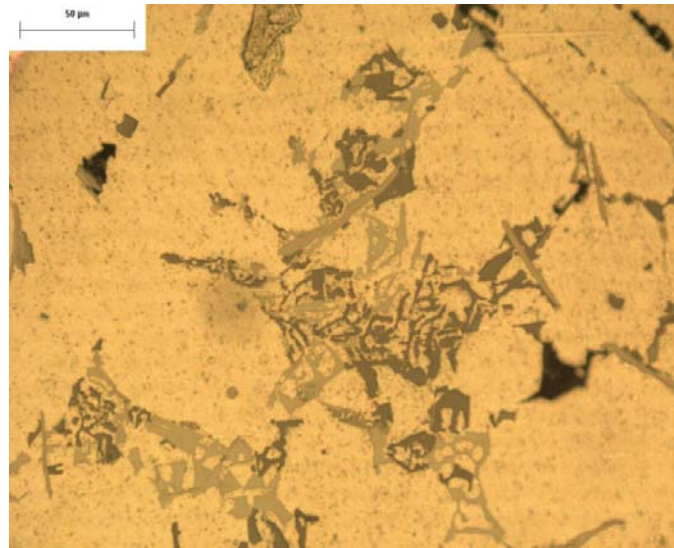
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	50

Aleación 4



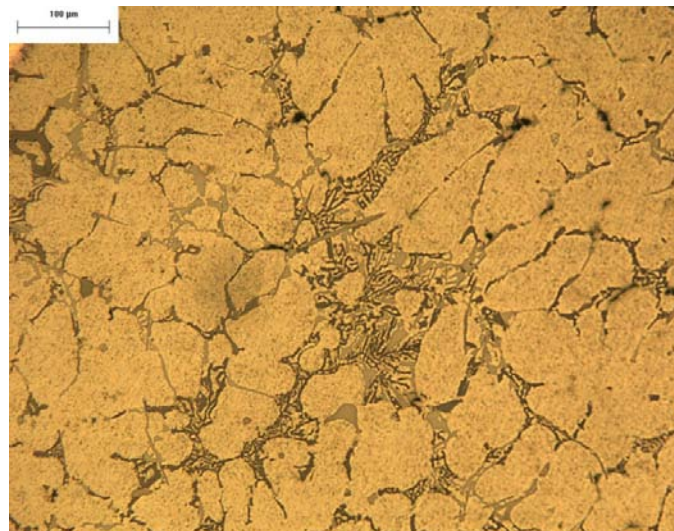
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	100

Aleación 4 RM



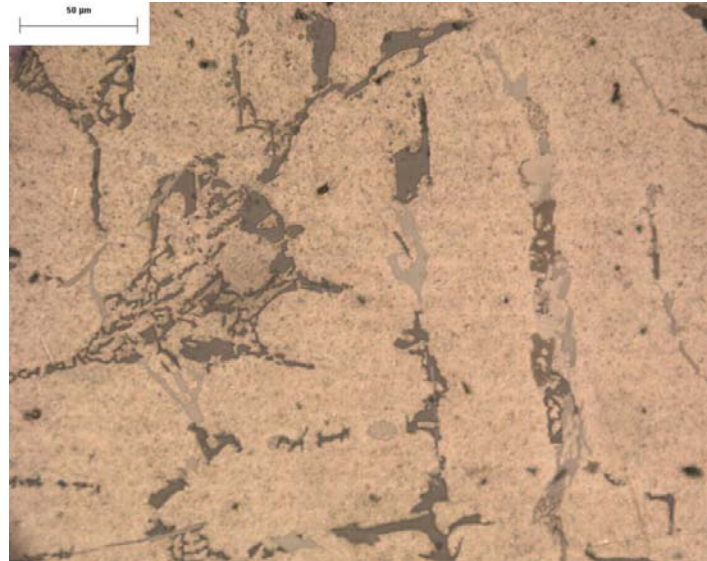
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
4	0.0261	50

Aleación 4RM



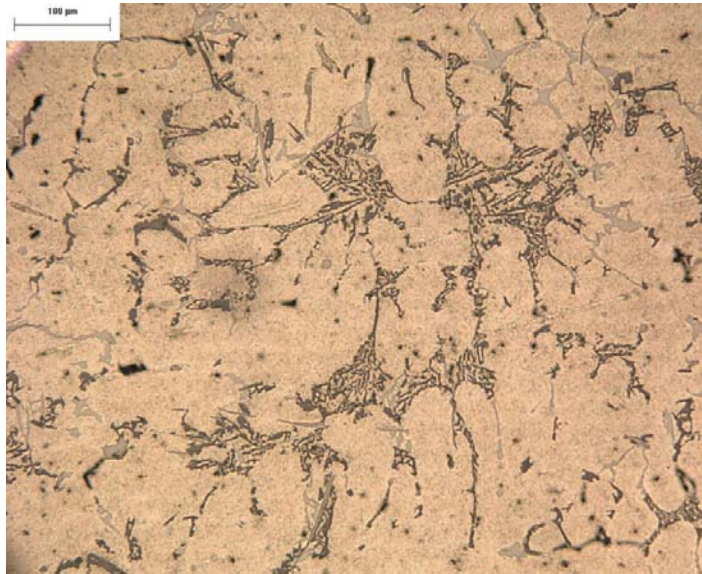
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
4	0.0261	100

Aleación 5



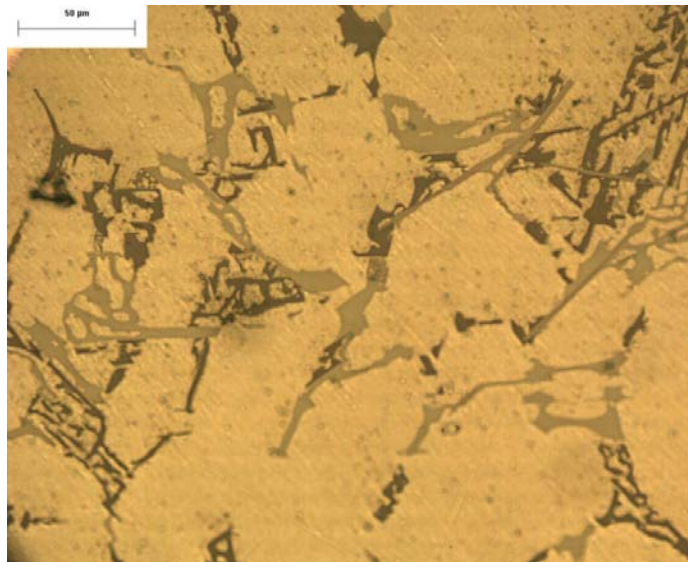
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0001	50

Aleación 5



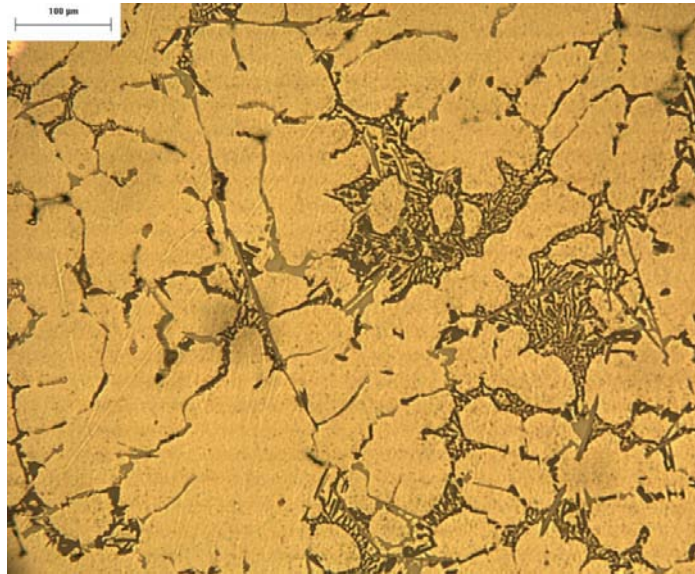
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0001	100

Aleación 5RM



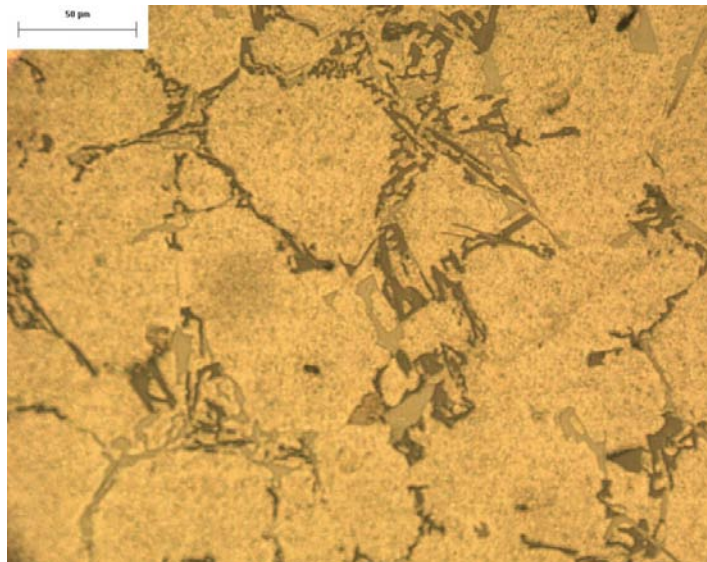
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
5	0.0312	50

Aleación 5RM



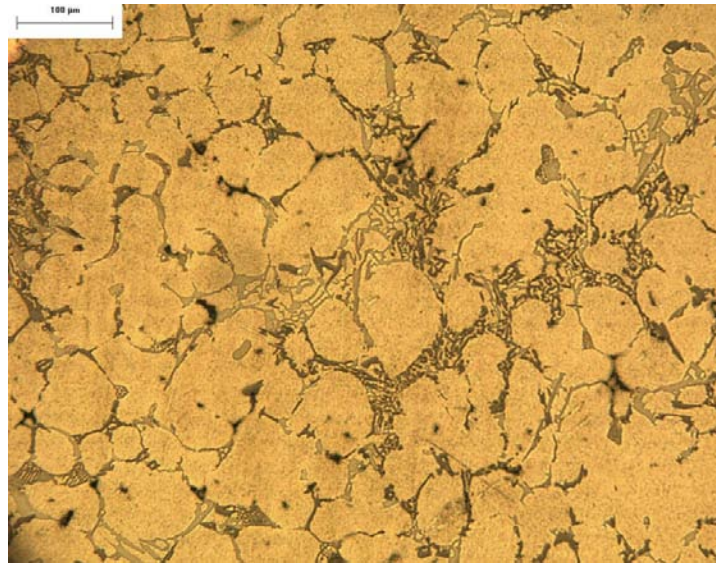
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
5	0.0312	100

Aleación 6



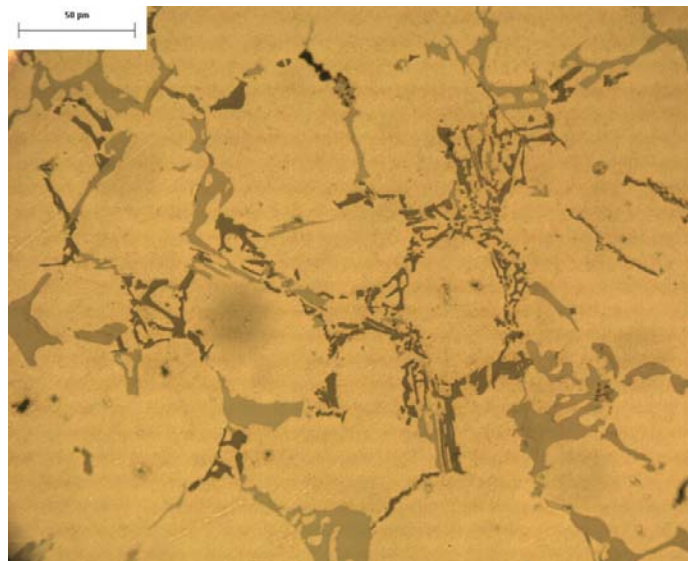
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	50

Aleación 6



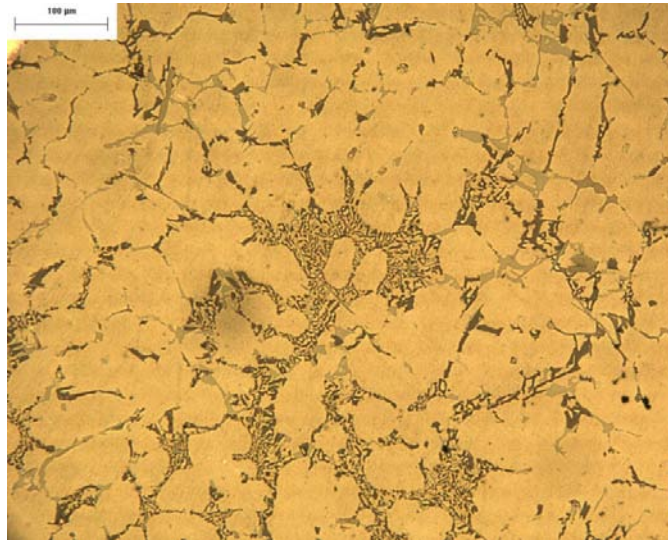
N. M.	% Sr	Escala en (μm)
1	0.0002	100

Aleación 6 RM



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
3	0.0101	50

Aleación 6RM



N. M.	% Sr	Escala en (μm)
3	0.0101	100

Se observan que todas las aleaciones con nivel de modificación más alto (RM), tienen una mayor cantidad de Sr, el cual, influye en la morfología del Si eutéctico que se observa más globular-fibroso. Las aleaciones a las que no se agregó Sr presentaron un nivel de modificación bajo. También se observa a nivel micro estructural que la adición de Sr no afecta la morfología de las fases complejas y/o intermetálicas formadas por la adición de Cu, Mg y Ni. Estas fases complejas se ubican en las regiones interdendríticas de la micro estructura.

4.4 Parámetros de Solidificación (Análisis Térmico).

Los parámetros de solidificación para la evaluación de la eficiencia de la refinación de grano y la modificación se muestran en la tabla 4.3. Las curvas de enfriamiento obtenidas para las aleaciones complejas, se pueden consultar en los anexos.

En la figura 4.2 se observan las curvas de enfriamiento obtenidas para la aleación de referencia sin y con tratamiento en fase líquida.

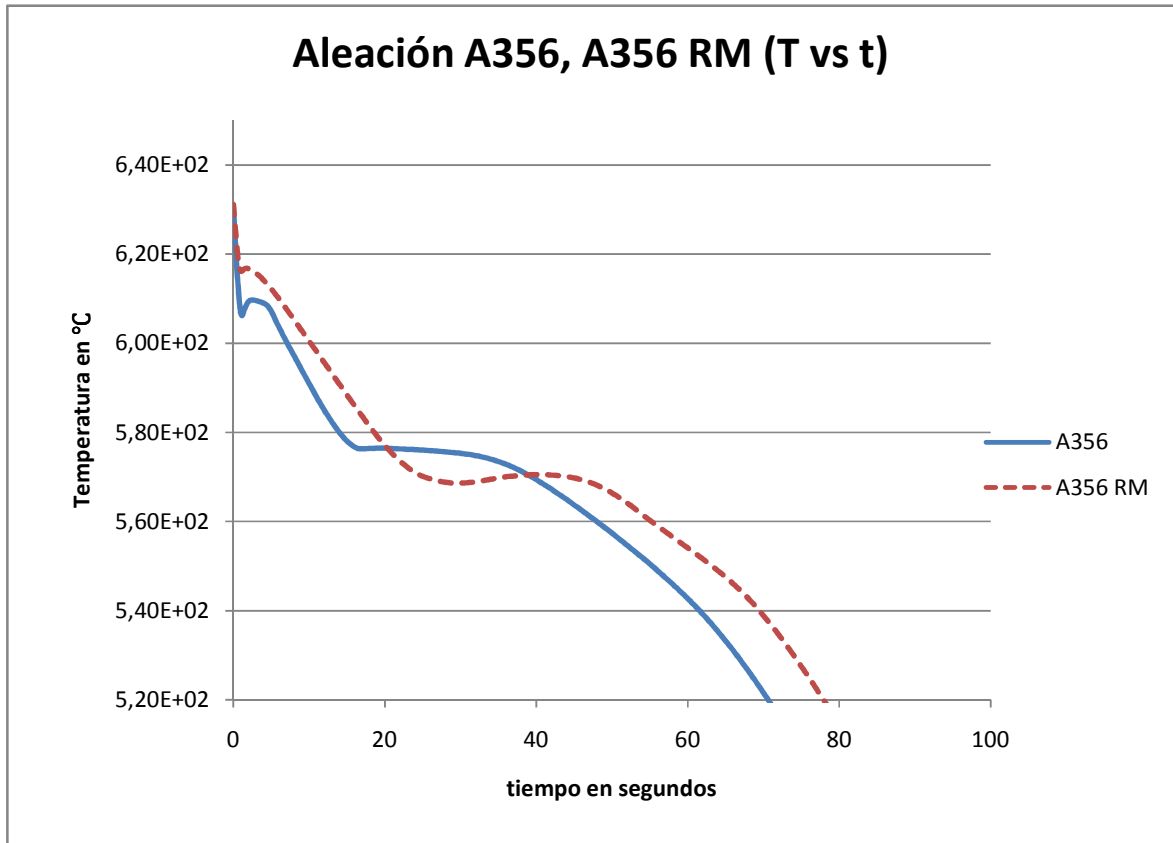


Figura 4.2 Curvas de enfriamiento de las aleaciones de referencia A356 y A356 RM.

De las curvas se puede observar que la aleación A356 sin refinación de grano tiene un subenfriamiento apreciable, mientras que la curva de la aleación refinada y modificada (RM) no presenta el subenfriamiento en la zona de solidificación primaria $\alpha(\text{Al})$. Con respecto a la temperatura del eutéctico, se observa que en la aleación modificada con Sr, presenta una depresión de alrededor de 6°C en relación a la que no fue tratada con Sr.

La tabla 4.3 se muestra los resultados de los parámetros de solidificación para refinación de grano: en donde: Temperatura de nucleación (T_N), Temperatura de liquidus (T_L) y $(\Delta T_{L-N}) = (T_L) - (T_N)$ es Subenfriamiento, este parámetro se utiliza como indicativo del efecto del Ti como refinador de grano. TG representa el tamaño de grano ASTM.

Para el caso de la modificación con Sr los parámetros de solidificación fueron los siguientes: Temperatura eutéctica sin Sr (T_E), Temperatura eutéctica con Sr ($T_{E(\text{Sr})}$) y (DT_E) es la Depresión de la Temperatura Eutéctica provocada por la adición de Sr $(DT_E) = (T_E) - (T_{E(\text{Sr})})$. N.M es el Nivel de Modificación.

Tabla 4.3 Resultados de los parámetros térmicos de solidificación primaria y tamaño de grano, Parámetros de solidificación eutéctica y nivel de modificación.

Aleación	T_N °C	T_L °C	ΔT_{L-N} °C	T.G.	T_E °C	$T_{E(\text{Sr})}$ °C	DT_E °C	N.M.
----------	----------	----------	---------------------	------	----------	-----------------------	-----------	------

1	601	605	4	7	557	-----	7	1
1R.M.	608	609	1	14	-----	550		3 – 4
2	603	607	4	7	553	-----	5	1
2R.M.	610	610	0	14	-----	548		4
3	605	609	4	8	548	-----	6	1
3R.M.	611	612	1	13 – 14	-----	542		3 – 4
4	601	605	4	8	545	-----	7	1
4R.M.	612	612	0	14	-----	538		4
5	599	604	5	6	548	-----	5	1
5R.M.	614	614	0	13	-----	543		5
6	601	605	4	6	544	-----	7	1
6R.M.	615	615	0	14	-----	537		3
A356	606	610	4	7	576	-----	6	1
A356RM	616	617	1	13	-----	570		5

En la tabla 4.3 se observa que al agregar el Ti, el subenfriamiento disminuyo notablemente y en algunos casos no hay presencia de subenfriamiento. Mientras que las aleaciones que no fueron refinadas tienen subenfriamientos mayores con rangos de entre 4 y 5°C. Relacionando la tabla de composición química con la de parámetros de solidificación y T.G. se puede ver que el contenido de Ti, está estrechamente relacionado con el subenfriamiento y con el tamaño de grano. En cuanto al efecto del Sr sobre la T_E se puede apreciar que provoca una depresión de la misma. Estas disminuciones en la T_E indican que el Sr está ejerciendo un efecto modificador sobre el Si eutéctico.

4.5 Propiedades mecánicas

La tabla 4.4 se muestran los resultados de las propiedades por el ensayo de tracción considerando la norma ASTM B 557 y de dureza ASTM E 10. La figura 4.3 muestra una curva típica obtenida del ensayo de tensión, las curvas de esfuerzo-deformación pueden ser consultadas en el Anexo.

Los resultados de las propiedades mecánicas se resumen en la tabla 4.4.

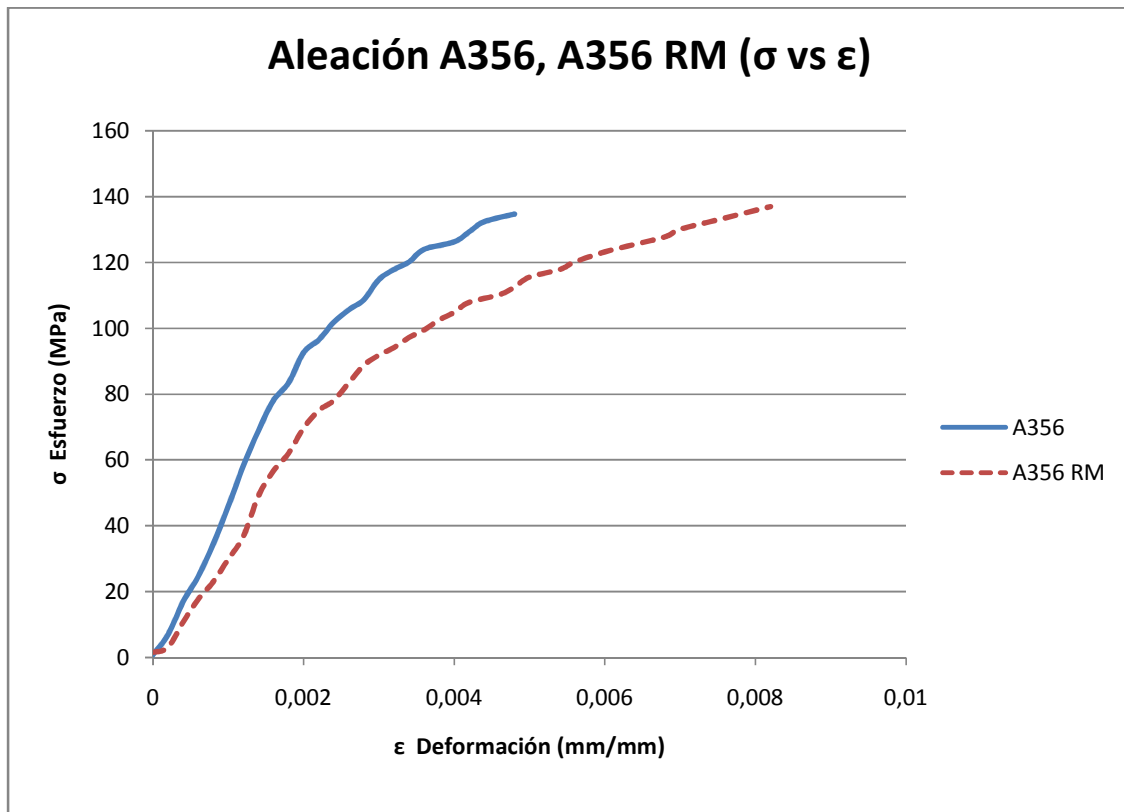


Figura 4.3 Curva tensión deformación de la aleación de referencia sin tratamiento y con tratamiento en fase líquida (MR).

Tabla 4.4 Propiedades Mecánicas de las aleaciones experimentales.

Aleación	Punto de Fluencia en (MPa)	Resistencia a la Tensión en (MPa)	Deformación % ϵ	Dureza Brinell H.B.
1	128.10	144.98	0.34	80
1R.M.	120.04	171.59	0.44	85.70
2	150.42	150.42	0.4	79.57
2R.M.	143.74	155.27	0.38	79.57
3	95.30	124.98	0.36	78.14
3R.M.	141.49	146.21	0.36	71.11
4	111.03	132.62	0.32	77.21
4R.M.	112.23	145.20	0.46	85.16
5	109.53	139.26	0.32	79.57
5R.M.	140.56	157.84	0.48	79.57
6	128.97	128.97	0.3	74.50
6R.M.	150.05	157.27	0.4	84.63
A356	125.47	133.89	0.48	28.18
A356 R.M.	116.29	135.42	0.88	30.40

De la tabla 4.4 se puede observar que las aleaciones refinadas y modificadas, presentaron mayores propiedades que las que no recibieron tratamiento de refinación y modificación.

Se puede ver que el % de elongación es un indicativo de la fragilidad de las aleaciones experimentales.

4.6 Análisis por Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

Se realizaron análisis puntuales para obtener la composición química mediante MEB en las microestructuras, cada fase es identificada por el número asignado en la imagen correspondiente.

Análisis puntual de las fases y mapeo elemental para la aleación 3 (7.62% Si, 1.169% Cu, 1.717% Mg, 0.2741% Ni).

En la muestra 3, se identificaron 6 fases distintas, se presentan los resultados de los análisis químicos, con los cuales se determinó la estequiometría de cada fase. El cálculo es presentado en el anexo 6. Se realizó un mapeo para determinar la distribución de los elementos en la matriz, principalmente de los adicionados como aleantes.

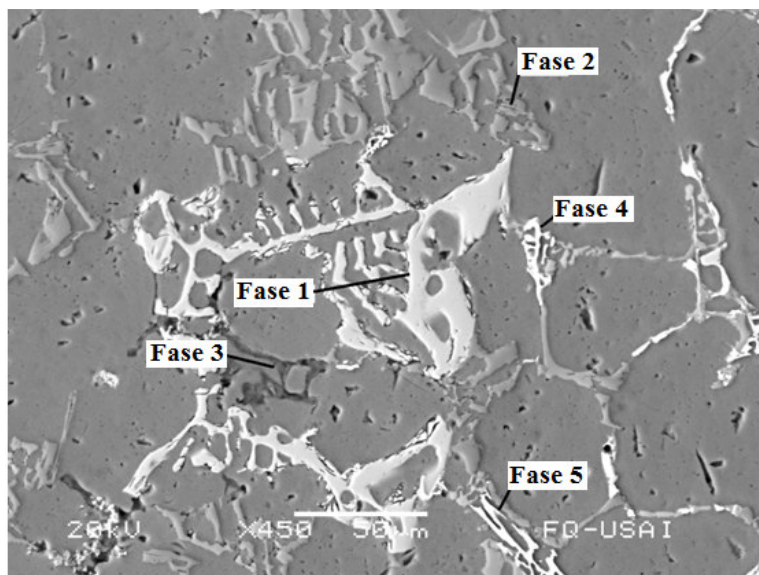


Figura 4.4 Identificación de fases mediante MEB imagen obtenida para la aleación 3.

Análisis de la fase 1.

La fase 1 se presentó en forma de script chino, tiene un tono de gris muy claro y el análisis mostró que está compuesta en su mayoría por aluminio, silicio y en menores cantidades están presentes el hierro y manganeso y como elementos traza están el cromo, níquel y cobre, esto se puede observar en la figura 4.4. La composición química se presenta en la tabla 4.5.

Tabla 4.5 Composición Química para la Fase 1 (aleación 3).

Elemento	Al	Fe	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
% Peso	57.42	16.45	9.46	9.68	4.33	1.59	1.07
% Atómico	69.48	9.61	11	5.75	2.72	0.88	0.55

El espectro del análisis para la fase 1 se muestra en la figura 4.5, en la cual, los picos más altos representan a los elementos principales en la fase.

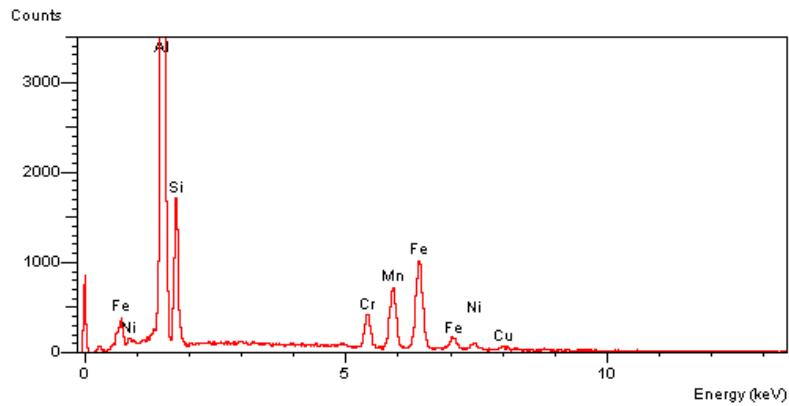


Figura 4.5 Espectro de la fase 1 de la aleación 3.

La fase 1 tiene la siguiente estequiometría : $Al_{12}Si_2Fe_2Mn$.

Análisis de la Fase 2.

La fase 2 tiene una forma irregular con ángulos, es de un color gris claro, y su composición química mostrada en la tabla 4.6 indica que se trata del silicio eutéctico, esto se puede observar en la figura 4.4.

Tabla 4.6 Composición Química para la Fase 2 (aleación 3).

Elemento	Al	Si	Mg	Cu
% Peso	44.74	54.41	0.14	0.71
% Atómico	45.90	53.63	0.15	0.31

La fase 2 presenta la siguiente estequiometría: $AlSi$.

Análisis de la Fase 3.

La fase 3 tiene un color gris oscuro, tiene una forma irregular, parecida a fragmentos de script chino, está compuesta en su mayoría por aluminio y silicio y tiene algunos elementos traza tales como cromo magnesio y cobre, esto se puede observar en la figura 4.4. La composición se presenta en la tabla 4.7.

Tabla 4.7 Composición Química para la Fase 3 (aleación 3).

Elemento	Al	Si	Cr	Mg	Cu
% Peso	63.56	29.08	4.5	1.33	1.54
% Atómico	66.24	29.11	2.43	1.53	0.68

La fase 3 presenta la siguiente estequiometría: Al_2Si .

Análisis de la Fase 4.

La fase 4 tiene una forma de script chino, pero de un tamaño mucho menor a los que aparecieron en otras zonas al análisis indica que está formado por aluminio níquel y cobre, esto se puede observar en la figura 4.4. La composición química se presenta en la tabla 4.8.

Tabla 4.8 Composición Química para la Fase 4(aleación 3).

Elemento	Al	Cu	Ni	Fe
% Peso	38.15	36.69	24.45	0.71
% Atómico	58.41	23.86	17.21	0.52

La fase 4 presenta la siguiente estequiometría: Al_3CuNi

Análisis de la Fase 5.

La fase 5 tiene forma de placas finas, esto se puede observar en la figura 4.4. La composición química se presenta en la tabla 4.9.

Tabla 4.9 Composición Química para la Fase 5 (aleación 3).

Elemento	Al	Ni	Cu	Fe	Si
% Peso	41.57	29.46	27.88	0.75	0.33
% Atómico	61.47	20.02	17.51	0.53	0.48

La fase 5 presenta la siguiente estequiometría: Al_3NiCu

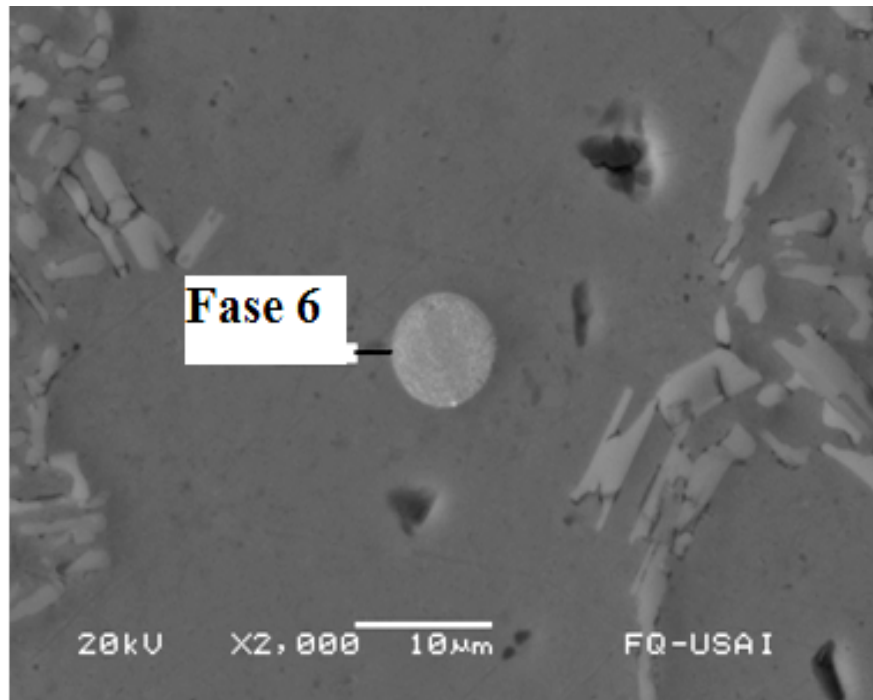


Figura 4.6 Análisis puntual de la fase 6 de la aleación 3.

Análisis de la Fase 6.

La fase 6 tiene una forma globular fina con un tamaño que va desde las 5 µm hasta los 20µm, esto se puede observar en la figura 4.6. Su composición química se presenta en la tabla 4.10.

Tabla 4.10 Composición Química para la Fase 6 (aleación 3).

Elemento	Al	Si	Cu	Ni	Mg	Fe	Mn
% Peso	55.33	19.29	9.01	8.14	6.55	0.76	0.73
% Atómico	61.96	20.68	4.27	4.18	8.11	0.41	0.40

La estequiometría de la fase 6 es la siguiente: $Al_{15}Si_5Mg_2CuNi$.

Mapeo elemental de la muestra 3.

Se realizaron un mapeo elemental, para determinar la distribución de los elementos de aleación principales, a través de toda el área analizada, el primer mapeo se realizo en la muestra 3 que se observa en la figura 4.7.

Zona de mapeo en la muestra 3.

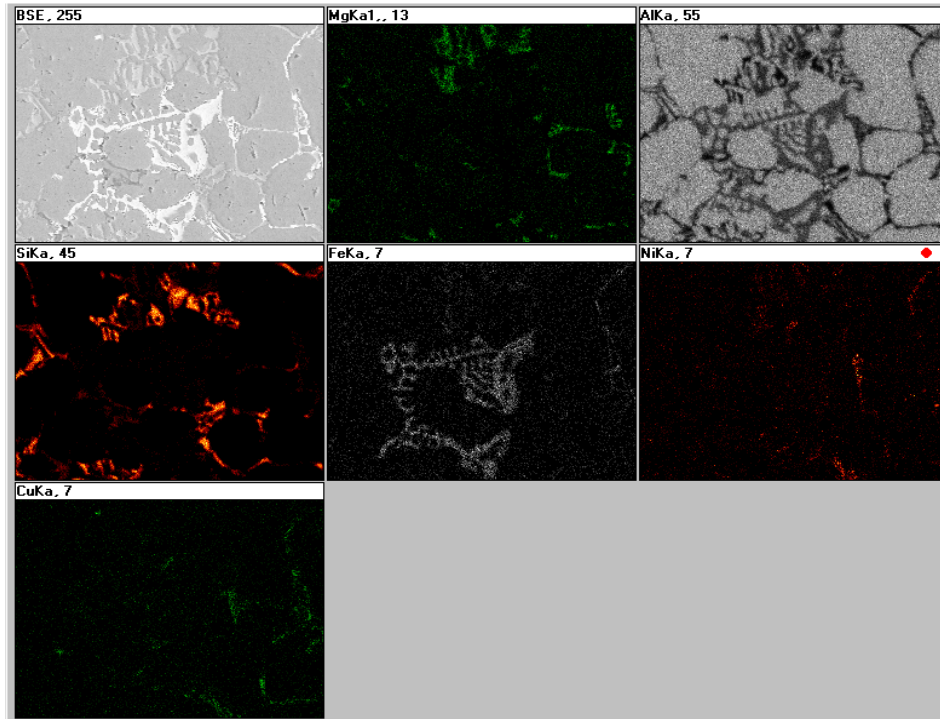


Figura 4.7 Mapeos elementales de: Mg, Al, Si, Fe, Ni, Cu, para la aleación 3.

En este mapeo se puede observar lo siguiente:

- Mg está concentrado en la fase 2.
- El Si se encuentra concentrado en las fases 2, 3, y 5.
- El Fe está concentrado principalmente en la fase 1.
- El Ni se encuentra en la fase 4, con presencia en la 5 y distribuido en solución en la matriz de Al.
- El Cu, se encuentra en la fase 4 y 5, en menor proporción se encuentra en solución en la matriz de aluminio.

Análisis puntual de las fases y mapeo elemental para la aleación 6A (6.89% Si, 1.158% Cu, 1.988% Mg, 0.491% Ni).

En la muestra 6A, se identificaron 4 fases distintas. También se realizó el mapeo elemental para determinar la distribución de los elementos más importantes: Al, Si, Cu, Mg y Ni.

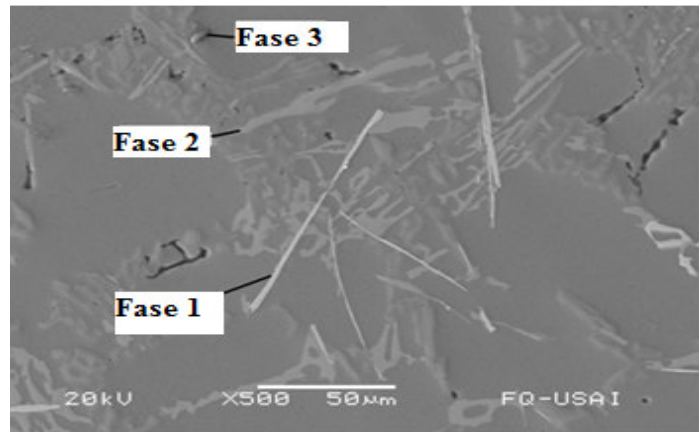


Figura 4.8 Análisis puntual de fases 1, 2 y 3 para la aleación 6A.

Análisis de la Fase 1.

La fase 1 presenta una morfología de agujas esto se puede ver en la figura 4.8. Su composición química se presenta en la tabla 4.11.

Tabla 4.11 Composición Química para la Fase 1 (aleación 6 A).

Elemento	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ni
% Peso	48.97	24.50	20.32	3.49	1.67	1.04
% Atómico	56.70	27.25	11.7	1.98	2.15	0.56

La estequiometría de la fase 1 es la siguiente: Al_5Si_2Fe ó $Al_{26}Si_{13}Fe_5Mg$

Análisis de la Fase 2.

La fase 2, es un precipitado en forma de placas largas esto se puede ver en la figura 4.8, su composición química se muestra en la tabla 4.12.

Tabla 4.12 Composición Química para la Fase 2 (aleación 6A).

Elemento	Al	Si	Mg	Fe	Ni	Mn
% Peso	45.67	27.39	15.72	7.22	2.65	1.35
% Atómico	48.17	27.76	18.41	3.68	1.29	0.70

La estequiometría de la fase 2 es la siguiente: $Al_{13}Si_8Mg_5Fe$ ó $Al_{36}Si_{22}Mg_{14}Fe_3Ni$

Análisis de la Fase 3.

La fase 3 tiene una forma globular fina, al parecer se trata de una inclusión de oxido, esto se puede ver en la figura 4.8, su composición se muestra en la tabla 4.13.

Tabla 4.13 Composición Química para la Fase 3 (aleación 6A).

Elemento	Al	Si	O	Mg
% Peso	46.06	29.18	17.82	6.92
% Atómico	41.20	25.07	26.87	6.86

La estequiometría de la fase 3 es la siguiente $Al_6Si_4O_4Mg$.

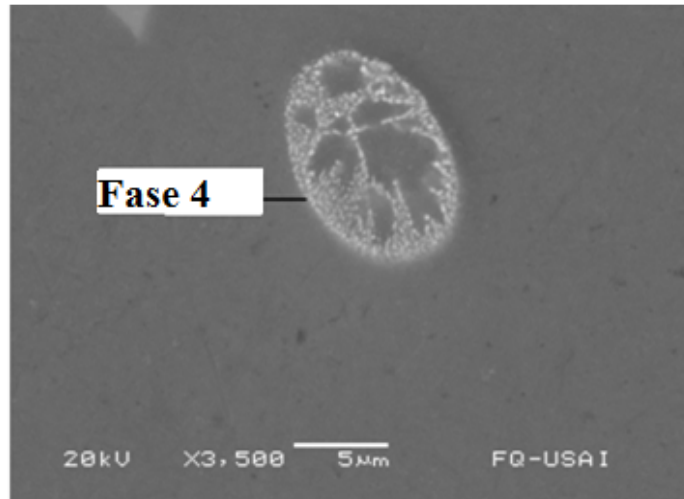


Figura 4.9 Análisis puntual de la fase 4 en la aleación 6A.

Análisis de la Fase 4.

La fase 4 se presenta como un precipitado redondeado, formado por muchas partículas finas, similar a un eutéctico figura 4.9, su composición química se muestra en la tabla 4.13.

Tabla 4.13 Composición Química para la Fase 4 (aleación 6A).

Elemento	Al	Si	Cu	Ni	Mg
% Peso	65.82	18.81	11.82	2.59	0.96
% Atómico	72.20	19.82	5.50	1.30	1.17

La estequiometría de la fase 4 es la siguiente: $Al_{13}Si_4Cu$ ó $Al_{63}Si_{17}Cu_5NiMg$.

Mapeo elemental para la muestra 6 A.

Se realizó un segundo mapeo, para determinar la distribución de los elementos de aleación principales, a través de toda el área analizada, ahora en la aleación 6A. Sobre el área que se observa en la figura 4.10.

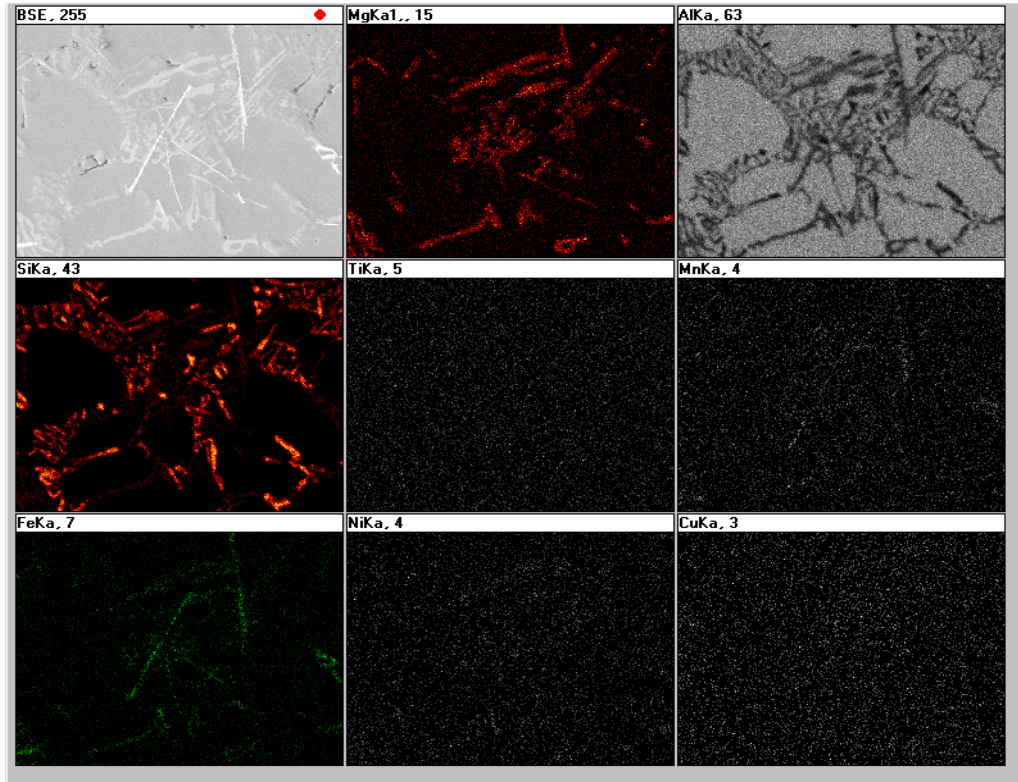


Figura 4.10 Mapeo elementales de: Mg, Al, Si, Ti, Mn, Fe, Ni, Cu.

En este mapeo, se observa la siguiente distribución de los elementos principales:

- Mg permanece la mayor parte en la fase 2, aunque comienza a aparecer finamente distribuido a través de la matriz.
- El Si permanece concentrado en la fase 2 y 3, pero de manera más fragmentada, ya no en grandes placas.
- Elementos como el Ni y el Cu, aparecen ahora finamente distribuidos a través de la matriz. Lo que indica que los tratamientos de refinamiento y modificación, impactaron de alguna manera en la distribución de estos dos elementos.
- El Ti, se encuentra disperso en toda la matriz, al igual que el Mn, aunque este último, se observa concentrado en ciertas zonas.

e) El Fe se presenta concentrado en la fase 1 principalmente, aunque también se nota su presencia en la fase 2, también se aprecia, que esta finamente distribuido a través de la matriz.

4.7 Relación estructura-propiedades (discusión)

Las propiedades mecánicas de los materiales metálicos dependen de las condiciones de solidificación especialmente los de colada, etapa en la cual se define la macro estructura (tamaño, orientación y forma del grano) y micro estructura (ubicación y fases presentes, fracción y morfología de cada fase, presencia de fases complejas, porosidad, espaciamiento interdendrítico, patrón de segregación, etc.). Tanto la macro estructura como la micro estructura tienen un fuerte efecto en las propiedades mecánicas,

En la tabla 4.14 se muestran las fases identificadas mediante microscopía óptica, y analizadas puntualmente con microscopía electrónica de barrido, en dos de las aleaciones complejas obtenidas.

Tabla 4.14 Fases presentes en las aleaciones complejas.

Fase	Composición experimental	Composición teórica (Gruzleski 1994)	Forma
Aleación 3			
0	α Al	---	Matriz
1	$Al_{12}(Si,Fe)_2Mn$	$\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$	Símbolo chino grande
2	AlSi.	Silicio eutéctico	Placas grandes
3	Al_2Si .	Mg_2Si	Símbolo chino pequeño negro
4 y 5	Al_3CuNi y Al_3NiCu	No reportado	Símbolo chino pequeño
6	$Al_{15}Si_3Mg_2CuNi$.	Al_2Cu	Globular fina
Aleación 6 R.M.			
7	Al_5Si_2Fe	$\beta-Al_5SiFe$	Agujas
8	$Al_{13}Si_8Mg_3Fe$	$Al_8Si_6Mg_3Fe$	Placas largas
9	$Al_{13}Si_4Cu$	Al_2Cu	Globular multi- partícula

Esta tabla enfatiza el efecto de los aleantes investigados y la cantidad en la que se agregan (Cu, Mg y Ni), ya que promueve la precipitación de diferentes fases. La morfología, la ubicación, el tamaño y la distribución provocan variaciones en propiedades mecánicas.

En comparación con el (A356), las aleaciones complejas presentaron menos Si eutéctico. Esto se debe a que relativamente el contenido de Si es menor al agregar los aleantes, además de que algunas de las nuevas fases presentes contienen Si.

También se observó que se presentó cierto nivel de modificación aun cuando no está presente el Sr, lo cual se presenta cuando se adiciona Mg en altos contenidos. El Mg, puede modificar parcialmente el Si eutéctico cuando el nivel de Mg está por encima de 0.55% (Gruzleski 1990).

Se observo en todas las aleaciones complejas una mayor cantidad de fase rica en magnesio del tipo $Al_{13}Si_8Mg_5Fe$ (fase 8), que se aproxima a la reportada en la bibliografía como $Al_8Si_6Mg_3Fe$ (Gruzleski 1994), también se observo una gran cantidades de pequeños símbolos chinos de color negro, de acuerdo a la bibliografía consultada (Gruzleski 1994), corresponde a Mg_2Si .

También se observo la presencia de precipitados globulares con la estequiometría experimental $Al_{15}Si_5Mg_2CuNi$ (fase 6) en mayor cantidad que la aleación de referencia. Se tiene la presencia de precipitados redondeados formados de pequeñas partículas que presentaron la estequiometría experimental $Al_{13}Si_4Cu$ (fase 10). Este tipo de intermetálicos se reportan en la bibliografía con las mismas morfologías pero con la estequiometría del eutéctico $Al-Al_2Cu$.

La cantidad de fases ricas en Fe como la $Al_{12}Si_2Fe_2Mn$ en forma de script chino y de Al_5Si_2Fe en forma de agujas aumentan de manera considerable, de estas fases intermetálicas se puede suponer que la $Al_{12}Si_2Fe_2Mn$ corresponde a la fase $\alpha-Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, mientras que la fase Al_5Si_2Fe se aproxima a la reportada en la literatura $\beta-Al_5FeSi$ (Backerud L., 1990). La misma referencia indica que la presencia de intermetálicos de este tipo, impacta seriamente en las propiedades mecánicas del material, sobre todo en la resistencia a la tracción, condición que se presento en algunas de las aleaciones de esta tesis.

En la micro estructura (fase 4) se observaron precipitados con forma de símbolos chinos pequeños, y placas (fase 5) que al analizarlas se identificaron como fases ricas en Cu y Ni con la composición aproximada de Al_3NiCu .

En las aleaciones refinadas y modificadas, se observo que la adición del Sr, modifico el crecimiento del Si eutéctico.

El cambio de mecanismo de crecimiento afecta también la temperatura de crecimiento eutéctico, haciendo que esta disminuya a comparación de las aleaciones que no han sido modificadas y presentan el mecanismo original de crecimiento del Si eutéctico.

El Sr afecto ligeramente al Mg_2Si , el Sr no impacto en las otras fases ricas en magnesio ya que mantuvieron su forma de placas grandes, al igual que las fases ricas en Fe como los símbolos chinos y agujas. Para las fases de Cu y Ni se observo en el mapeo elemental, que el tratamiento de modificación disperso finamente a estos elementos a través de la matriz.

En las aleaciones complejas con tratamiento de refinamiento de grano y modificación, se observo que la adición de Ti mediante la aleación maestra $Al-5Ti-1B$ promovió la nucleación heterogénea, por lo que el crecimiento de la fase primaria, se logro con un menor subenfriamiento y en algunos casos sin presencia de éste, como consecuencia de esto se redujo del tamaño de grano (13-14 ASTM).

Relacionando micro estructuras con las propiedades mecánicas obtenidas, se determino que la adición de elementos aleantes impacto directamente la dureza, ya que independientemente del tratamiento de refinación y de modificación, la dureza aumento en todas las aleaciones complejas en comparación con la aleación de referencia.

Este incremento de dureza se debió a la presencia de las fases precipitadas adicionales, esto es referido parcialmente en los antecedentes de esta tesis para las aleaciones con adiciones de Ni, Mg y en menor grado el Cu. En las muestras con tratamiento de refinamiento de grano y modificación, se observó que la dureza se incrementó, debido en parte a la disminución del tamaño de grano, y al efecto del Sr, el cual fragmentó el Si eutéctico, de placas grandes a partículas de menor tamaño y mejor distribución.

Se observó que la adición del Ti, provocó una reducción o incluso la desaparición del ΔT y esto tiene una relación directa con el tamaño de grano. Las magnitudes de los subenfriamientos (ΔT) fueron del orden de entre 0°C y 1°C para las aleaciones complejas.

Se pudo observar que las propiedades tensiles de las aleaciones de estudio (tanto las que fueron refinadas y modificadas como las que no lo fueron) en general, todas fueron mayores que las de las aleaciones de referencia (A356).

El % de elongación disminuyó con respecto a las aleaciones de referencia, fueron varios los factores que influyeron en este efecto, uno de ellos fue el nivel de Fe que osciló entre 0.4 y 0.44 cuando la norma marca un máximo de 0.3, esto provocó la formación de fases masivas tipo símbolo chino con un gran tamaño y las agujas de β -Al₅SiFe, ambos actuando como concentradores de esfuerzos.

Un factor que afectó la resistencia a la tracción, fue el nivel de porosidad, causada por diversos factores, uno de ellos el contenido de hidrógeno, que junto con las inclusiones, potenció su capacidad de nucleación y crecimiento, se identificaron pequeñas partículas globulares con la estequiometría aproximada de Al₆Si₄O₄Mg, las cuales se presentaron en algunas áreas de las muestras y dada su composición química, resultaron ser inclusiones de óxido, las cuales de acuerdo a la bibliografía (F.H. Samuel 1998) actúan como nucleantes para poros por hidrógeno, además de ser concentradores de esfuerzos, disminuyendo las propiedades mecánicas.

En la mayoría de los casos las aleaciones modificadas presentaron mayor porosidad, la presencia de poros disminuye seriamente la resistencia a la tensión y en el % elongación, por lo que es recomendable mejorar la técnica de desgasificación, así como la adición de escorificante y colocar filtros al momento de la colada en el molde.

V CONCLUSIONES

La presencia de elementos aleantes Cu, Mg y Ni en un nivel mayor al nominal de la A356, favorece la formación de fases intermetálicas complejas en las zonas interdendríticas, debido a la baja solubilidad de los elementos aleantes en la solución $\alpha(\text{Al})$, su fracción y composición particular depende de la cantidad de elemento aleante adicionado. Las principales fases intermetálicas formadas en las aleaciones experimentales fueron: $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSiMg}_2\text{Si}$, Al_3NiCu , $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$

El Mg modifica parcialmente el Si eutéctico de la matriz de la aleación base. La presencia de Sr cambia el mecanismo de crecimiento de el Si eutéctico, lo cual cambia sensiblemente la morfología del Si eutéctico provocando la depresión de la temperatura eutéctica asociada al nivel de modificación del Si eutéctico. La depresión de la temperatura eutéctica es menor en las aleaciones complejas. El Sr, también influyo en la formación y crecimiento del Mg_2Si haciéndolo disminuir, sin embargo el efecto sobre los otros intermetálicos interdendríticos es poco significativo.

Los niveles de adición de los aleantes investigados (Cu, Mg, Ni) no provocan refinación de grano de las aleaciones estudiadas.

La adición de Ti como agente nucleante, promovió la nucleación heterogénea y facilito la formación de fase primaria $\alpha(\text{Al})$ disminuyendo o eliminando el sobre enfriamiento que es asociado al tamaño de grano el cual se vio disminuido al adicionar el refinador Al-5Ti-1B provocando una formación de grano fino.

Las propiedades mecánicas están ligadas a las fracciones, distribución y morfología de fase intermetálicas. A pesar de que el Sr modifica el Si eutéctico principal, es necesario el uso de otros elementos que alteren la cinética de crecimiento de los intermetálicos para promover morfologías más finas que impacten en el incremento en propiedades mecánicas.

Para las condiciones de esta tesis las propiedades más elevadas fueron alcanzadas para la aleación 6RM, que tiene una composición química de 2.099% Cu, 1.410% Mg, 0.581% Ni, 0.02415% Ti, 0.0101% Sr, 6.08% Si, 0.1727% Mn, 0.4192% Fe.

BIBLIOGRAFÍA.

- The American Foundrymen Society inc. “Aluminum casting technology” Des plaines, Illinois U.S.A. (1994).
- Análisis de curvas de enfriamiento de aleación A356 con diferentes niveles de enfriamiento de grano, sustentante Cordero Galicia Fernando (2006), pp 4-15.
- A.K. Dahle, K. Nogita, S.D. McDonald, C. Dinnis and L. Lu; “Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys”, Materials Science and Engineering A, vol 413-414, pp 243-248 U.S.A (2005).
- Annual Book of ASTM Metals “Test Methods and Analytical Procedures” .Section 3.01 Metals Mechanical Testing; Elevated and Low Temperatures pp 58 -70. U.S.A. (1986).
- ASM METALS HANDBOOK “Mechanical Testing” Ninth Edition Vol 8 Metals Park Ohio pp 84-89.
- ASM METALS HANDBOOK “Mechanical Testing” Ninth Edition Vol 15 Metals Park Ohio pp 1622-1695.
- D. Apelian and J.J. A. Cheng; “Al-Si Processing Variables: Effect on Grain Refinement and Eutectic Modification”, AFS Transactions, vol 147, pp 797-808 U.S.A. (1986).
- D. Sparkman and A. Kearney; “Breakthrough in Aluminum Alloy Thermal Analysis Technology for Process Control”, AFS Transactions, vol 13, pp 455-460 U.S.A. (1994).
- E.N. Pan, M.W. Hsieh, S.S. Jang and C.R. Loper; “Study of the Influence of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of A356 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, pp. 397- 414 U.S.A. (1989).
- E.N. Pan, Y.C. Cherng, C.A. Lin, and H.S. Chiou; “Roles of Sr and Sb on Silicon Modification of A356 Aluminum Alloys”, AFS Transactions, vol 70, pp 609–629 U.S.A. (1994).
- F. Paray and J.E. Gruzleski; “Factors to Consider in Modification”, AFS Transactions, vol 115, pp. 833-842 U.S.A. (1994).
- G. Chai and L. Bäckerud; “Factors Affecting Modification of Al-Si Alloys by Adding Sr Containing Master Alloys”, AFS Transactions, vol 194, pp 847-854 U.S.A. (1992).
- G.K. Sigworth; “Theoretical and Practical Aspects of the Modification of Al-Si Alloys”, AFS Transactions, vol 66, pp 7-16 U.S.A. (1983).
- H.A.H. Steen and H. Hellowell; “The Growth of Eutectic Silicon-Contributions to Undercooling”, ActaMetallurgica, vol 23, pp 529-535 U.S.A. (1975).
- J.E. Gruzleski and B.M. Closset; “The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”, American Foundrymen’s Society, Inc. Des Plaines, Illinois 6016-8399, Printed in U.S.A. (1990).
- J.R. Davis; “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM Speciality Handbook, 3rd Edition pp 31-45 U.S.A. (1994).
- L. Bäckerud, E. Król and J. Tamminen; “Solidification Characteristics of Aluminium Alloys” vol 1: Wrought Alloys, Printed in Norway by TangenTrykk A/S, pp 63-74 (1986).
- L. Bäckerud, G. Chai and J. Tamminen; “Solidification Characteristics of Aluminium Alloys”, vol 2: Foundry Alloys, AFS/Skanaluminium Des Plaines IL Printed in U.S.A. (1990).
- M. Tash, F.H. Samuel, F. Mucciardi and H.W. Doty; “Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as-cast and heat-treated 356 and 319 aluminum alloys”, Materials Science and Engineering, vol A443, pp 185-201 U.S.A. (2007).
- N. Fatahalla, M. Hafiz and M. Abdulkhalek, “Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr”, Journal of Materials Science, pp. 3555-3564 U.S.A. (1999).
- N. Tenekedjiev, H. Mulazimoglu, B. Closset and J. Gruzleski; “Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys”, American Foundrymen’s Society, Inc. Des Plaines, Illinois 60016-8399, Printed in U.S.A., pp 1-21 (1995).
- R. DasGupta, C.G. Brown and S. Marek; “Analysis of Overmodified 356 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, vol 38, pp 297-310 U.S.A. (1988).
- The Treatment of liquid Aluminium-Silicon Alloy John E. Gruzleski, Bernard M. Closed the American foundrymen’s Society, inc. pp 13-23.
- U.E. Hatch; “Aluminum Properties and Physical Metallurgy”, ASM 4th Edition pp 224-239 U.S.A. (1990).

ANEXO 1. Balances de Carga.

Calculo para el balance de carga.

Todos los cálculos se hicieron de la misma forma con cada uno de los elementos aleantes, según se requería en la composición, en este caso se necesitaban 2% en peso de Cu en la composición de la carga metálica, los cuales se debían obtener de las aleaciones maestras.

Balance de carga para el Cobre.

Aleación	Al-Cu	Al-Mg	Al-Ni	Al-Ti-B	Al-Sr
% peso	Al-31.6Cu	Al-31.7Mg	Al-9.8Ni	Al-5Ti-1B	Al-10Sr
Rendimiento	98%	95%	98%	95%	85%

Datos:

- Base de cálculo 4000 g.
- Aleación maestra de cobre (AMCu) tiene un contenido de Cu de 31.6 % en peso.
- Rendimiento del Cobre (ren) en la fusión es de 98 %.

A continuación se presenta el cálculo para obtener la cantidad de (AMCu) que se tuvo que pesar, y obtener una composición de 2% en peso de Cu en la aleación.

$$4000 \text{ g} * (2 \text{ g de Cu}/100 \text{ g}) * (100 \text{ g de AMCu}/31.6 \text{ g de Cu}) * \text{ren}(100/98) =$$
$$258.33 \text{ g de AMCu.}$$

ANEXO 2. Tamaño de grano ASTM para aleaciones base aluminio.

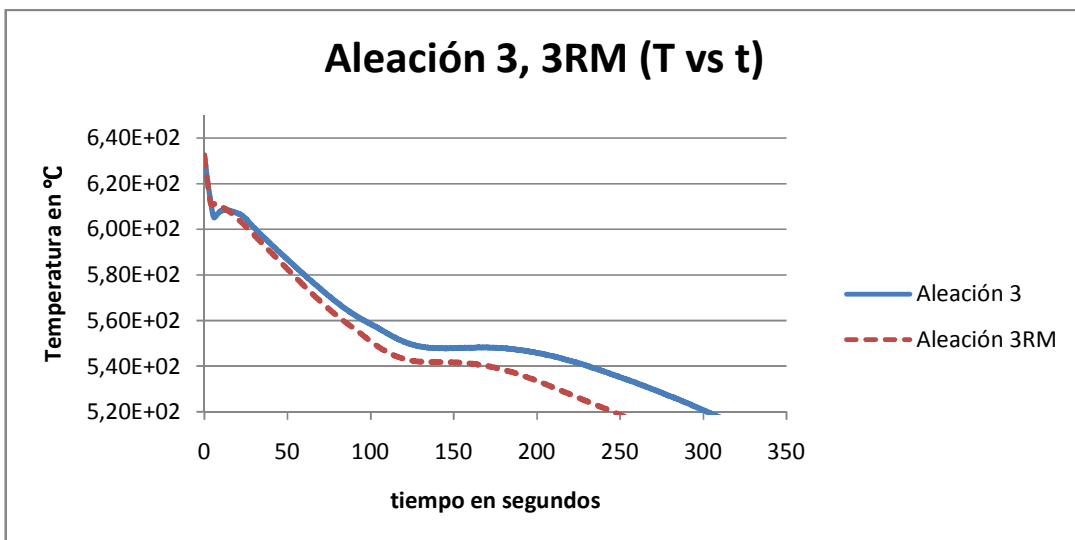
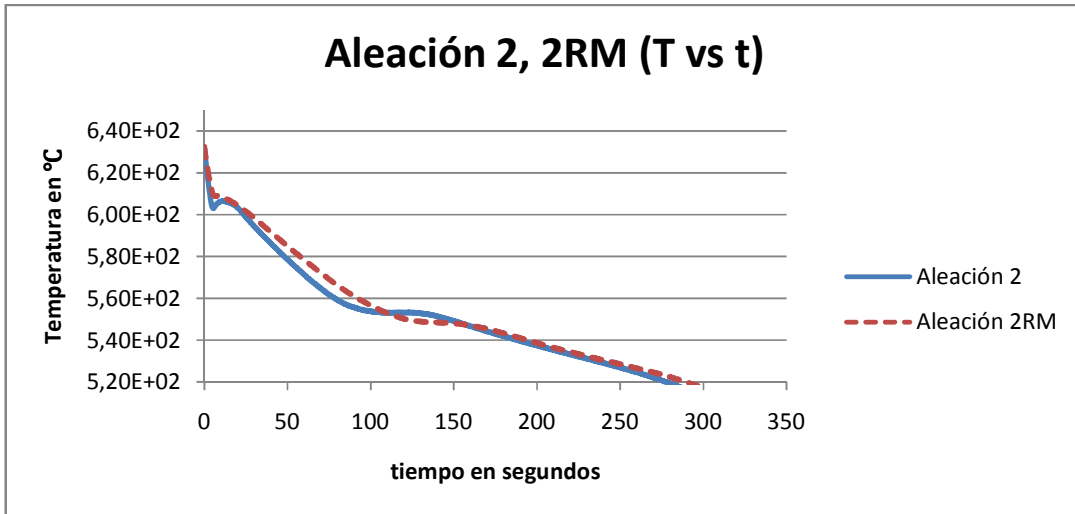
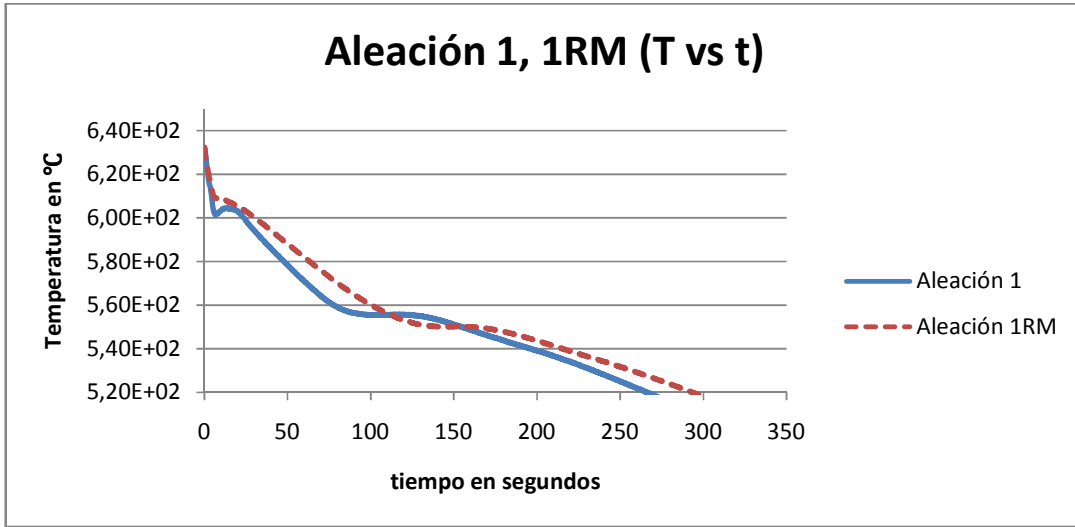
TABLA 5

TABLA COMPARATIVA DE TAMAÑOS DE GRANO
(MACRO Y MICROGRANO)

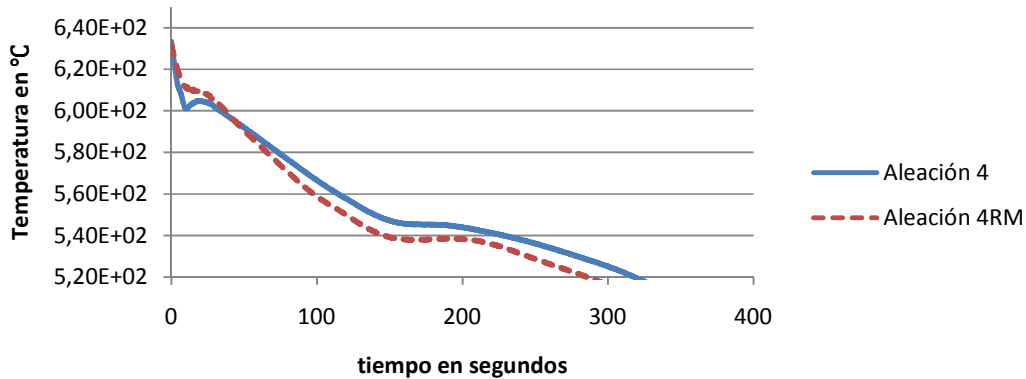
METODO DE COMPARACION
AUMENTOS 1X

MACROGRANO Nº ASTM	MICROGRANO Nº ASTM	DIAMETRO DEL in	PROMEDIO GRANO mm	GRANOS POR in ²
M0	----	1.40	36	0.5
M0.5	----	1.20	30	0.7
M1.0	----	1.00	25	1.0
M1.5	----	0.80	21	1.4
M2	----	0.70	18	2.0
M2.5	----	0.60	15	2.8
M3	----	0.50	13	4.0
M3.5	----	0.40	11	5.7
M4	----	0.35	9	8.0
M4.5	----	0.30	7.5	11.3
M5	----	0.25	6.5	16.0
M5.5	----	0.20	5.5	22.6
M6	----	0.18	4.5	32.0
M6.5	----	0.15	3.5	45.2
M7	----	0.12	3.0	64.0
M7.5	----	0.10	2.6	90.5
M8	----	0.090	2.2	128
M8.5	----	0.075	1.9	181
M9	----	0.060	1.6	256
M9.5	----	0.055	1.3	362
M10	----	0.045	1.1	512
M10.5	----	0.035	0.95	724
M11	----	0.030	0.80	1044
M11.5	----	0.025	0.65	1448
M12	----	0.022	0.55	2048
	0	0.020	0.50	2500
M12.5	----	0.019	0.45	2896
M13	----	0.016	0.40	4096
	0	0.014	0.36	5000
M13.5	----	0.013	0.33	5792
	0.5	0.012	0.30	7071
M14	----	0.011	0.28	8192
	1.0	0.010	0.25	10000
M14.5	----	0.009	0.23	11584
	1.5	0.008	0.21	14142
M15	----	0.0075	0.20	16384
	2	0.007	0.18	20000
M15.5	----	0.0065	0.16	23168

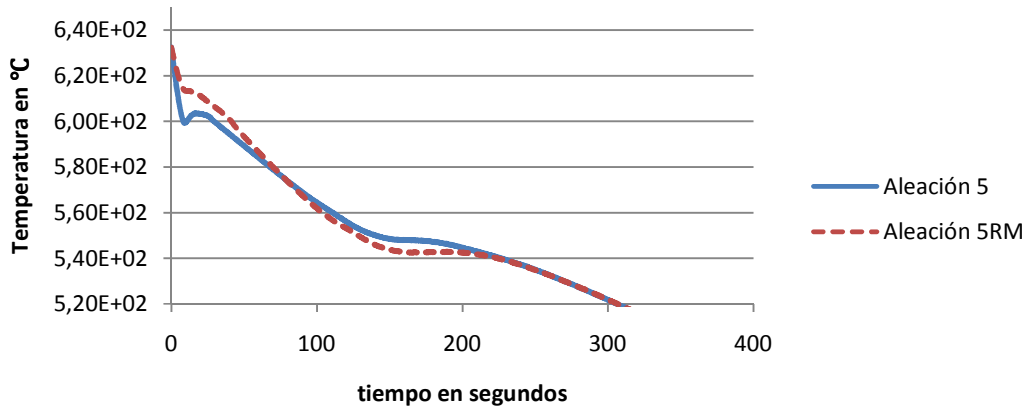
ANEXO 3. Curvas de enfriamiento par las aleaciones experimentales.



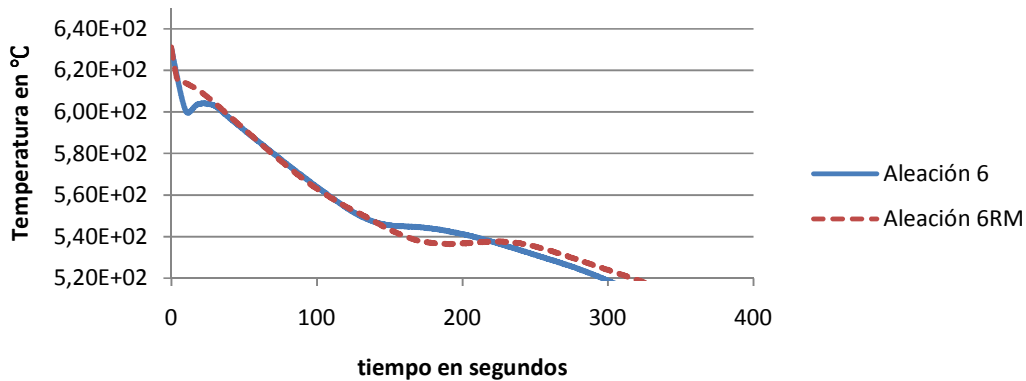
Aleación 4, 4RM (T vs t)



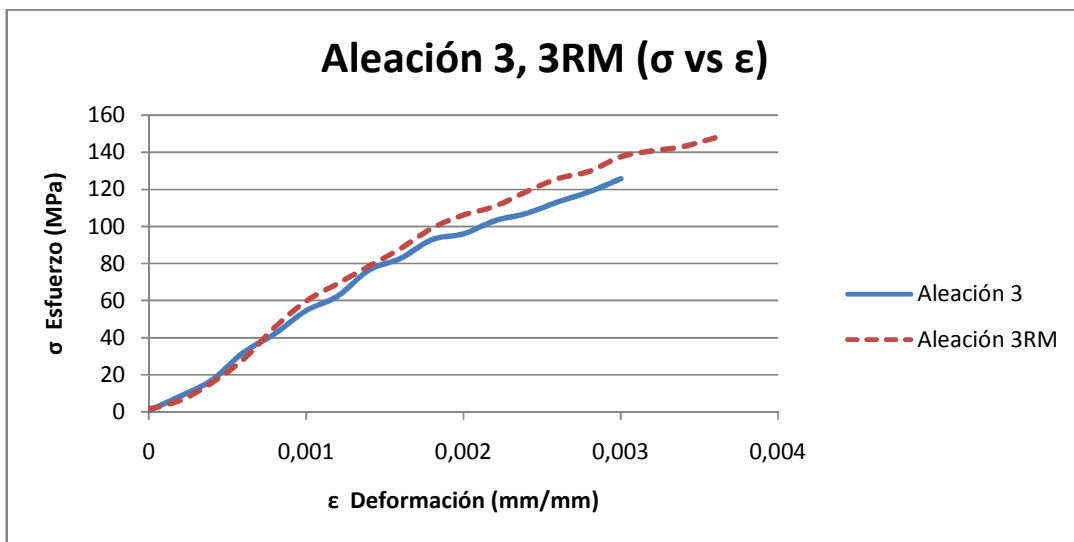
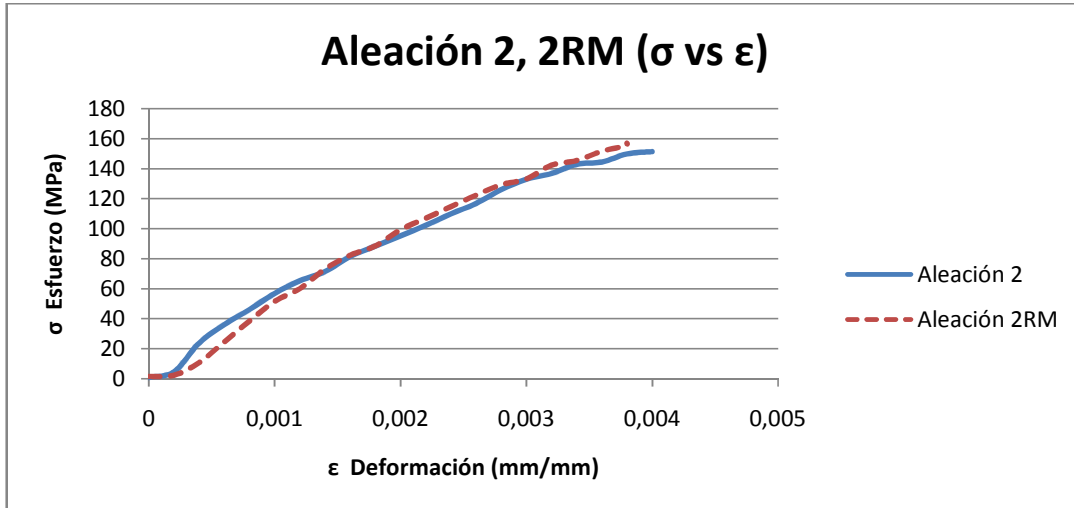
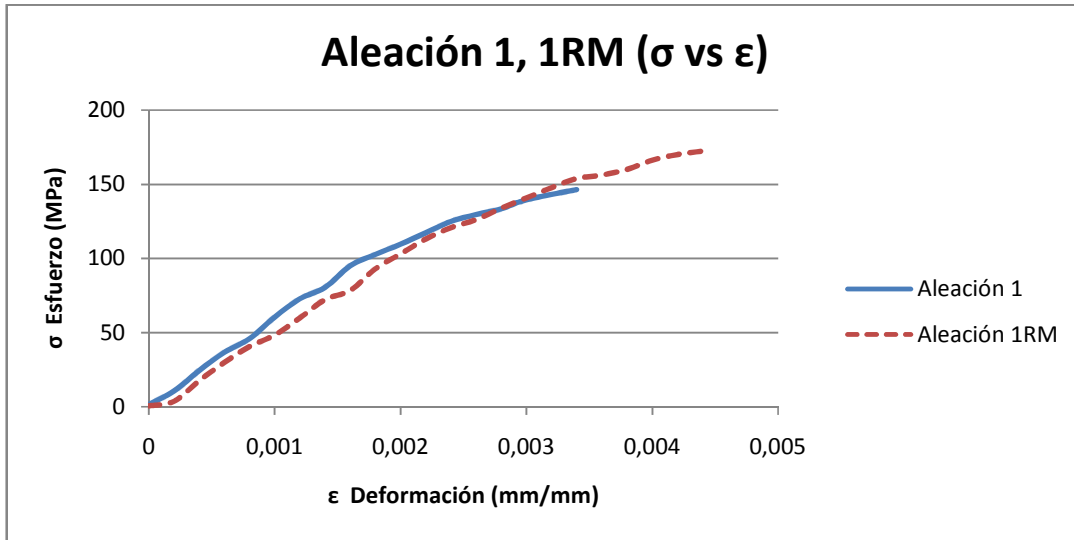
Aleación 5, 5RM (T vs t)

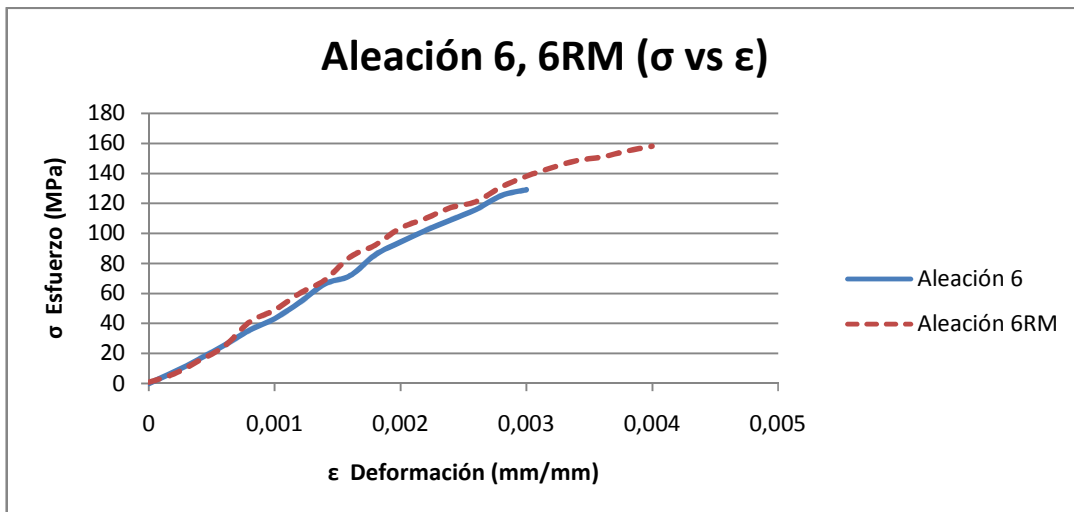
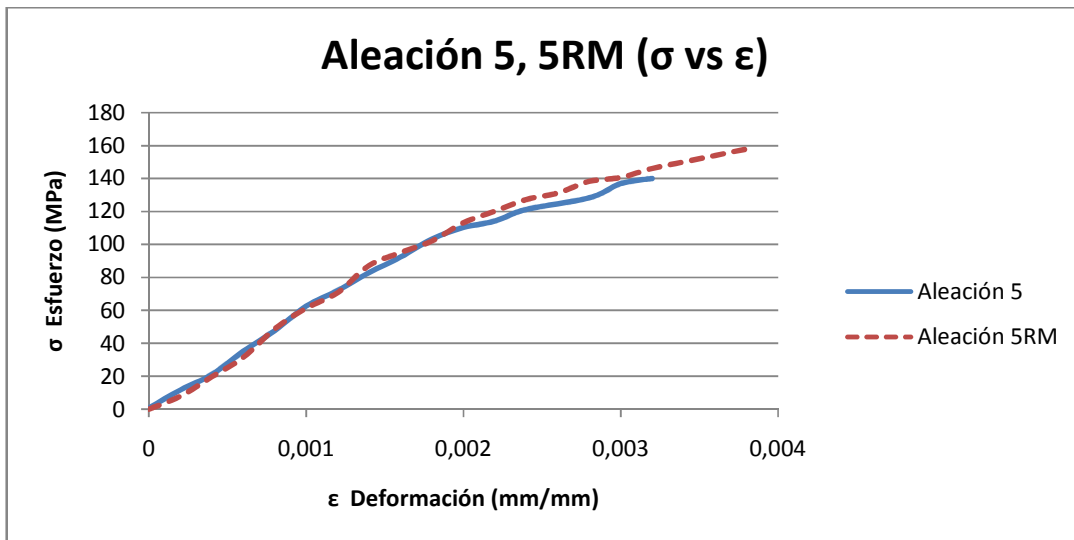
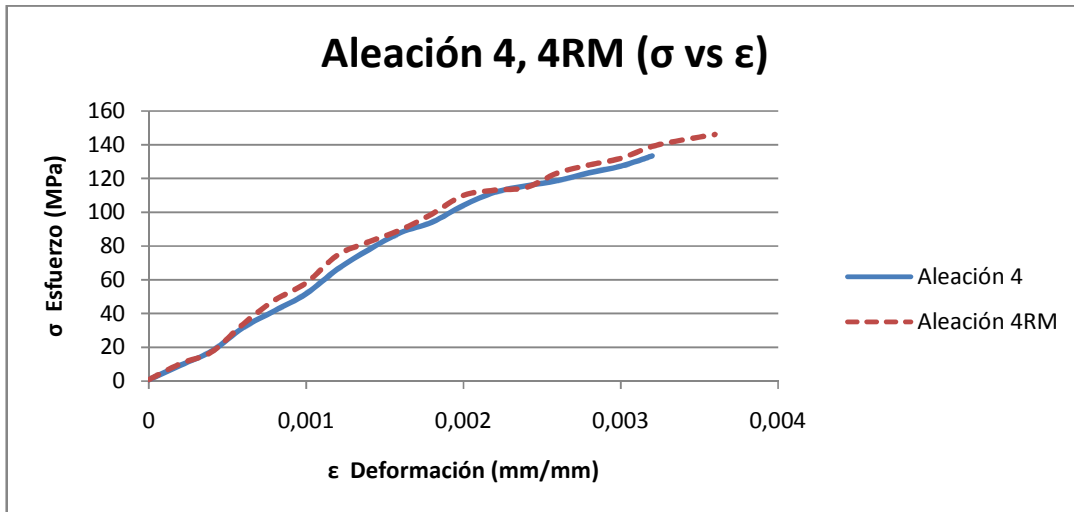


Aleación 6, 6RM (T vs t)



ANEXO 4. Curvas Tensión-Deformación para las aleaciones experimentales.





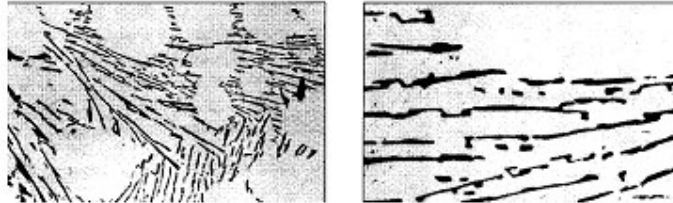
ANEXO 5.

Patrón de modificación.

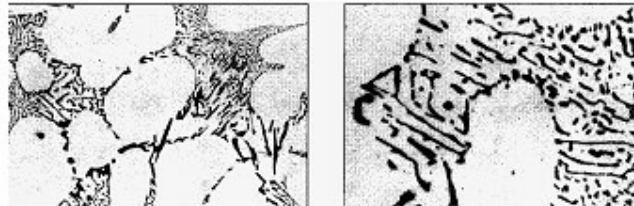
Diferentes clases o rangos o niveles de modificación son asociados a diferentes morfologías del Si eutéctico [N. Tenekedjiev, 1993]. Para el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, las micro estructuras son mostradas en la figura.



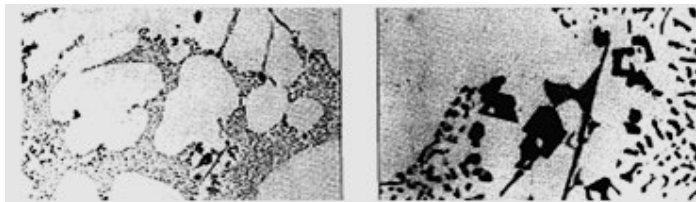
Clase 1: Estructura sin modificar. El silicio está presente como láminas largas, gruesas y de forma acicular.



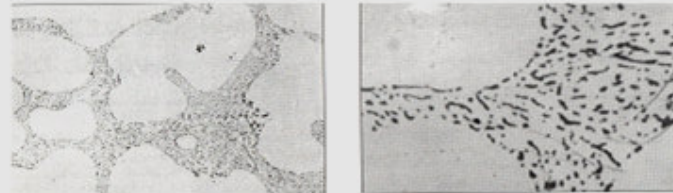
Clase 2: Estructura mal modificada. El silicio está presente en su mayoría en forma de láminas finas y también de forma acicular.



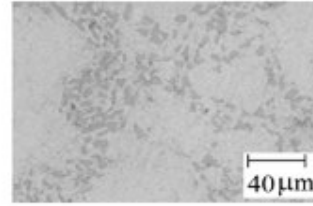
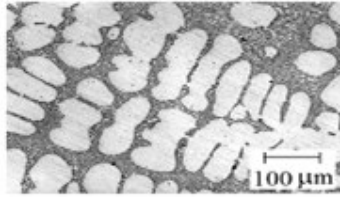
Clase 3: Estructura ligeramente modificada. La estructura laminar empieza a romperse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas estructuras aciculares.



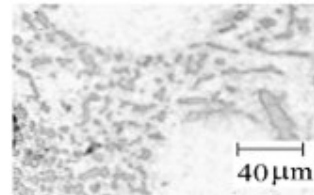
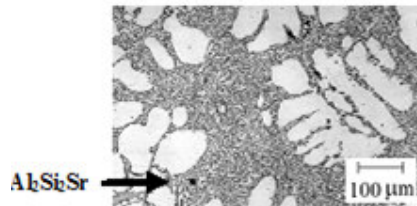
Clase 4: Estructura suficientemente modificada. La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.



Clase 5: Estructura bien modificada. El silicio está presente en forma de partículas fibrosas redondeadas.



Clase 6: Estructura supermodificada. El silicio está presente en forma de partículas globulizadas muy finas.



Al₂Si₂Sr →

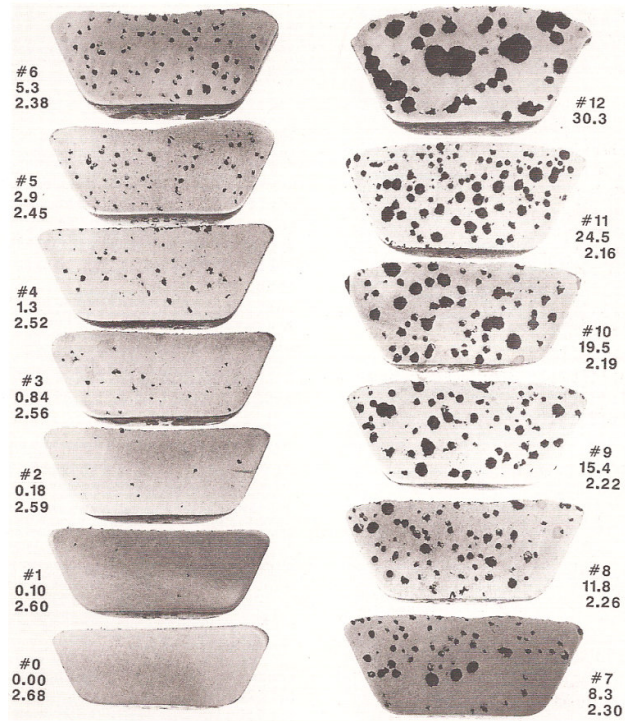
Clase 7: Estructura sobremodificada. El silicio está presente como una mezcla de partículas gruesas y finas y partículas de Al₂Si₂Sr.

Patrón de modificación.

ANEXO 6.

Estándar de % de porosidad.

El número del centro indica el porcentaje del área de la porosidad, el número inferior indica la densidad.



ANEXO 7.

Determinación de la estequiometría de las fases intermetálicas.

Se presenta el procedimiento para realizar el cálculo para la composición de las fases intermetálicas, todos los cálculos se realizaron siguiendo la misma metodología.

1. Se toman los valores obtenidos de % peso del análisis puntual mediante el MEB.

Tabla Composición Química para la Fase 1 (aleación 3).

Elemento	Al	Fe	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
% Peso	57.42	16.45	9.46	9.68	4.33	1.59	1.07

2. Se propone una base de cálculo (100g).
3. Se obtienen los pesos moleculares de cada elemento.
4. El cálculo se realiza de la siguiente forma.

$$Al \ 57.42g * \left(\frac{1}{26.98g} \right) = 0.294gmol \quad Fe \ 16.45g * \left(\frac{1}{55.84g} \right) = 0.294gmol$$

$$Si \ 9.46g * \left(\frac{1}{28.08g} \right) = 0.338gmol \quad Mn \ 9.68g * \left(\frac{1}{54.94g} \right) = 0.176gmol$$

$$Cr \ 4.33g * \left(\frac{1}{52.00g} \right) = 0.083gmol \quad Ni \ 1.59g * \left(\frac{1}{58.71g} \right) = 0.027gmol$$

$$Cu \ 1.07g * \left(\frac{1}{63.5g} \right) = 0.017gmol$$

5. Ya obtenidos los mol de cada elemento se descartan los elementos de menor importancia (trazas), y se elige el menor valor en este caso el de Mn y se divide entre los elementos restantes.

$$Al \ \frac{0.294gmol}{0.176gmol} = 1.7 \quad Fe \ \frac{0.294gmol}{0.176gmol} = 1.7$$

$$Si \ \frac{0.338gmol}{0.176gmol} = 2 \quad Mn \ \frac{0.176gmol}{0.176gmol} = 1$$

6. Los números obtenidos se redondean en caso de tener decimales.
7. Se propone la estequiometría aproximada, en este caso : $Al_{12}(FeSi)_2Mn$.