



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

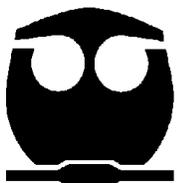
**“Caracterización y propiedades de la aleación
A356 con adiciones de Cu, Mg y Ni, modificadas
con (Sr) y refinadas (Ti).”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA:

GUILLERMO URIBE RODRÍGUEZ





Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



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.

Jurado asignado:

Presidente: Prof. I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

Vocal: Prof. Dr. J. Alejandro García Hinojosa.

Secretario: Prof. Dr. Carlos González Rivera.

1^{er} Suplente: Prof. I.Q.M. Gerardo Aramburo Pérez.

2^{do} Suplente: Prof. I.Q.M. Sergio García Galán.

El presente trabajo fue desarrollado en el Laboratorio de Fundición, Arenas y Metalografía del Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

Dr. J. Alejandro García Hinojosa.

ASESOR

I.Q.M Ignacio Beltrán Piña.

SUPERVISOR TÉCNICO

Guillermo Uribe Rodríguez.

SUSTENTANTE

Agradecimientos.

Al Dr. José Alejandro García Hinojosa, por dirigir este trabajo y por compartir su experiencia y conocimientos.

Al Ing. Cándido Atlatenco Tlapanco, por sus valiosas observaciones y recomendaciones para este trabajo y durante la carrera.

Al Dr. Carlos Rivera González por sus sugerencias para este trabajo y su tiempo.

Al Ing. Ignacio Beltrán Piña, por su gran apoyo en la realización de este trabajo durante todas sus etapas, la aportación de recursos técnicos y materiales así como instalaciones y facilidades sin estos, el desarrollo del proyecto hubiera sido muy difícil.

Al M en C Adrian Manuel Amor Villeda, por su gran apoyo en los análisis químicos con el espectro.

Al Sr. Gabriel por su valioso apoyo técnico y su tiempo, muchas gracias.

A todos los Profesores de la carrera que de una manera u otra aportaron conocimiento y me hicieron cambiar de visión, a todos ellos gracias por compartir su experiencia y conocimientos, a muchos se les admira y agradece.

A la Universidad Nacional Autónoma de México, por haberme dado la oportunidad de formar parte de ella, por años fue como mi segunda casa y así será por siempre, es algo que no se puede describir, muchísimas gracias.

DEDICATORIA

A mis padres Guillermo y Yolanda por darme la vida, por ser un ejemplo para mí, por su cariño comprensión, tiempo, desvelos y su apoyo incondicional en todos los aspectos de mi vida, sin ellos no hubiera sido posible este trabajo y muchas otras cosas más, muchísimas gracias por todo lo que me han dado y enseñado. Los quiero muchísimo siempre van a ser parte fundamental de mi vida.

A mis hermanos Laura, Ricardo y Cristina, con los cuales he compartido muchos buenos momentos y alegrías y quienes han sido un gran apoyo para mí en momentos difíciles y de los cuales he aprendido bastante. Los quiero mucho.

A Fernandita la nueva miembro de la familia, a la que le deseo el mejor del presente y el futuro.

A mis abuelos Enrique y Raúl que siguen aquí y a las que ya no Concepción y Laura, por ser un ejemplo de vida e impactar de manera positiva en mí.

A mis tíos Enrique, Catalina y Carlos por el gran apoyo que nos han brindado, y a toda la familia, tíos, primos.

A Elizabeth por ser la persona a quien amo y con quien quiero compartir un futuro cercano, con planes y proyectos por delante, por la paciencia que me ha tenido y soportar los momentos difíciles y apoyarme en toda ocasión.

A Fernando, Sergio, David, Saúl, Emilio, Jorge, Osvaldo, Jaime, Edgar, Gerardo, José Luis, Daniel, Javier, Lalo, Jorge Luis, Gaby, Lucero, Yaneth, Itzel, Viridiana, Cesar, Mauricio, a todos ustedes gracias por hacer mas amenos los momentos en la escuela, por compartir su amistad, su charla y su buen humor.

A Neto, Ran, Toño, Olga, Alex, Vic, Odín, Josué, Luis, Gerardo, Ivete, Paco, Fabián, Alfredo (Chanok), Gus, Oscar, por los buenos tiempos, partidos y recuerdos disculpas por el alejamiento, pero ni modo había que seguir el camino del metalero, espero no perder contacto con ustedes y saben que siempre serán mis amigos.

A Iván, José, Miguel y Juan, por ser siempre esos amigos con quien contar desde la infancia y ahora cada quien con su camino.

Al Dr. Luis Enrique Lozano Dubernard, por su gran ayuda y muestra de ética y profesionalismo, no hay palabras para agradecer lo que hizo por mí, muchísimas gracias.

INDICE

I INTRODUCCIÓN.	3
1.2 Aleaciones Al-Si	4
1.3 Objetivo	6
1.4 Objetivos particulares	6
1.5 Hipótesis	6
II ANTECEDENTES	7
2.1 Control de estructura	7
2.1.1 Espaciamiento interdendrítico	8
2.2 Interacción entre los Procesos de Fabricación	9
2.3 Influencia de los elementos aleantes	11
2.3.1 Efecto del Hierro	14
2.4 Diagramas binarios	16
2.4.1 Al-Si	16
2.4.2 Al-Mg	17
2.4.3 Al-Cu	19
2.4.4 Al-Ni	21
2.5 Refinamiento de grano	23
2.5.1 Efecto de la presencia de Titanio y Boro	25
2.6 Solidificación y refinación de grano de aleaciones base aluminio	25
2.6.2 Crecimiento del cristal	26
2.6.3 Solidificación de Aluminio Puro	26
2.6.4 Solidificación de metales puros con adición de agentes nucleantes	28
2.6.5 Solidificación de Aluminio puro con adición de partículas nucleantes que contribuyen a una reacción peritética	30
2.7 Participación del Boro en la refinación de grano	32
2.8 Modificación	34
2.8.1 Teoría de crecimiento y modificación	34
2.8.2 Principales factores que afectan la modificación	35
2.9 Modificación química, disolución y decaimiento del modificador.	39
2.9.2 Disolución de Sr en el baño líquido	40
2.9.3 Decaimiento del Modificador	41
2.9.4 Sobremodificación	41
2.10 Patrón de modificación	42
2.11 Efectos de la modificación	44
2.12 Análisis térmico	45
2.12.1 Principios del análisis térmico	45
2.12.2 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación de una aleación	48
2.13 Porosidad por hidrogeno.	50
2.14 Porosidad por contracción.	54
2.15 Inclusiones	56
2.16 Efecto combinado de porosidad por hidrogeno, por contracción e inclusiones	57
2.17 Formación de porosidad relacionada con la modificación en aleaciones Aluminio-Silicio hipoeutécticas	59
2.17.1 Efectos relacionados con el Hidrogeno	60
2.17.2 Efectos en la nucleación del poro	61
2.17.3 Dificultades de alimentación (Ps)	61
III Desarrollo Experimental	63
3.1 Diseño Experimental	63
3.2 Condiciones de trabajo	64
3.3 Materiales y Equipo.	64
3.4 Procedimiento Experimental	66

3.5 Diseño de aleación	68
3.6 Preparación de los reactivos de ataque	71
3.7 Ataque	71
3.8 Macroataque.	72
3.9 Determinación del tamaño de grano ASTM	73
3.10 Nivel de Modificación	73
3.11 Ensayo de dureza Brinell	74
3.12 Ensayo de tracción	75
IV Resultados y Discusión	77
4.1 Composición Química.	77
4.2 Macroestructura (Tamaño de Grano)	78
4.3 Nivel de modificación (Tratamiento con Sr)	83
4.4 Parámetros de Solidificación (Análisis Térmico)	90
4.5 Propiedades mecánicas	92
Propiedades Tensiles y Dureza.	92
4.6 Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)	93
Mapeo elemental de la muestra 3	99
Mapeo elemental para la muestra 6 A	103
V. CONCLUSIONES	109
BIBLIOGRAFIA	110
ANEXOS	114

I INTRODUCCIÓN.

1.1 RESUMEN

El aluminio y sus aleaciones constituyen uno de los materiales metálicos más versátiles, económicos y atractivos para una vasta serie de aplicaciones. Como metal estructural, su uso solo es menor que el de los aceros. Tiene una densidad aproximadamente un tercio de la del acero, lo que sumado a su elevada resistencia mecánica lo vuelve bastante útil en la construcción de estructuras móviles, como vehículos y aeronaves.

El uso de componentes de aluminio en la industria automotriz se ha incrementado considerablemente durante los últimos diez años, ya que requiere 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, la cual es igual de importante desde el punto de vista ambiental, es el hecho de que los componentes de aluminio pueden ser reciclados a bajos costos.

Actualmente el desarrollo de aleaciones ligeras base Al con elevadas propiedades en condiciones de colada sin la necesidad de aplicar largos tiempos de tratamiento térmico es cada vez más demandante por la industria. Es conocido que las propiedades de estas aleaciones en condiciones de colada son muy sensibles a variables como: la adición de aleantes, la velocidad de enfriamiento, y el tratamiento en fase líquida (modificación y refinación de grano), condiciones que controlan durante la solidificación las características morfológicas de la microestructura y consecuentemente influyen fuertemente en las propiedades mecánicas.

Considerando lo anterior, en este trabajo se estudia el efecto de la adición de niveles superiores a los nominales en la aleación A356 de Cu, Ni y Mg sobre su estructura y propiedades tensiles. Para tal efecto se obtendrán aleaciones experimentales en condiciones de colada con cantidades de 1 % Cu, entre 1 a 2 % de Mg y entre 0.25 a 0.5 % Ni, en dos condiciones: sin Sr y modificadas con 0.030 % Sr y sin refinamiento de grano y con refinamiento de grano con 0.25% Ti.

Su microestructura será caracterizada por Microscopia óptica y por Microscopia electrónica de barrido (MEB-EDS). Las propiedades tensiles (resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia y % de elongación), así como la dureza Brinell serán evaluadas de acuerdo a normas ASTM, con el propósito de explicar el cambio en sus propiedades en base a las características microestructurales evaluadas.

La aleación A356 es una aleación base aluminio- silicio son conocida por sus buenas propiedades de fundición y competitivas propiedades mecánicas, lo que provoca que cada vez sean más amplias sus aplicaciones, en la siguiente sección se hace referencia a esto.

1.2 Aleaciones Al-Si

En la figura 1.1 se pueden observar los diferentes rangos de composición, así como las microestructuras correspondientes a cada una.

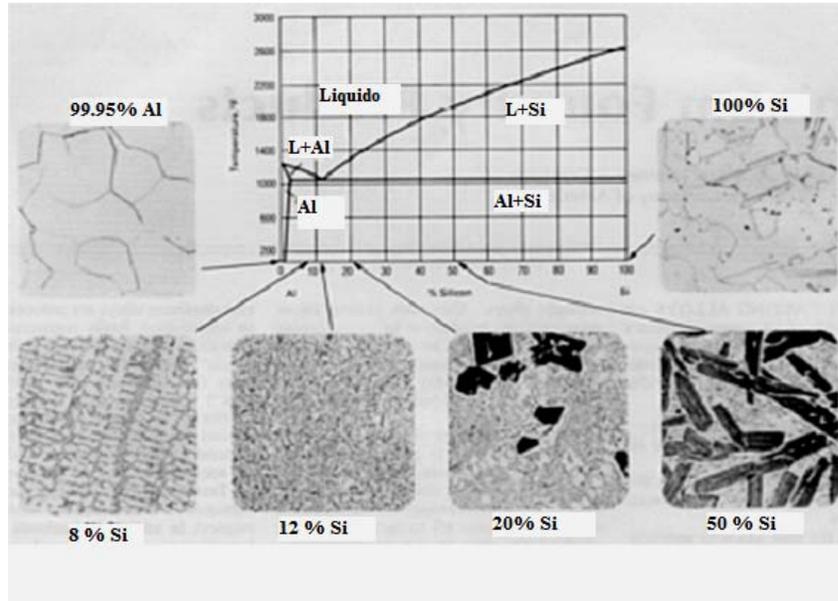


Figura 1.1 Diagrama de fases binario Al-Si.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si de fundición son determinadas principalmente, por la estructura de colada, las características micro estructurales tales como el tamaño de grano, el espaciado inter dendrítico (DAS), el tamaño, forma y distribución de las partículas de silicio eutéctico o primario, así como las morfologías y cantidades de las fases intermetálicas presentes. Estas características en general cambian totalmente después del tratamiento térmico, lo que a su vez ejerce influencia sobre las propiedades mecánicas finales.

La aleación A356 es una aleación base aluminio con 7%Si, 0.2%Fe (máx.) . La aleación A356 reúne y a veces excede los requerimientos de resistencia mecánica, ductilidad, dureza, resistencia a la fatiga, resistencia a la tensión fluidez y maquinabilidad solicitados para diversos usos. Por lo que tiene una amplia gama de aplicaciones en componentes estructurales, partes de maquinaria automotriz, así como en partes de chasis de camiones, componentes de aviones y proyectiles, en general estructuras o componentes que requieran de una buena resistencia y que a la vez sean ligeros. Aunque sus propiedades de fundición como la fluidez, la contractibilidad y la formación de microrechupes son inferiores comparadas con las aleaciones Al-Si cercanas a la composición eutéctica, cumplen muy bien con las expectativas de la industria, como se puede observar en la figura 1.2.

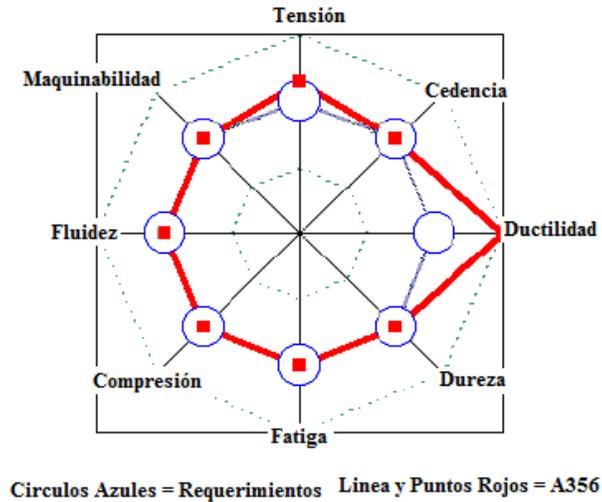


Figura 1.2 Propiedades de la Aleación A356.

Sin embargo la industria y sus exigencias siempre van hacia adelante y por tanto aleaciones como la A356, deben de estar superando continuamente sus propiedades ya sea mediante algún tratamiento térmico, ó mejor mediante el tratamiento durante la fusión ya sea por adición de nuevos elementos aleantes, tratamiento de refinamiento de grano y/o tratamiento de modificación del silicio eutéctico, los cuales repercuten sobre la microestructura de la aleación elevando sus propiedades mecánicas, como se puede observar en la figura 1.3.

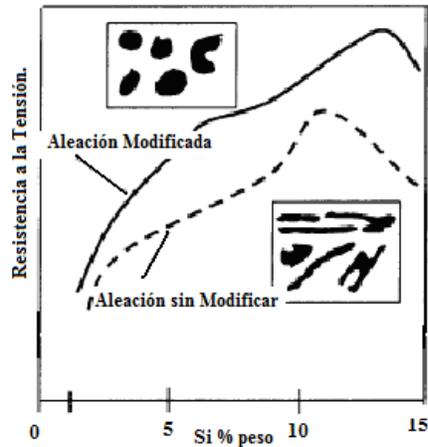


Figura 1.3 Aumento de las propiedades mecánicas debido a la modificación con Sr.

En la figura 1.3 se puede observar que la respuesta de las aleaciones Al-Si a la modificación del silicio eutéctico, mediante Sr, impacta directamente sobre la resistencia a la tracción, es decir, que eleva esta a niveles mucho mayores que la misma aleación que no ha sido modificada.

El efecto de elementos aleantes sobre la aleación A356, la interacción entre procesos, así como los tratamientos de refinamiento de grano, modificación de Si eutéctico, los efectos de la porosidad e inclusiones y el análisis térmico, son descritas en el siguiente capítulo.

1.3 Objetivo.

- Evaluar el efecto de adición de niveles superiores a los nominales en la aleación A356 (en condiciones de colada) de Cu, Mg y Ni sobre su estructura, propiedades tensiles y dureza. Sin y con tratamientos de modificación del silicio eutéctico, y refinamiento de grano.

1.4 Objetivos particulares.

- Fabricar las aleaciones complejas en condiciones de colada.
- Evaluar el efecto del refinador de grano.
- Evaluar el efecto del Modificador sobre la microestructura.
- Determinar el efecto de la refinación y modificación sobre los parámetros de solidificación (subenfriamiento en liquidus y depresión de la temperatura eutéctica)
- Identificar las principales fases por Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

1.5 Hipótesis.

- La adición de elementos aleantes en mayor proporción a la nominal cambiara la microestructura y por lo tanto las propiedades tensiles y de dureza.
- La presencia de titanio va a disminuir el subenfriamiento y por lo tanto disminuir el tamaño de grano.
- La presencia de estroncio deprimirá la temperatura eutéctica y cambiara la morfología del silicio eutéctico.

II ANTECEDENTES.

2.1 Control de estructura.

Las características microestructurales que afectan en mayor grado a las propiedades mecánicas son:

- Tamaño y forma de grano.
- Espaciamiento interdendrítico.
- Tamaño, morfología y distribución de partículas de segunda fase e inclusiones.

Algunas de estas características microestructurales, tal como el tamaño de grano y el espaciamiento interdendrítico, son controladas principalmente por la rapidez de enfriamiento.

Por ejemplo, en la figura 2.1, se observa la variación de microestructuras y propiedades mecánicas, resultado, de las diferentes velocidades de solidificación asociadas a diferentes procesos de colada.

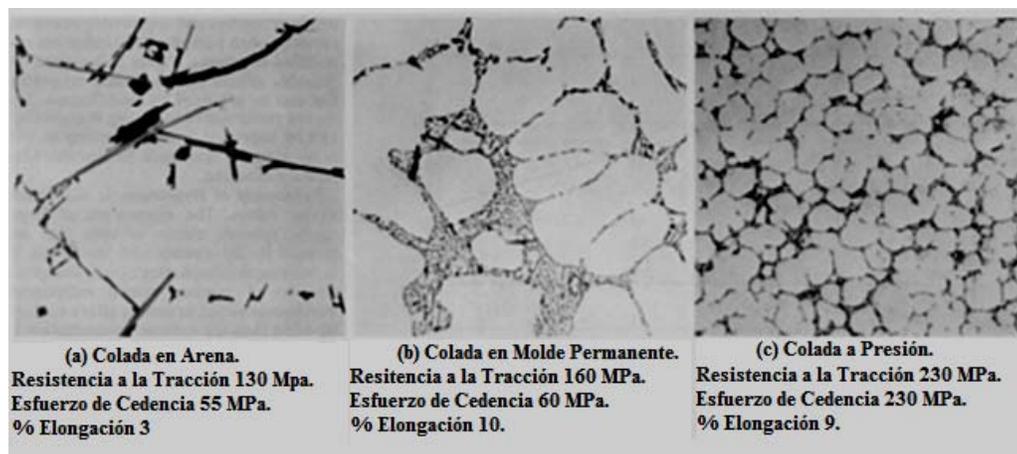


Figura 2.1. Diferentes microestructuras de una aleación Al-% 5Si, resultantes de diferentes velocidades de solidificación debido a distintos procesos de colada.

El tamaño de las dendritas y las partículas precipitadas disminuyen con el incremento de la velocidad de enfriamiento, desde la colada en arena hasta la colada a presión.

Tal como el tamaño de grano, y el espaciamiento interdendrítico, el obtener una dispersión más fina de las inclusiones y partículas de segunda fase, provee mejores propiedades de colada.

Para tener una dispersión fina y uniforme, se requiere tener partículas pequeñas; las partículas grandes de óxidos o de intermetálicos, producen una fragilidad excesiva.

Controlar el tamaño y forma de los microconstituyentes se puede hacer hasta cierto punto controlando la composición, pero se logra más eficientemente minimizando el periodo de tiempo durante el cual los microconstituyentes pueden crecer.

Para minimizar el tamaño de grano, y el espaciamiento interdendrítico, se debe de minimizar el tiempo de crecimiento de los microconstituyentes, esto significa, aumentar la rapidez de enfriamiento. Así, es evidente, que una alta rapidez de enfriamiento es de gran importancia para obtener buena calidad de colada.

Las características microestructurales tales como el tamaño y distribución de la fase primaria e intermetálica, son considerablemente más complejas de controlar químicamente.

Sin embargo, el control químico (particularmente el control de las concentraciones del o de los elementos de impureza), sobre las proporciones de cada elemento, basados en la estequiometría de las fases intermetálicas, y el control de las condiciones de solidificación para asegurar un tamaño y distribución uniformes de estas, son muy útiles.

El uso de modificadores y refinadores para influenciar las estructuras hipoeutécticas y eutécticas en aleaciones aluminio silicio es un ejemplo de la manera en la cual las macro y microestructuras se pueden optimizar en operaciones de fundición

2.1.1 Espaciamiento interdendrítico.

En todos los procesos comerciales, la solidificación ocurre con la formación de dendritas en la solución líquida. Las celdas contenidas dentro de la estructura de la dendrita corresponden a las dimensiones que separan los brazos de las dendritas primarias y son controlados por una composición primaria dada por la rapidez de solidificación.

Otro factor que puede afectar el espaciamiento interdendrítico es la presencia de partículas de una segunda fase, inclusiones de óxidos o gas.

Durante el enfriamiento, las inclusiones y partículas de segundas fases, pueden segregarse entre los espacios de los brazos de la dendrita y así, incrementar el espaciamiento

Entre más lejanos estén los brazos de la dendrita, la distribución de los microconstituyentes será más gruesa y los efectos adversos sobre las propiedades serán mayores.

Así es que, para tener buenas propiedades mecánicas, el espaciamiento interdendrítico deberá ser pequeño.

Así, en la figura 2.2 se observa que las propiedades mecánicas se incrementan, debido al cambio en la formación de dendritas, por el control de la rapidez de solidificación.

Aunque varios factores afectan el espaciamiento interdendrítico, hasta cierto punto, la manera más eficiente de asegurar un espaciamiento fino, es un enfriamiento rápido

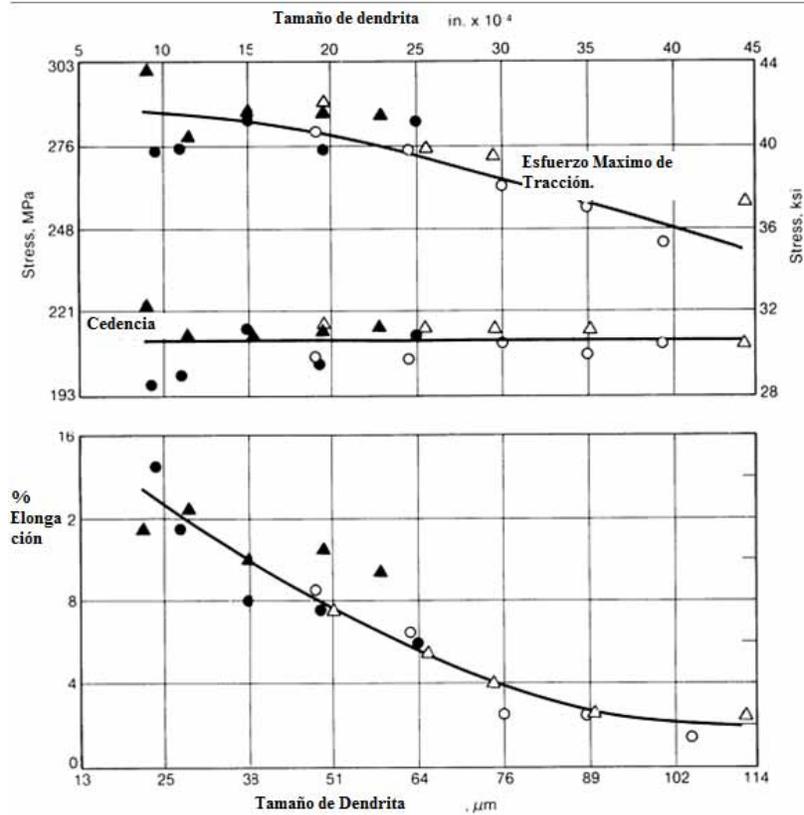


Figura 2.2. Propiedades tensiles vs tamaño de dendrita para cuatro placas de A356, con distintas velocidades de enfriamiento.

En ingeniería de fundición y en varias aplicaciones de fundición, se da una atención cuidadosa para obtener rapidez de solidificación que correspondan a un desarrollo de propiedades mecánicas óptimas. La rapidez de solidificación afecta más que el tamaño de celda de la dendrita, pero las mediciones del tamaño de celda de la dendrita, están cobrando importancia.

En la siguiente sección se analizará el efecto de las diferentes variables de proceso sobre la microestructura.

2.2 Interacción entre los Procesos de Fabricación.

Existen distintos procesos de producción en la industria de la fundición, tales como la inyección a presión, colada en molde permanente, colada en Shell y colada en arena en verde, por mencionar los más importantes, cada uno presenta características particulares, las cuales proveen propiedades microestructurales y mecánicas a los materiales o piezas producidas.

Para elegir alguno de estos procesos, se deben de tomar en cuenta varios aspectos, desde los costos de operación, el tipo de pieza que se quiere obtener, las propiedades mecánicas que se requieren, tiempos de operación, volúmenes de producción, etc.

Algo que es esencial en cada uno de estos procesos desde el punto de vista ingenieril es la velocidad de enfriamiento de cada uno. Esta velocidad de enfriamiento será la que influya en la macro y microestructura del material resultante, y por lo tanto en sus propiedades mecánicas.

Ya que la estructura final está determinada por la interacción compleja entre la velocidad de solidificación y el efecto de los elementos refinadores y/o los modificadores, frecuentemente la misma estructura puede alcanzarse de diferentes maneras. En forma resumida estas maneras se esquematizaron en la figura 2.3.

En la cual puede apreciarse con claridad el efecto combinado o individual de cada condición particular en una aleación Al-Si, sobre características estructurales como el espaciamiento interdendrítico secundario (DAS), tamaño de grano y la morfología del Si en el eutéctico Al-Si.

Debido a que los procesos de fabricación para la obtención del producto sólido, ya sea en forma de lingote o como pieza semiterminada, involucran el uso de diferentes tipos y condiciones de enfriamiento del molde, esta condición afecta directamente las tres características microestructurales antes mencionadas. Así por ejemplo en el caso de procesos de fabricación en los cuales la colada se realiza en moldes de arena la velocidad de enfriamiento es lenta, incluso para piezas de sección relativamente delgada, por lo que es común obtener estructuras de grano grueso, con DAS también gruesos y estructuras aciculares de Si eutéctico. Por otro lado en un caso extremo de procesos por inyección a presión en moldes permanentes metálicos combinado con espesores de pieza delgados, se induce la formación de granos equiaxiales finos, con espaciamientos interdendríticos también pequeños y estructuras fibrosas globulares del Si, debido a velocidades de enfriamiento rápidas.

En resumen en las aleaciones Al-Si puede reducirse el tamaño de grano por refinación química o incluso combinar ambos aspectos para controlar las características estructurales de estas aleaciones.

Finalmente, es importante tener bien clara la diferencia entre estas tres características microestructurales, ya que 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 interdendríticos grandes o pequeños, esta interrelación se esquematiza en la figura 2.3.

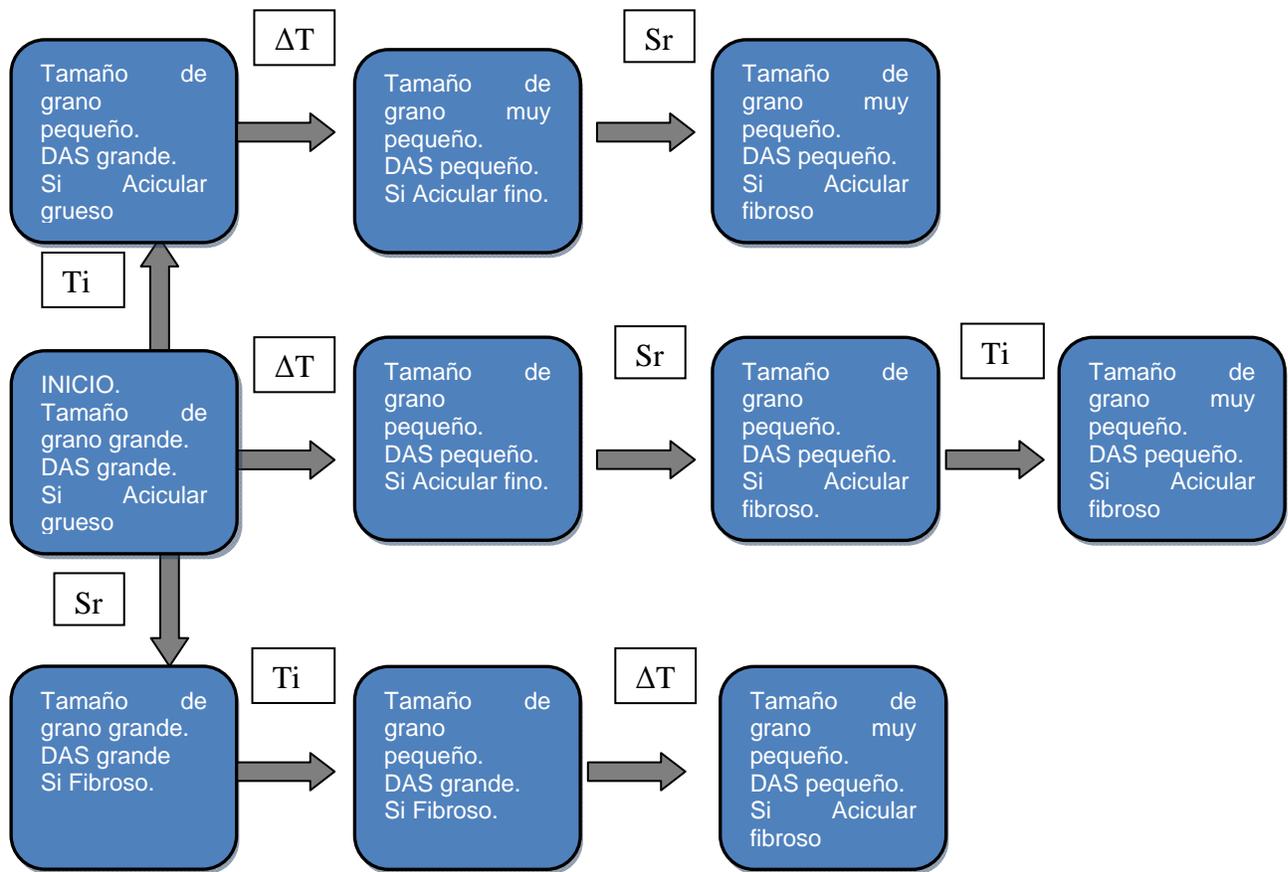


Figura 2.3. Interrelación entre procesos y su efecto sobre la microestructura.

2.3 Influencia de los elementos aleantes.

El aluminio y sus aleaciones representan una categoría importante de materiales debido a su alto valor tecnológico y la amplia gama de aplicaciones especialmente en las ramas aeroespacial y automotriz. Las aleaciones Al-Si han venido incrementando su presencia en los últimos años, principalmente en la industria automotriz, la cual usa aluminio reciclado, para fabricar varias partes del motor como pistones, cabezas de cilindros, intercambiadores de calor, cajas de transmisión, componentes de suspensión, debido a su alta resistencia a bajas y altas temperaturas.

Sin embargo estos sistemas base aluminio contienen cierta cantidad de Cu, Mg, y Mn los cuales son añadidos deliberadamente para incrementar ciertas propiedades del material, y hay otros elementos como el Fe, que están presentes en la aleación como impureza y son indeseables.

La presencia de cierta cantidad de magnesio, incrementa la dureza de la aleación. Se adiciona manganeso para reducir los efectos perjudiciales de las impurezas tales como el Fe.

Dependiendo de la pureza del metal base, las impurezas y los elementos aleantes, parte de ellos entran en la solución sólida α Al y otra parte forma partículas intermetálicas. Durante el proceso de solidificación se forma una gran cantidad de compuestos intermetálicos, los cuales se ubican en los bordes de grano y entre los brazos dendríticos.

La solubilidad sólida de la mayoría de los elementos aleantes en el aluminio es función de la temperatura, lo cual se puede observar en la figura 2.4.

Las mayores solubilidades se presentan en las reacciones eutécticas, peritéticas y monotéticas, cuando la temperatura disminuye, también la solubilidad. Esta apreciable disminución de concentraciones elevadas a temperaturas elevadas, a relativamente bajas concentraciones a bajas temperaturas, es una característica fundamental que provee, las bases de un incremento substancial de la dureza y la resistencia de las aleaciones de aluminio, ya sea por deformación de la red cristalina, o aun de más importancia, por tratamiento de solubilización y subsecuentemente de envejecimiento.

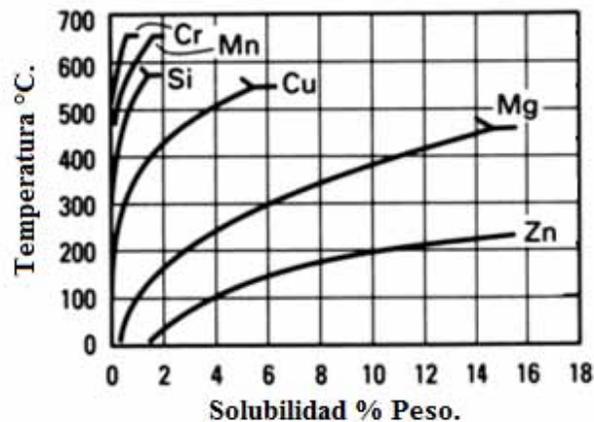


Figura 2.4. Cambio de la solubilidad en función de la temperatura.

La **Tabla I** muestra algunas propiedades, así como las solubilidades máximas en el sólido de los principales aleantes de las aleaciones de colada base aluminio, y algunas de los cuales serán utilizados en este trabajo por arriba de su valor nominal en la aleación A356. De la tabla 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 presencia 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/cm³	Punto de fusión °C	Solubilidad máxima en αAl, wt%
Al	26.97	2.699	660.5	---
Si	28.06	2.35	1440	1.65 (577°C)
Cu	63.57	8.96	1083	5.67 (550°C)
Mg	24.32	1.74	650	14.9 (450°C)
Ni	58.71	8.8	1453	0.05(640°C)
Fe	55.84	7.87	1538	0.052 (655°C)
Mn	54.93	7.43	1240	1.25 (660°C)

En la figura 2.5 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.

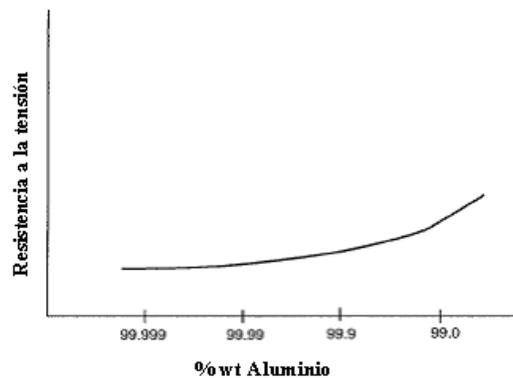


Figura 2.5. Cambio de las propiedades mecánicas de la solución sólida α Al en presencia de átomos aleantes.

En la figura 2.6 se observa como aumenta la resistencia a la cedencia al agregar como aleante al silicio en un caso y al magnesio en el otro, cada uno de estos con diferente tamaño, deforman de manera distinta la red cristalina.

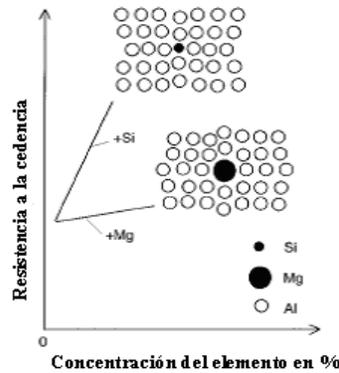


Figura 2.6 .Deformación de la celda cristalina causada por la sustitución de átomos.

La mayoría de los elementos de aleación son agregados intencionalmente para elevar las propiedades mecánicas del material, ya sea por deformación de la red cristalina, o mediante precipitados intermetálicos, para un posterior tratamiento térmico.

Entre todos los elementos, ya sean agregados o los que están presentes como impurezas, el hierro es probablemente el que más impacta de manera negativa, ya que forma compuestos intermetálicos duros y frágiles tales como el $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ los cuales son difíciles de disolver durante la homogeneización y son perjudiciales para las propiedades mecánicas de las aleaciones, 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.

2.3.1 Efecto del Hierro.

El hierro es la impureza más común que puede ser encontrada en las aleaciones base Al. Su solubilidad es alta en fase líquida (1.87 % a 655 °C) y por lo tanto es muy 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 solida 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: $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, Al_5FeSi , Si ; Mg_2Si , $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ (**Backerud L., 1990**), observar la figura 2.7.

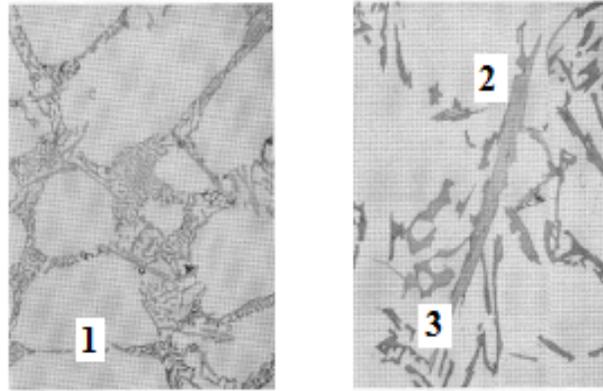


Figura 2.7. Microestructura de una aleación A356, observar la fase 1 $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ en forma de script chino, la fase 2 Al_5FeSi en forma de agujas y la fase 3 Mg_2Si como precipitados finos.

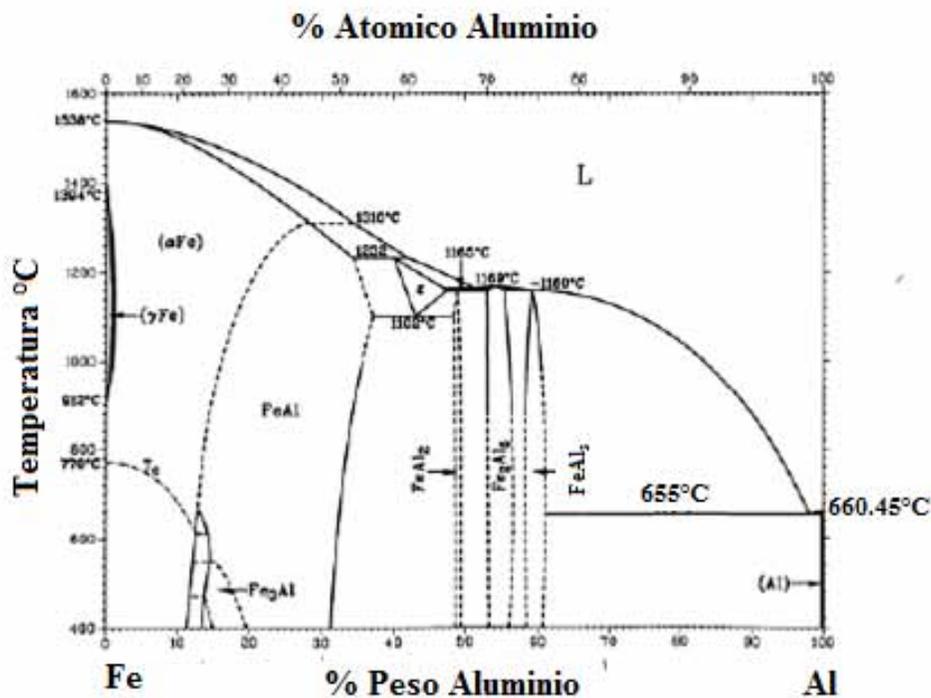


Figura 2.8. Diagrama de fases Al-Fe.

En el diagrama binario Al-Fe, se puede ver que se forma un compuesto intermetálico Al_3Fe (θ), el cual 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 metaestables 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 grandemente 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 α ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) y una fase

monoclínica β (con una estequiometría aparente de Al_3FeSi 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, algunos de los cuales se pueden ver en la figura 2.7, por lo que, los efectos del hierro en el A356 son considerados en términos de diagramas de fases ternarios o cuaternarios.

2.4 Diagramas binarios.

2.4.1 Al-Si

El sistema binario Al-Si es un sistema eutéctico simple, con una composición eutéctica de 12.6% en peso de Si y una solubilidad máxima de 1.65 % en peso (1.5 % atómico) en la temperatura eutéctica de 577 °C. En el sistema binario Al-Si, bajo condiciones de colada fuera de equilibrio, la fracción de volumen de α Al + Si eutéctico se incrementa linealmente desde un contenido aproximadamente 0 a 1 al aumentar el contenido de Si desde 1 – 12 %. En grandes cantidades, el Si provee fluidez y buenas propiedades de colada.

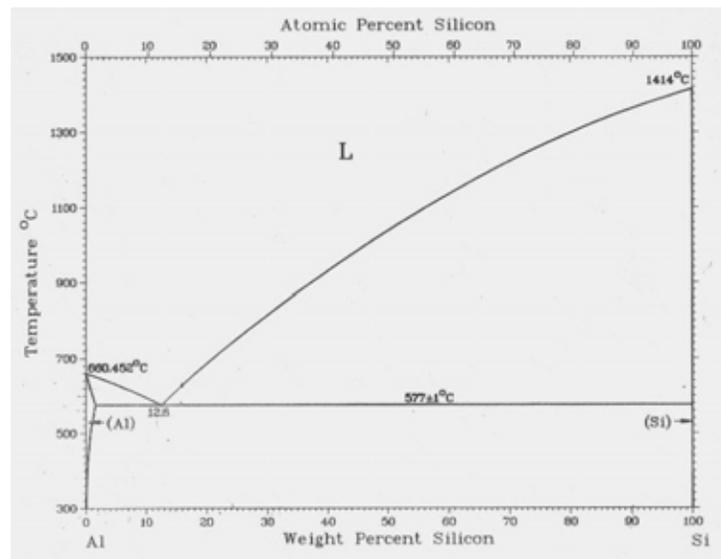


Figura 2.8. Diagrama de fases Al-Si.

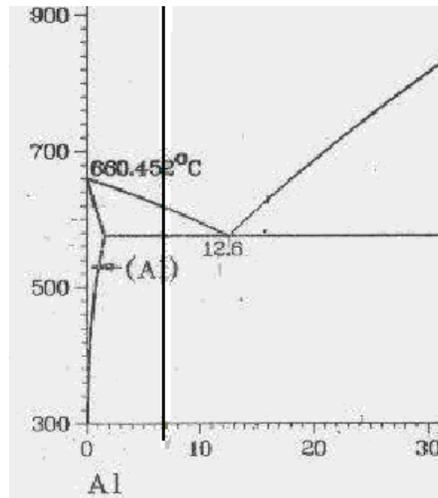


Figura 2.9. Porcentaje promedio de Si de una aleación A356.

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

Tabla 2.2. Rangos de temperaturas 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% (α Al + Si)

2.4.2 Al-Mg.

Magnesio. El sistema Al-Mg que se observa en la figura 2.10 es la base para aleaciones tratables térmicamente, lo cual provee una excelente combinación de resistencia a la tracción y resistencia 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 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 o $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$.

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

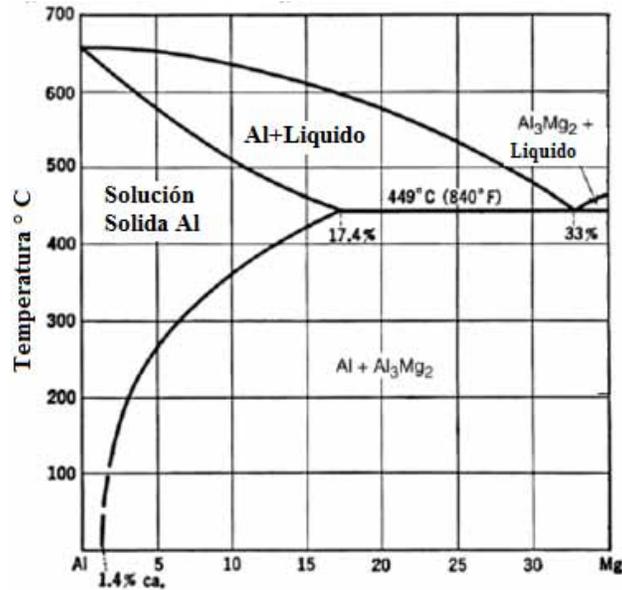


Figura 2.10. Zoom del diagrama de fases Al-Mg.

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.

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

Aleaciones Al-Si-Mg. Si se necesitan resistencia y dureza, las adiciones de Mg hacen a estas aleaciones tratables térmicamente. Las aleaciones ternarias son reforzadas por precipitación de precursores metaestables de Mg_2Si . En la figura 2.11 se muestra una sección del diagrama de fases cuasi-binario Al-Mg₂Si del sistema

Al-Mg-Si. A bajos contenidos de Mg, se puede 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 $Al_4CuMg_5Si_4$ (Q). Mientras que en la tabla 2.4 se puede ver cómo afecta la temperatura en la solubilidad de los elementos aleantes.

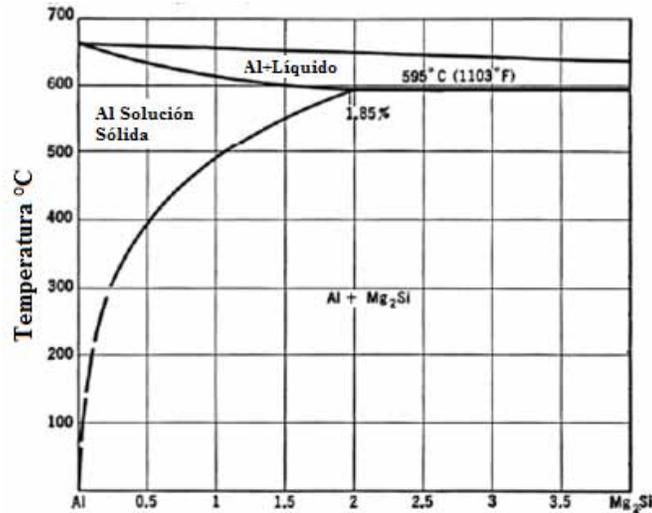


Figura 2.11. Sección del sistema cuasi-binario, mostrando la máxima solubilidad sólida de Mg_2Si en Al en el sistema Al-Mg-Si.

Tabla 2.4. Solubilidades a distintas temperaturas.

Constituyente	Límites de solubilidad % en Peso				
Temperatura °C	559	550	500	400	200
Mg	0.68	0.66	0.54	0.28	0.05
Si	1.16	1.04	0.60	0.24	0.04

2.4.3 Al-Cu

Cobre. 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 Al-Cu tratables térmicamente pueden alcanzar resistencias muy altas con buena ductilidad, especialmente si su contenido e Fe es menor al 0.15%. En aleaciones comerciales Al-Cu, cierta cantidad de Cu se combina químicamente con Al y Fe para formar Al_7Cu_2Fe tetragonal ó $\alpha(Al,Cu,Fe)$ ortorrómbico durante la solidificación.

Estos constituyentes no se pueden disolver durante subsiguientes tratamientos térmicos, pero uno se puede transformar en el otro durante tratamientos térmicos. Durante el tratamiento térmico de aleaciones Al-Cu que contienen un poco de magnesio, precipita Al_2Cu como la fase predominante.

La adición de Magnesio a las aleaciones Al-Cu ricas en Al, resulta en la formación de la fase Al_2Cu , por descomposición del eutéctico. Los precursores metaestables a los precipitados ortorrómbicos centrados a las caras de Al_2CuMg son usados en varias aleaciones usadas en la industria aeroespacial, debido a que confieren una combinación deseable de resistencia a la tracción, a la fractura y resistencia al crecimiento de las grietas por fatiga.

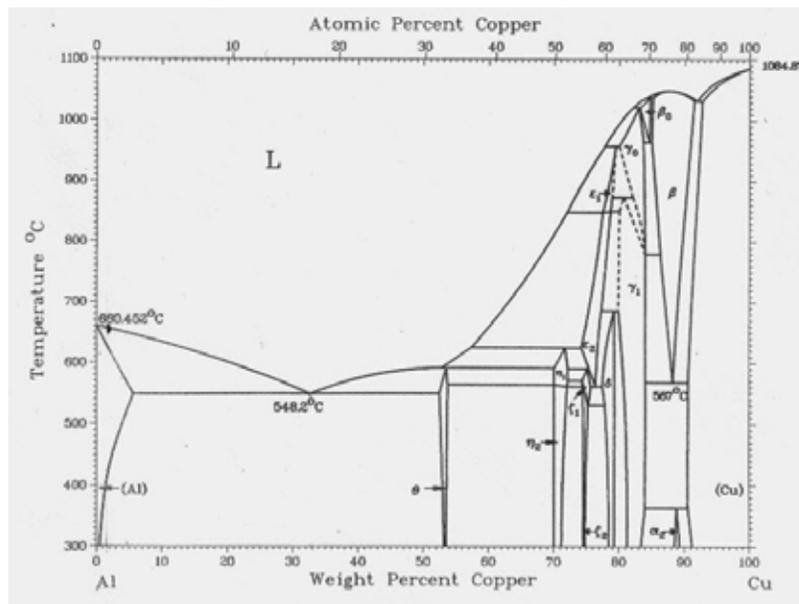


Figura 2.12. Diagrama de fases Al-Cu.

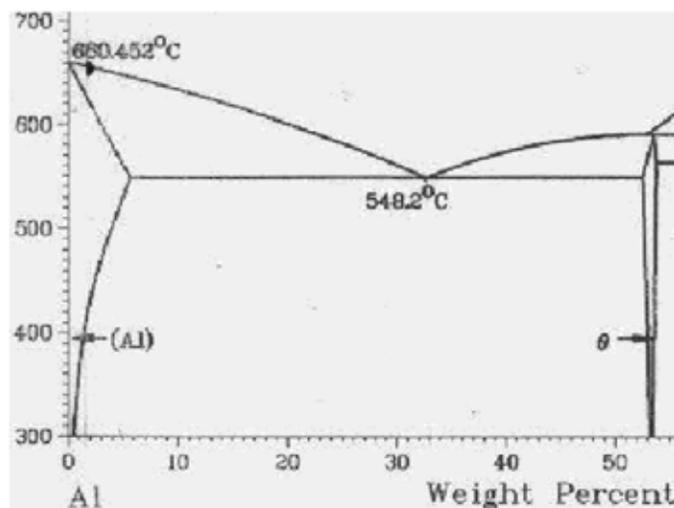


Figura 2.13. Zoom del diagrama Al-Cu.

En la tabla 2.5 se muestran los rangos de temperatura a los cuales precipitan las fases presentes, y sus cantidades, para las composiciones seleccionadas.

Tabla 2.5. 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 líquido
	$658 < T \leq 640$	α Al + Liq
	$640 < T \leq 350$	α Al
	$T < 350$	0.97% α Al + 3.03% (α Al +)

Aleaciones de colada Al-Cu-Si. Son las aleaciones de colada 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 realza su respuesta al tratamiento térmico.

2.4.4 Al-Ni

La solubilidad del Níquel en el Aluminio, no sobrepasa 0.04%, por encima de esta cantidad se presenta como un intermetálico insoluble, generalmente combinado con Fe, las adiciones de Ni (2 % y mas) incrementan la resistencia, pero reducen la ductilidad, las aleaciones binarias Al-Ni no muy son usadas, pero en aleaciones Al-Si , la adición de Ni provee dureza y resistencia a temperaturas elevadas y reduce el coeficiente de expansión. De acuerdo al diagrama de fases, se forman compuestos intermetálicos y por el nivel de aleación que se manejo en este trabajo, puede aparecer el Al_3Ni , el cual se puede apreciar en figura 2.14.

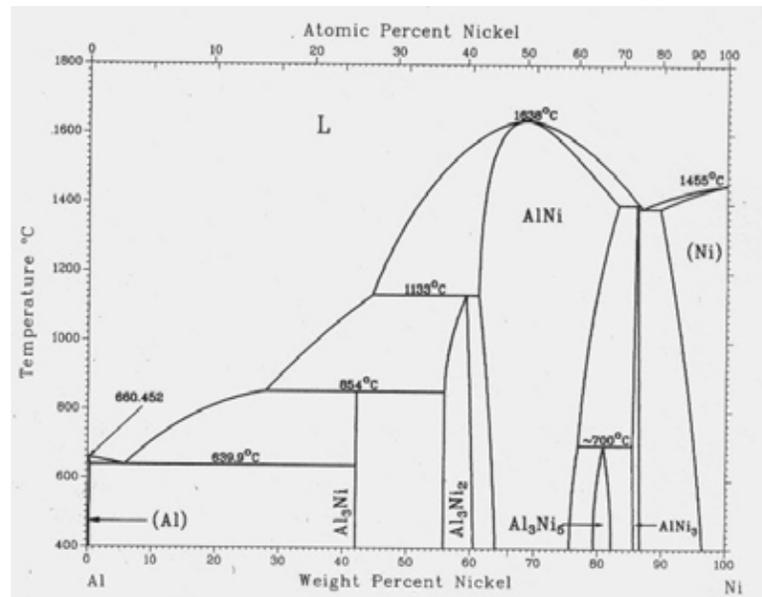


Figura 2.14. Diagrama de fases Al-Ni.

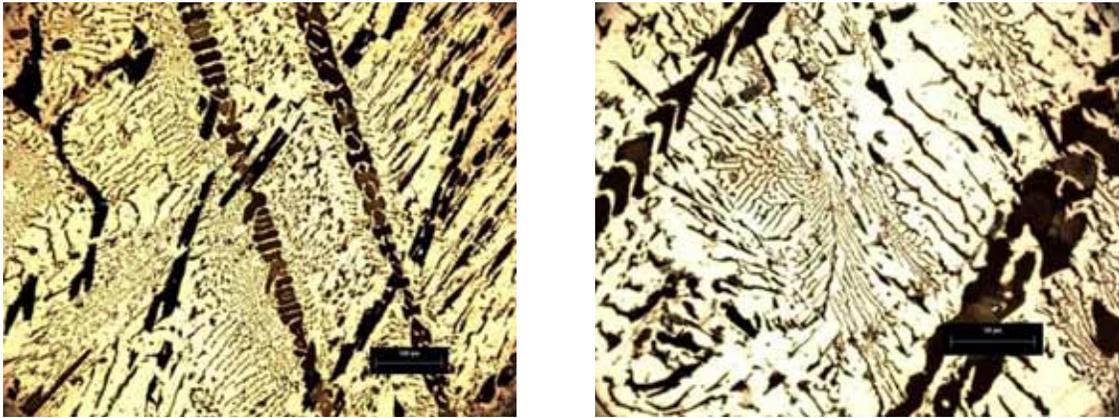


Figura 2.15. Aleación maestra Al-10Ni a 200 X y a 500 X.

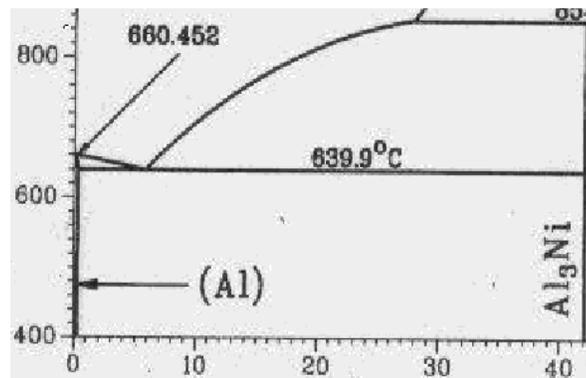


Figura 2.16. Zoom del diagrama de fases Al-Ni.

En la tabla 2.6 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 2.6 Rangos de temperaturas y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Ni.

Composición	Rango de temperaturas ° C	Fases Presentes
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

2.5 Refinamiento de grano

En la fundición de aluminio, generalmente se busca tener una estructura fina y equiaxial, debido a que las coladas con granos equiaxiales finos ofrecen la mejor combinación de resistencia a la tracción y ductilidad.

El tipo y tamaño de granos formados, son determinados por varios factores, entre ellos, 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 las altas velocidades de enfriamiento, son los métodos preferidos. En este trabajo se realizó la refinación mediante la adición de Titanio, ya que la velocidad de enfriamiento siempre fue la misma, asociada a la colada en molde de arena en verde.

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. Todas las aleaciones de aluminio se pueden hacer solidificar con una estructura equiaxial completamente refinada, adicionando cantidades convenientes de refinador de grano.

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.

En la figura 2.17 se puede observar una estructura sin refinar, así como refinada con aleación Al-Ti-B.

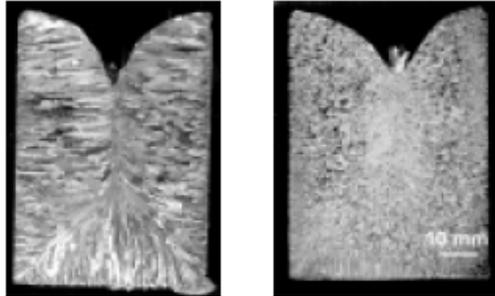


Figura 2.17 (a) Aluminio sin Refinar (b) Aluminio Refinado con Al-Ti-B.

El refinamiento de grano 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 - 150µm.

En la figura 2.18 se observa la microestructura de una aleación maestra Al-5Ti-1B, las partículas distribuidas a través de la matriz son de Al_3Ti .

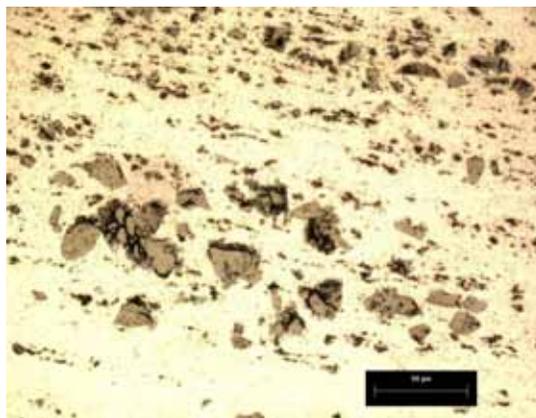


Figura 2.18 Aleación maestra Al-5Ti-1B.

La refinación de grano, es de gran importancia para el material reciclado, el cual al tener mayor cantidad de impurezas, produce compuestos intermetálicos frágiles, los cuales deterioran las propiedades mecánicas, por lo que además de reducir el tamaño de grano, también reduce el tamaño de algunos compuestos intermetálicos.

2.5.1 Efecto de la presencia de Titanio y Boro

La adición de Ti o mezclas de Ti/B produce una reducción del tamaño de grano macroscópico de algunas aleaciones base Al, especialmente en aquellas donde la fase predominante es la solución sólida. Tal es el caso de algunas aleaciones Al-Si hipoeutécticas, Al-Cu y Al-Mg.

Sin embargo para las aleaciones que poseen cantidades significativas de fase eutéctica, como lo son las aleaciones Al-Si de colada, 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, también es de importancia en estas aleaciones el espaciamiento interdendrítico (DAS) determinado por la velocidad de enfriamiento.

2.6 Solidificación y refinación de grano de aleaciones base aluminio.

La solidificación en general abarca dos etapas muy importantes: nucleación, que consiste en la formación de las 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.

2.6.1 Nucleación Heterogénea

Es aquella que 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.

2.6.2 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. La explicación de 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.

Para comprender estos tres aspectos, a continuación se tratará el tema de solidificación de metales puros y de metales con adición de agentes nucleantes que han sido introducidos para disminuir el tamaño de grano, de acuerdo a lo establecido por trabajos realizados por **Backerud L. (1983)**.

2.6.3 Solidificación de Aluminio Puro.

El Aluminio no empieza a solidificar inmediatamente a la temperatura de equilibrio (T_E), dado que no hay núcleos efectivos presentes, por consiguiente es necesario un subenfriamiento para suministrar la fuerza motriz que promueva los procesos de nucleación y crecimiento. El líquido tiene que ser primero subenfriado a la temperatura de nucleación real (T_N), donde partículas nucleantes llegan a ser activas. Cuando esos núcleos comienzan a desarrollarse en pequeños cristales, hay desprendimiento de calor (calor latente de solidificación), el cual es responsable de que la temperatura de los alrededores del líquido se incremente, fenómeno llamado de recalcancia. El crecimiento de cristales sólidos ocurre a una temperatura más o menos constante (T_C), temperatura de crecimiento. En un metal puro, la temperatura permanece constante hasta que el metal es completamente sólido, y después solo se da el enfriamiento del mismo. La figura 2.19 muestra la curva de enfriamiento para el aluminio puro.

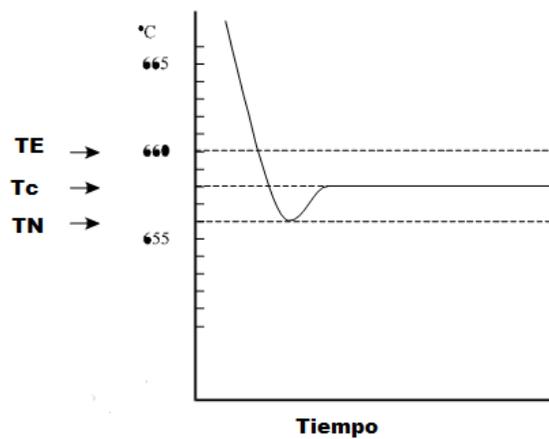


Figura 2.19. Curva de Enfriamiento para Aluminio Puro.

Para que la nucleación ocurra espontáneamente en aluminio puro, es necesario un subenfriamiento de 3-5 °C por debajo de la temperatura de equilibrio. Esto significa que después de la nucleación, la temperatura se incrementará cerca de 2 °C durante el crecimiento del cristal.

Durante el enfriamiento, la nucleación y crecimiento de grano inician en la pared del molde, ya que ésta es la parte más fría, figura 2.20.

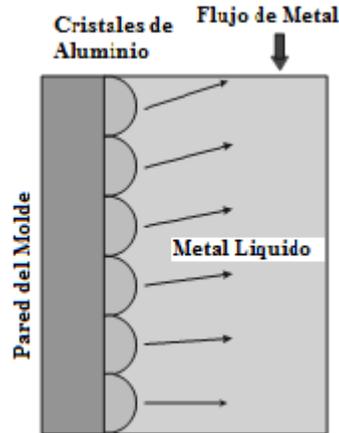


Figura 2.20. Cristales de aluminio formados en la superficie del molde, debido a que el metal es enfriado por debajo de la temperatura de nucleación.

La zona fría provee la fuerza motriz para que inicie la nucleación y crecimiento del cristal. Algo del calor latente, resultante de la nucleación y crecimiento del grano, incrementa la temperatura local del líquido a la temperatura de crecimiento (T_C), y el calor restante es transferido a la pared del molde. Se dan condiciones de crecimiento estable cuando el calor desprendido por el líquido se iguala con la velocidad de calor liberado durante el crecimiento del cristal.

La figura 2.21 es una representación esquemática de nucleación, crecimiento del cristal y distribución de temperatura para aluminio puro. El esquema muestra que, al haber contacto entre el líquido y la pared del molde frío, se forman algunos cristales muy finos por debajo de la temperatura de nucleación (zona chill). Los cristales que se formaron primero son equiaxiales. Por recalcancia, el metal líquido remanente es calentado por encima de la temperatura de nucleación, de modo que no se forman más sitios de nucleación. Algunos cristales, originalmente nucleados cerca de la pared del molde, continúan creciendo de una manera columnar sin nucleación adicional, resultando granos gruesos y alargados. Los granos columnares dan propiedades de colada indeseables en muchas aplicaciones.

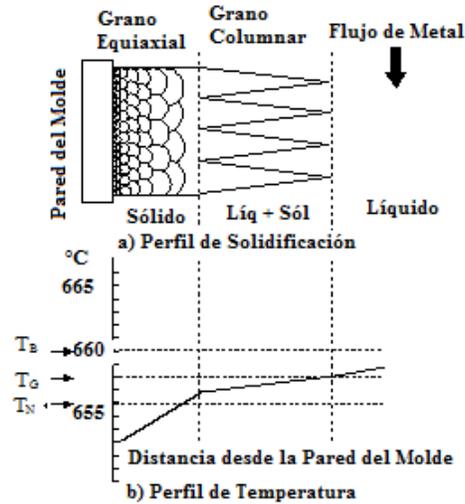


Figura 2.21. Perfiles de solidificación y temperatura para aluminio puro.

Una forma de evitar la formación de granos columnares, es adicionar agentes nucleantes (refinadores de grano) que actúen como puntos de nucleación heterogénea. Sin la adición de partículas nucleantes, se requiere de un subenfriamiento de 4°C para que ocurra una nucleación espontánea. Las partículas adicionadas reducen el subenfriamiento a 1°C o menos, mejorando la nucleación de aluminio y así obtener una estructura equiaxial de grano fino, lo cual provee propiedades homogéneas al material.

2.6.4 Solidificación de metales puros con adición de agentes nucleantes.

Con la adición de partículas nucleantes, la escala de temperatura y curva de enfriamiento pueden ser esquematizados como se muestra en la figura 2.22.

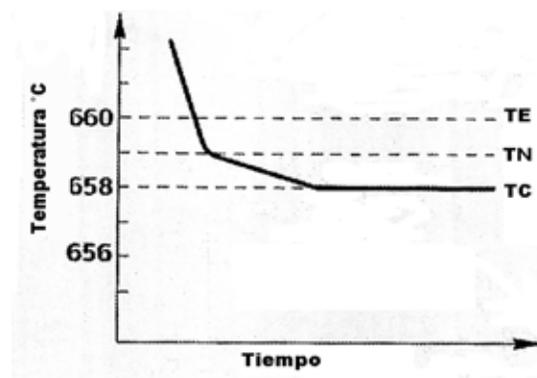


Figura 2.22. Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio con partículas nucleantes. La temperatura de nucleación (T_N) ha sido incrementada y está por encima de la temperatura de crecimiento en estado estable (T_C).

En la figura 2.23 se representa esquemáticamente la nucleación, crecimiento de cristal y distribución de temperatura de aluminio con adición de agentes nucleantes.

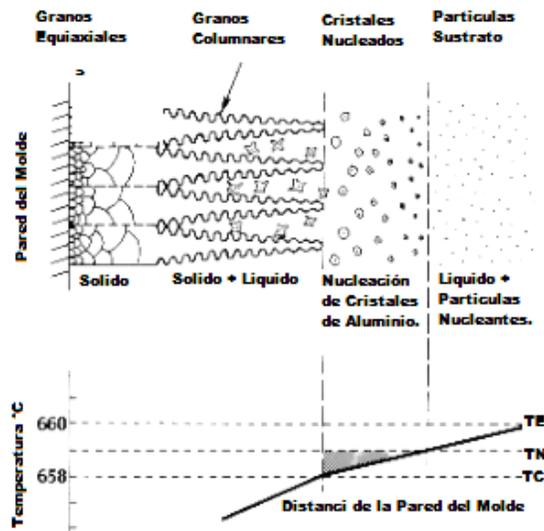


Figura 2.23. Perfiles de solidificación y temperatura de aluminio con partículas nucleantes adicionadas después de que la zona de grano columnar se ha formado.

Las partículas nucleantes permiten formar a los nuevos cristales de aluminio y crecer a lo largo del frente de crecimiento. Estos nuevos cristales pueden bloquear los cristales columnares que crecen desde la pared del molde y así generar una estructura de grano equiaxial fino.

Se puede obtener una condición de crecimiento de grano más favorable mediante la adición de partículas nucleantes que contribuyan a una reacción peritética. Tal reacción ocurre en el sistema Aluminio-Titanio, una porción del diagrama de fase se presenta en la figura 2.24

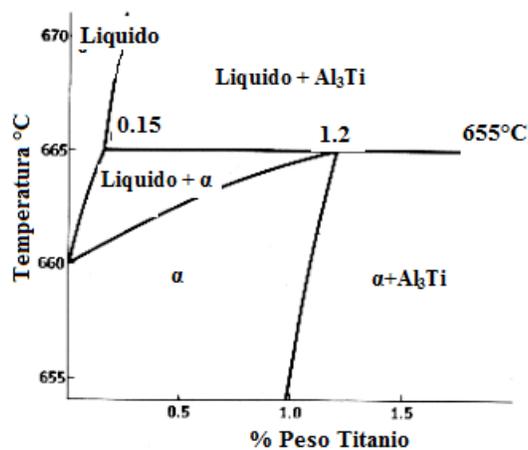
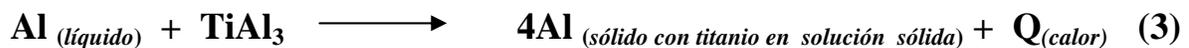


Figura 2.24. Diagrama de fases Al-Ti, mostrando la reacción peritética. La reacción ocurre a una temperatura de 665°C y a una composición de 0.15% en peso de Ti.

2.6.5 Solidificación de Aluminio puro con adición de partículas nucleantes que contribuyen a una reacción peritética.

La adición de partículas de $TiAl_3$ permite que ocurra la reacción y transformación peritética en aluminio líquido. Si se adiciona una gran cantidad de partículas $TiAl_3$ con composición inferior a la peritética (0.15 % en peso de Ti), las partículas comenzarán a disolverse. En caso contrario el aluminio líquido rodeará las partículas que se forman antes de la temperatura de solidificación del aluminio. Estas llegan a enriquecerse de titanio, en zonas muy cerca de la superficie de la partícula, la concentración excederá el 0.15 % en peso de Ti, que es la concentración requerida para que la reacción peritética ocurra en el sistema Al-Ti. La reacción de acuerdo a Barrand M. (L'Aluminium V.1, Paris 1964) es:



El calor liberado, es resultado de la reacción peritética. Así, la reacción es exotérmica y una vez iniciada, la reacción continuará hasta terminarse o hasta que la composición del líquido cambie. La temperatura a la cual ocurre, está entre la temperatura peritética (T_{PER}) y la temperatura de equilibrio (T_E). Dado lo anterior, se crea una condición extremadamente favorable y la temperatura a la cual se desarrollan los nuevos núcleos (T_N) se sitúa por encima de la temperatura de equilibrio (T_E). La escala de temperatura y la curva de enfriamiento para ésta condición se muestran en la figura 2.25.

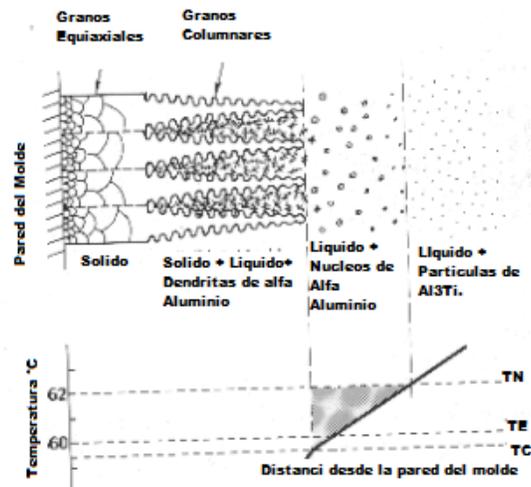


Figura 2.25. Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio en presencia de $TiAl_3$, adicionadas después de que la zona de grano columnar se ha formado.

La temperatura de nucleación se encuentra por encima de la temperatura de equilibrio, y dado que algo de titanio está en solución con aluminio líquido, la temperatura de crecimiento real se ha incrementado ligeramente desde T_C hasta T_C' . Cuando el titanio es usado como un refinador de grano, los núcleos del metal

sólido son formados a una temperatura más alta que T_E , a pesar de que los núcleos permanecen esencialmente inactivos hasta que el líquido ha enfriado hasta la temperatura de crecimiento T_C' .

La solidificación y crecimiento de cristal en presencia de la reacción peritética y el periodo de inactividad de núcleos del metal sólido, podrían ser mejor entendidos analizando la figura 2.26.

En la etapa 1 de la figura, la partícula $TiAl_3$ empieza a disolverse y la concentración de titanio en aluminio líquido se incrementa en la vecindad de la partícula. Cuando la composición peritética y la temperatura de nucleación (T_N) se alcanzan, la reacción peritética comenzará como se muestra en la etapa 3, dando como resultado la nucleación de aluminio sólido sobre la superficie de la partícula. (De acuerdo a la figura 2.24, el primer sólido formado contiene cerca de 1.2 % wt de Ti). El cristal sólido de aluminio (α) crece sobre la partícula $TiAl_3$ y se da por el consumo de titanio disuelto en su vecindad.

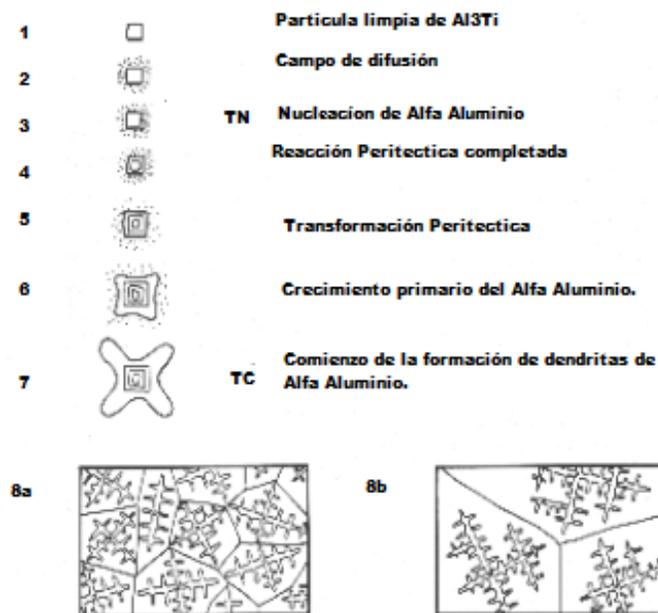


Figura 2.26. Representación esquemática de nucleación y refinación de grano de aluminio con reacción peritética ($TiAl_3$).

Cuando el núcleo de aluminio sólido (α) ha agotado al titanio que se encuentra en el líquido y se da el contacto con metal líquido que tiene bajo contenido en titanio, el crecimiento prácticamente se detiene, y la partícula se convierte en un núcleo inactivo hasta que se alcanza la temperatura de crecimiento (T_C'). En las etapas 5 y 6, hay un crecimiento lento de la película de aluminio (α) sobre el cristal, debido a que más titanio es suministrado desde el interior de la partícula, mediante difusión a través de la capa sólida de aluminio (α), esto es un proceso lento.

Como el metal líquido es enfriado a la temperatura de crecimiento (T_C), etapa 7, el núcleo continuará creciendo de una manera dendrítica hasta que ellos se vean influenciados por el crecimiento dendrítico de partículas adyacentes. Entonces el crecimiento dendrítico cesará, así se establecerá una red dendrítica continua a través del material y, en ese momento, se establecerá el tamaño de grano. A medida que temperatura decrece, los espacios dendríticos son llenados y solidificados. Una alta densidad de partículas $TiAl_3$, con buenas características nucleantes dará un grano bien definido, como se muestra en la Figura 2.26. Si hay insuficientes partículas $TiAl_3$ las dendritas podrán crecer más largas antes de que sean influenciadas por sus vecinas, y como resultado se obtendrá una pobre refinación de grano.

Cuando se analiza el crecimiento del cristal de aluminio (α) en presencia de $TiAl_3$ y el resultado de la reacción peritética, por arriba de la temperatura de nucleación (T_N), los cristales $TiAl_3$ adicionados al aluminio líquido empiezan a disolverse y la concentración de titanio en aluminio líquido en la vecindad del cristal excede el 0.15 % wt de Ti, la concentración a la cual la reacción peritética puede ocurrir. Si se enfría hasta T_N , aluminio sólido se forma alrededor de la partícula $TiAl_3$. Cuando esto ocurre, la partícula se vuelve inactiva hasta que se acerca a la temperatura de crecimiento (T_C). A esta temperatura (T_C), los núcleos comienzan a crecer desde el metal líquido con bajo contenido en titanio, hasta formar una estructura dendrítica con orientación cristalográfica al azar. Estos cristales equiaxiales son ahora capaces de formarse antes del frente de solidificación. Esta estructura dendrítica interferirá con el crecimiento de los granos columnares, bloqueando su crecimiento, contribuyendo así a generar una estructura de grano equiaxial fino.

2.7 Participación del Boro en la refinación de grano.

Para aplicaciones críticas se ha incrementado el uso de aleaciones maestras binarias, Al-Ti, como refinadores de grano. Sin embargo, la eficiencia del uso del refinador de grano puede ser mejorada con la adición de pequeñas cantidades de boro, produciéndose así una aleación maestra ternaria (Al-Ti-B). En estas aleaciones ternarias, tiene que haber un exceso de titanio mayor al requerido para formar TiB_2 con el boro. El exceso de titanio también forma cristales $TiAl_3$, los cuales actúan como núcleos activos para formar cristales sólidos de aluminio. Las relaciones Titanio-Boro para muchas aleaciones comerciales van desde 5:1 a 50 ó 60:1.

Las partículas de $TiAl_3$ de 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 mucho mayores que la aleación maestra binaria Al-Ti.

La participación del boro en la refinación de grano no ha sido aún bien entendida. Sin embargo, parece que 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.

Para que las partículas TiB_2 actúen como nucleantes de granos, es necesario algún grado de subenfriamiento al igual que las aleaciones binarias Al-Ti, pero a diferencia de estas, las aleaciones ternarias Al-Ti-B son más efectivas, ya que se requiere adicionar menos Titanio al baño líquido y el efecto refinador es mayor. Ambas pueden contener tantos nucleantes como 50 000 000 de partículas $TiAl_3/cm^3$. Esos nucleantes son liberados cuando la aleación maestra es disuelta en aluminio, y la nucleación de los cristales sólidos puede ocurrir sobre muchas de esas partículas durante la solidificación, a una temperatura de 3-4 °C por arriba de la temperatura de crecimiento. 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 2.27.

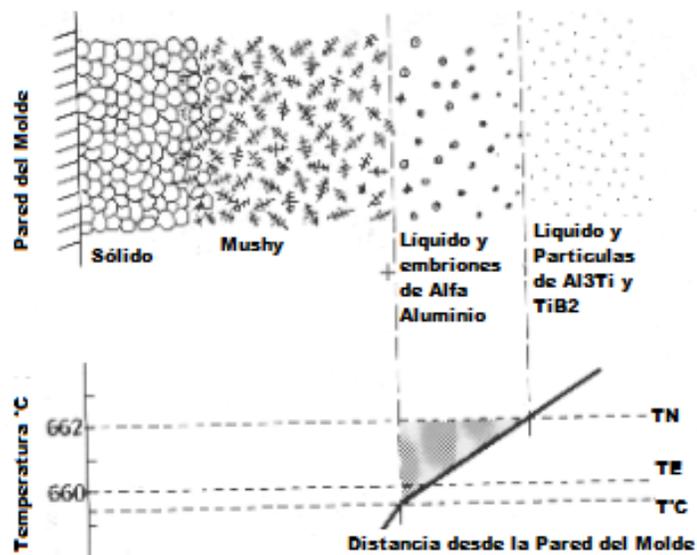


Figura 2.27. Representación de la solidificación de aluminio, con adición previa a la colada de partículas de $TiAl_3$ y TiB_2 en forma de aleación maestra Al-Ti-B.

2.8 Modificación.

2.8.1 Teoría de crecimiento y modificación.

En las aleaciones hipoeutécticas Al-Si, los cristales de silicio de la mezcla eutéctica crecen de manera facetada.

En experimentos de solidificación direccional, se ha mostrado que 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 tiene como inconveniente que provoca propiedades mecánicas pobres en la piezas de fundición.

Por otra parte, se sabe que la adición de ciertos elementos electropositivos 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 parecida a un alga marina figura 2.28. La nucleación y el proceso de crecimiento de los cristales de silicio eutéctico son influenciados por éstas adiciones.

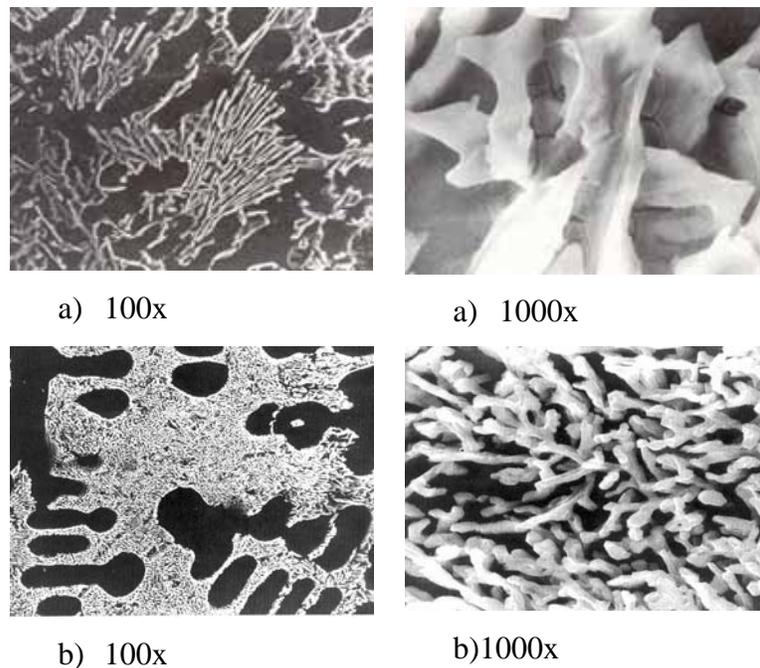


Figura 2.28. Cristales de silicio en una aleación A356 (a) sin modificar. Y (b) modificada [1].

Hellawell y colaboradores, han propuesto una teoría para el desarrollo de la estructura fibrosa de silicio llamada “Maclado Inducido por Impurezas” (Impurity Induced Twinning). Ésta teoría asume que los átomos del elemento modificante se adsorben en los escalones de crecimiento del silicio (sobre el frente de solidificación ó crecimiento sólido- líquido), por lo cual se perturba el mecanismo de crecimiento.

Se pueden identificar dos modos de ramificación: el primero es una ramificación con un ángulo de 70.53° y el segundo como una ramificación de una variedad de ángulos pequeños, los cuales son más comunes. La modificación es efectiva a velocidades de crecimiento donde el silicio normalmente crece anisó trópicamente y por lo tanto predominantemente por extensión de mono o multi-escalones a través de la familia de planos $\{111\}$ figura 2.29.

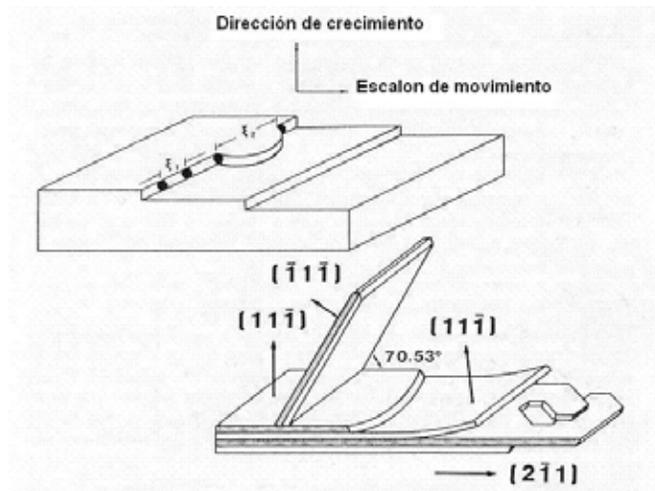


Figura 2.29. Adsorción de átomos de impurezas en los escalones de la interfase de crecimiento [1].

Además Hellawell y colaboradores, establecieron que el elemento modificante debe de tener una afinidad por el silicio y preferentemente formar compuestos químicos con él; de esta manera se facilita la adsorción en la superficie de los cristales de silicio creciendo en el seno del aluminio líquido. Se ha propuesto una relación de tamaño de los átomos adsorbidos a los átomos de silicio (tamaño átomos Sr/tamaño átomos Si) de ≈ 1.65 , el cual se considera como óptimo para inducir un alto grado de maclado. El Na se acerca más a esta relación, aunque el Sr cumple razonablemente con este criterio.

2.8.2 Principales factores que afectan la modificación.

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

2.8.2.1 Tipo de modificador usado.

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

Entre el Na y el Sr, el sodio es el que tiene un mayor poder modificador, sin embargo tiene ciertas desventajas como gran reactividad con el oxígeno y poco tiempo de permanencia en la fusión, por lo cual su uso en fundición está disminuyendo, y se está incrementando el uso del Sr que aunque con un poder modificador un poco menor al del sodio, representa ventajas sobre este, al ser más estable, y tener un tiempo de permanencia en la fusión de hasta dos horas comparado con un promedio de 5 minutos del sodio. La forma más usual de introducir el Sr en la fusión es mediante el uso de aleaciones maestras las cuales tienen 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, figura 2.30.



Figura 2.30. Microestructura d una aleación maestra Al-10Sr. (1) Fase eutéctica(Al-Al₄Sr) y (2) Placas grandes del intermetálico Al₄Sr.

2.8.2.2 Contenido de Silicio en la aleación.

De acuerdo a la bibliografía [J.E. Gruzleski 1990], a concentraciones más altas de Silicio, se requieren cantidades más grandes de Sr para producir una modificación completa. Se observa que cuando se incrementa de 7 a 11% Si, la cantidad de Sr requerido se eleva hasta en un 50%

2.8.2.3 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 microestructura bien modificada, en la literatura se han reportado diferentes niveles de Sr para llevar a cabo la modificación de aleaciones 356 y A356, cada uno de los trabajos se han realizado bajo condiciones experimentales distintas por lo que han sugerido niveles que van desde 0.005-0.03%Sr, en los cuales las composiciones químicas así como las velocidades de enfriamientos fueron distintas.

2.8.2.4 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. Por lo tanto, la cantidad de modificador requerido también puede depender del contenido de fósforo presente en la aleación.

2.8.2.5 Rapidez de enfriamiento.

Las velocidades de enfriamiento altas ayudan al proceso de modificación.

Por ejemplo E.N. Pan y colaboradores [E.N. Pan, 1994] consideran que niveles de entre 0.005 y 0.015%Sr debe de ser suficiente para fundiciones en molde permanente de sección delgada, mientras que para alcanzar una modificación completa para piezas grandes de fundición hechas en arena y con velocidades de enfriamiento lentas se requiere entre 0.015 y 0-03% Sr.

Como se puede observar en la figura 2.31 la diferencia del silicio eutéctico en una aleación A356 sin modificar, la a) esta vaciada en molde permanente mientras que la b) fue vaciada en arena con velocidad de enfriamiento lenta. Ambas imágenes fueron tomadas a 200 X.

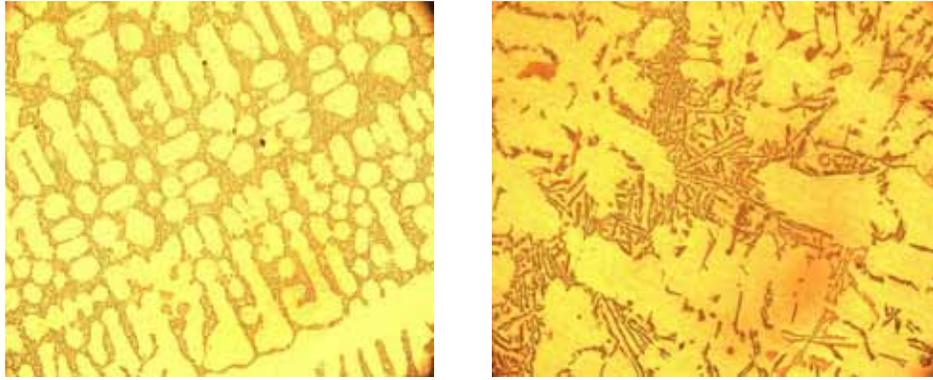


Figura 2.31. (a) Enfriamiento rápido

(b) Enfriamiento en arena.

Este fenómeno recibe el nombre de modificación térmica, en la figura 2.32 se muestra la relación entre la velocidad de enfriamiento y el nivel de modificación.

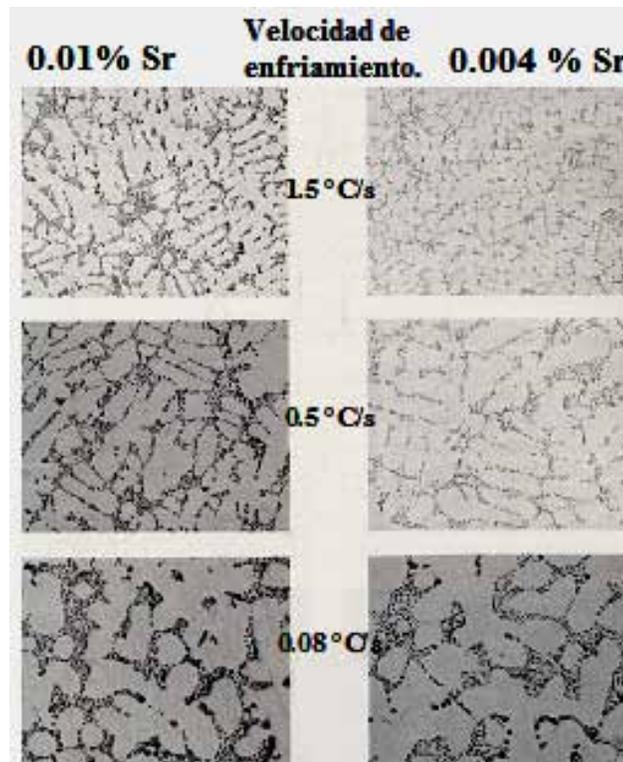


Figura 2.32.Efecto de la velocidad de enfriamiento y el nivel de Sr en la estructura del eutéctico de una aleación A356.

2.9 Modificación química, disolución y decaimiento del modificador.

2.9.1 Modificación Química

El Sr puro se ha usado algunas veces como modificador pero es demasiado reactivo cuando interactúa con el aire y el vapor de agua, ya que rápidamente se cubre con una mezcla de SrO , SrO_2 , $\text{Sr}(\text{OH})_2$ y $(\text{CaSr})\text{NO}_3$. Dicha mezcla forma una capa que podría impedir completamente la disolución a menos que sea removida mecánicamente. Por esta razón, el estroncio metálico puro no es una forma preferida para adicionarse a las aleaciones Al-Si. La adición de Sr por medio de una aleación maestra es relativamente fácil de adicionar al baño líquido y la acción de ésta aleación puede ser retenida por un largo periodo de tiempo. Dentro de las composiciones de las aleaciones maestras más comunes se tienen las siguientes: Al-3.5% Sr, Al-10% Sr, Al-10% Sr-14% Si, etc. Las aleaciones maestras, las cuales contienen menos del 45% Sr no son reactivas en el aire y no requieren ninguna precaución especial para su empaque y almacenamiento. El proceso del tratamiento en el baño líquido con Sr es simple y puede realizarse sumergiendo la aleación maestra (modificador) dentro de una copa o 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.

Por otra parte, 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, aunque es importante comprender el proceso de disolución. Considerando el diagrama de fases Al-Sr, figura 2.33, se observa que aleaciones maestras tales como Al-10% Sr, están compuestas por el eutéctico Al-Al₄Sr y placas grandes del intermetálico Al₄Sr, figura 2.30.

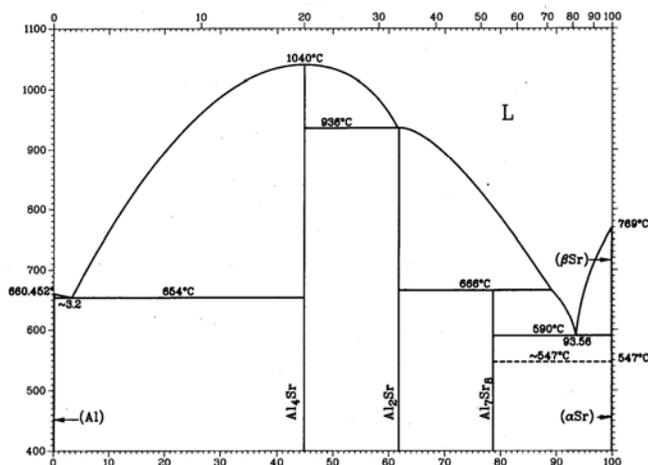


Figura 2.33. Diagrama de fases Al-Sr.

Para el caso particular 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. La figura 2.34, presenta el comportamiento de recuperación en la disolución de la aleación Al-10% Sr en una aleación A356.

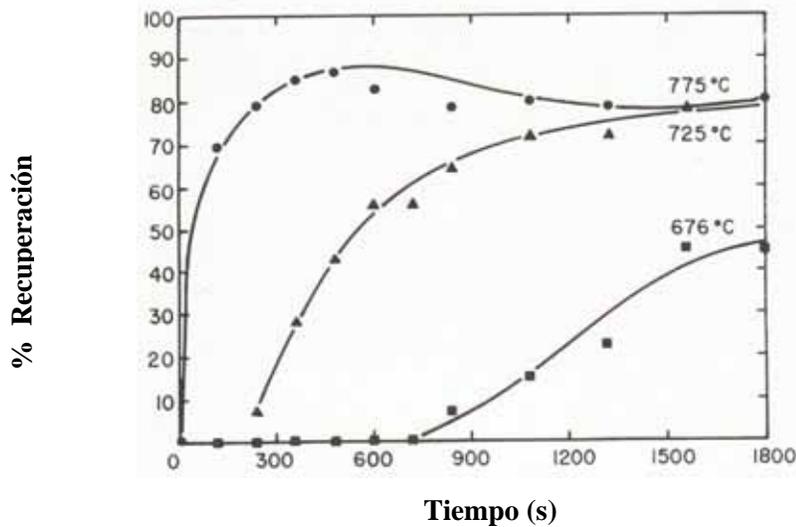


Figura 2.34. Recuperación de una aleación maestra Al-10Sr en una aleación A356.

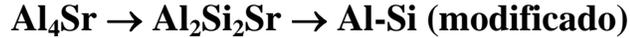
Como se puede observar, se pueden alcanzar recuperaciones de casi 90% bajo condiciones óptimas de temperatura del baño, pero si la temperatura es demasiado baja, la recuperación puede caer hasta un 46%.

2.9.2 Disolución de Sr en el baño líquido

La velocidad de disolución y el grado de modificación en aleaciones Al-Si, es determinada por los siguientes factores cinéticos de acuerdo a Katgerman:

- 1) Velocidad de disolución de partículas de Al_4Sr
- 2) Formación de una nueva fase, Al_2Si_2Sr
- 3) Disolución sucesiva de la fase anterior para dar Sr en solución (Sr)
- 4) El Sr en solución afecta el comportamiento de crecimiento de los cristales de Si y causa la modificación.
- 5) Parcialmente puede reaccionar con fósforo (P) para formar fosfuro de estroncio (Sr_3P_2), lo cual conduce a un debilitamiento de la actividad de modificación.

Por lo tanto, el proceso global de modificación se resume de la siguiente forma:



Durante éstas reacciones, partículas de $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$, las cuales son formadas durante la disolución de partículas de Al_4Sr , tienen una velocidad de disolución más baja. Por lo cual, la velocidad de modificación depende del tamaño de partículas de Al_4Sr .

De ésta manera, partículas más grandes de Al_4Sr formaran capas más gruesas de fase $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$, entonces se dan como resultado velocidades de disolución más bajas y tiempos de incubación más largos. Cuando una aleación maestra con partículas de Al_4Sr más finas es usada, el grado máximo de modificación es alcanzado sólo algunos minutos después de la adición de Sr en el baño líquido.

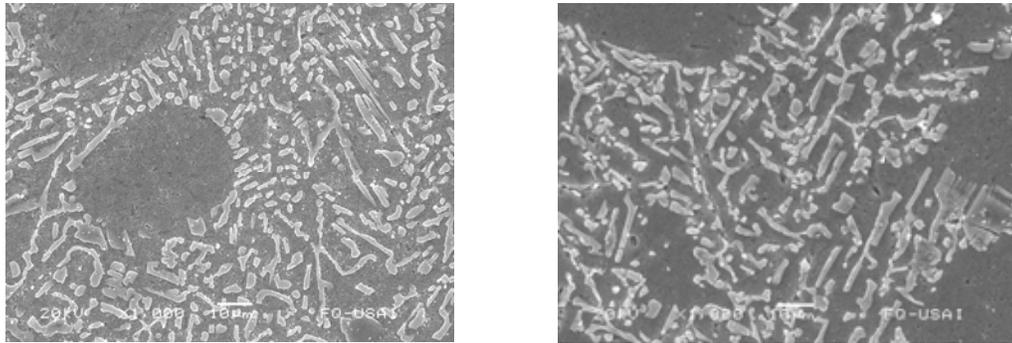
2.9.3 Decaimiento del Modificador.

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 [J.E. Gruzleski 1990].

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.

2.9.4 Sobremodificación

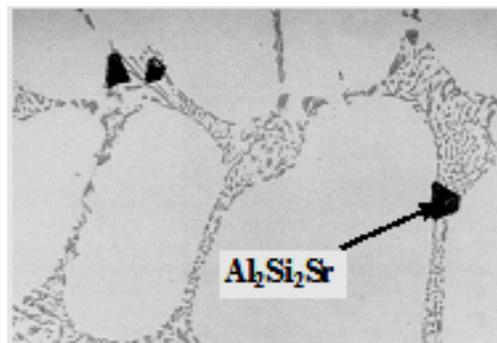
Niveles de Sr más altos que el necesario para producir una microestructura completamente modificada ejercen un efecto perjudicial en las propiedades de la aleación. Se asocian dos fenómenos distintos con la sobremodificación con Sr [J.E. Gruzleski 1990]. El primero, es un engrosamiento de la estructura del silicio, la cual también es conocida como una reversión del silicio fibroso fino a una forma de placas gruesas interconectadas. La figura 2.35, muestra la microestructura de una aleación de aluminio A356 tratada con 0.035% y con 0.115% Sr. El silicio en forma de placas gruesas cuando el nivel de Sr es alto se muestra en la figura 2.35b. Este efecto ha sido poco estudiado y las razones de su ocurrencia son aún desconocidas. El segundo fenómeno, es la aparición de partículas intermetálicas $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$, figura 2.36.



(a) 0.035% Sr

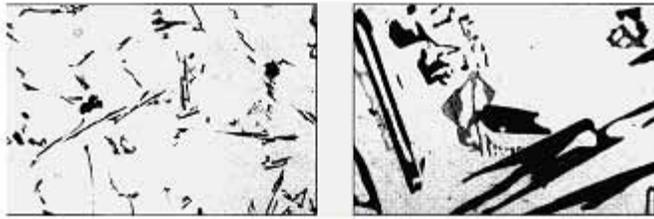
(b) 0.115% Sr

Figura 2.35. Imágenes obtenidas con un MEB de una aleación A356.

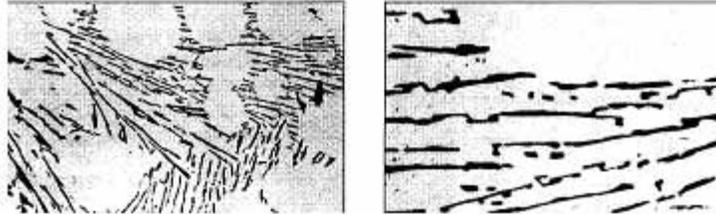
Figura 2.36. Intermetálico $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ causado por sobremodificación con 0.09% Sr en una aleación A356 a 560 X.

2.10 Patrón de modificación

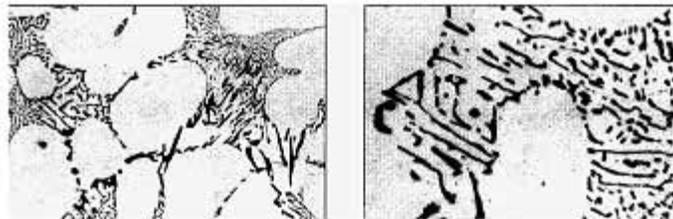
Es bien conocido que la fase de silicio eutéctico en aleaciones de fundición Al-Si puede presentarse en varias morfologías, desde placas gruesas a un silicio eutéctico de forma globular-fibrosa. El cambio microestructural de acicular a silicio fibroso no es repentino y las piezas fundidas con una inadecuada cantidad de Sr exhibirá una estructura mezclada, conteniendo regiones de silicio fibroso, laminar y acicular. Las diferentes clases o rangos o niveles de modificación son asociados a diferentes morfologías del Si eutéctico, llamado patrón de modificación [N. Tenekedjiev, 1993]. Para el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, las microestructuras son mostradas en la figura 2.36.



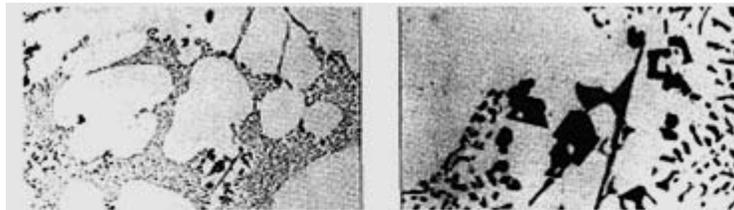
Clase 1: Estructura sin modificar. El silicio está presente como láminas largas, gruesas y de forma acicular.



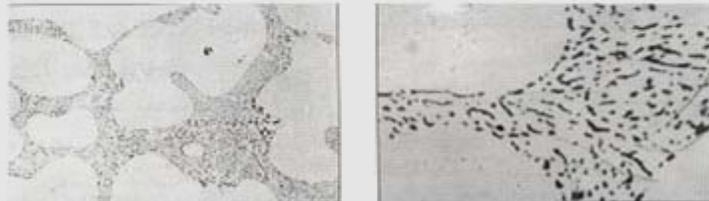
Clase 2: Estructura mal modificada. El silicio está presente en su mayoría en forma de láminas finas y también de forma acicular.



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.

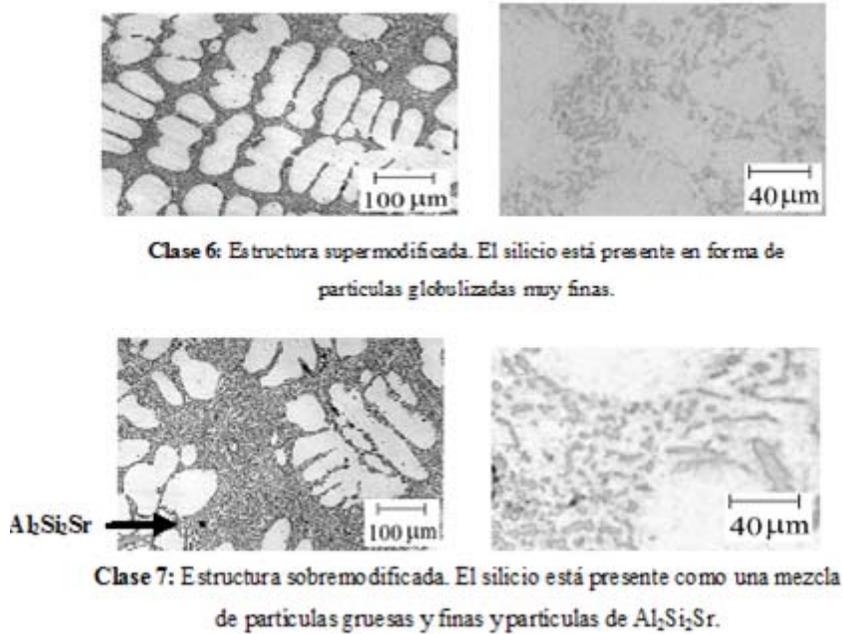


Figura 2.37. Patrón de modificación.

2.11 Efectos de la modificación.

El objetivo principal de la modificación es que las estructuras modificadas exhiban propiedades como la resistencia a la tracción y ductilidad, apreciablemente más altas que las estructuras sin modificar. La figura 2.38 ilustra los efectos deseables sobre las propiedades mecánicas que pueden ser alcanzados con la modificación.

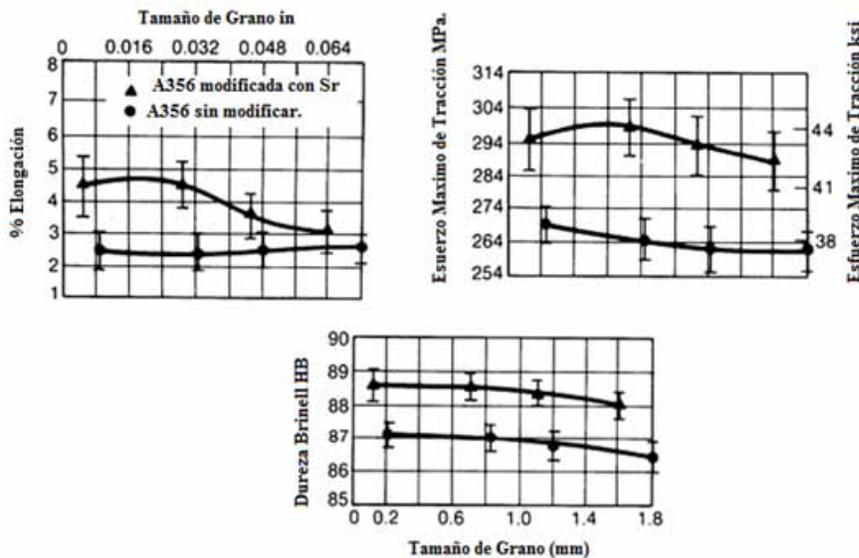


Figura 2.38. Propiedades mecánicas de probetas de tracción de una Aleación A356 modificada y sin modificar.

En la figura 2.38 se puede observar que existe una diferencia apreciable 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.

2.12 Análisis térmico

El análisis térmico, es una herramienta que ha sido utilizada para el control del baño líquido en aleaciones de aluminio. La técnica es usada principalmente para controlar el tamaño de grano y el grado de modificación eutéctica a partir de la medición y control 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 recalescencia y el tiempo de solidificación de la fase eutéctica, de una curva de enfriamiento precisamente en la región eutéctica. Dicha curva, es 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”.

2.12.1 Principios del análisis térmico

La solidificación de un metal puro o una aleación va acompañada por la evolución de calor (calor latente de solidificación), la magnitud depende de las distintas fases que se forman durante la solidificación. La gráfica “Temperatura vs. Tiempo” que es obtenida, produce información útil sobre como solidifica la aleación. Algunos ejemplos de curvas de enfriamiento (Temperatura vs. tiempo) teóricamente ideales son presentadas en las figuras 2.39 y 2.40. Es importante mencionar, que las curvas de enfriamiento ideales se asocian a metales puros o aleaciones que solidifican extremadamente lento.

Un metal puro tal como el aluminio, solidifica a 660 °C, tal como se muestra en la figura 2.39a. La solidificación comienza en el inicio de la meseta (punto “ β ”) cuando el calor latente inicia su evolución debido a que comienza 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. En la figura 2.39b, 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.

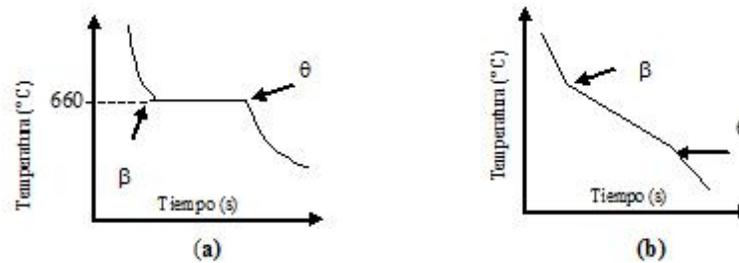


Figura 2.39. Curvas de enfriamiento ideales para (a) aluminio puro (b) Aleación con solución sólida.

Aleaciones eutécticas binarias tales como lo es la aleación 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 aquellas de los metales puros, en la cual la temperatura de la meseta indica la temperatura de solidificación de la fase eutéctica, figura 2.39a. Las curvas de enfriamiento de aleaciones hipo ó hipereutécticas tienen la forma característica que es una combinación de las figuras 2.40b y 2.40a. 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 2.40b; posteriormente se realiza la solidificación de la fase eutéctica, la cual se manifiesta en la curva de enfriamiento como una meseta. Finalmente, termina de solidificar la fase eutéctica (punto “ θ ”) y la velocidad de enfriamiento incrementa. Cabe destacar, que las curvas de enfriamiento de aleaciones con más de dos o tres elementos, son caracterizadas por una serie de transformaciones a temperaturas progresivamente más bajas.

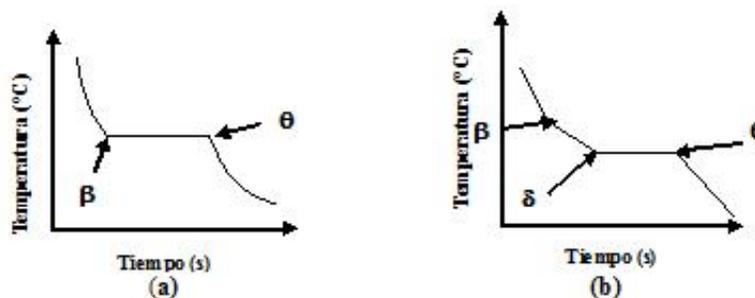


Figura 2.40. Curvas de enfriamiento ideales (a) aleación eutéctica y (b) aleación hipo ó hipereutéctica.

Las velocidades de enfriamiento usadas en el análisis térmico de la fundición, son relativamente altas, con el resultado de que las curvas de enfriamiento reales se pueden apartar de las formas ideales (figuras 2.39 y 2.40). Las desviaciones más importantes 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 recalcencia. Ambos fenómenos son ilustrados en la figura 2.41.

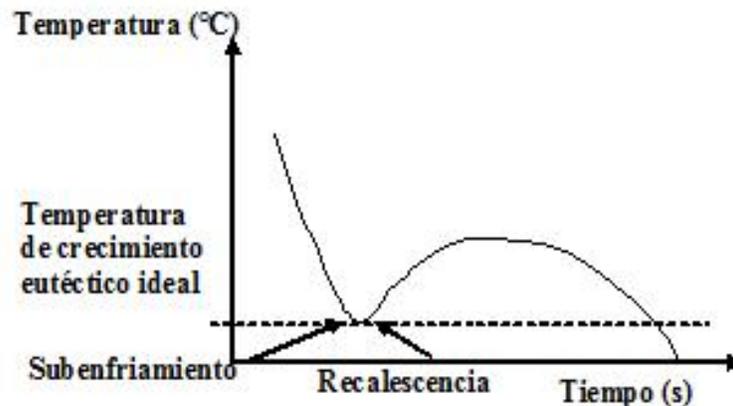


Figura 2.41. Curva de enfriamiento mostrando el fenómeno de subenfriamiento y recalcencia en la región eutéctica.

Si la cantidad de calor asociada con una transformación es demasiado pequeña o es desprendida demasiado rápido, es posible que no se observe la recalcencia 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. Esto se vuelve una consideración muy importante cuando la velocidad de enfriamiento de la muestra en el análisis térmico se incrementa. Con una velocidad de enfriamiento alta, la pérdida de calor de la muestra es tan grande, que los fenómenos de subenfriamiento y recalcencia se desarrollan en forma diferente que para una muestra obtenida con una velocidad de enfriamiento menor.

2.12.2 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación de una aleación

Al-Si hipoeutéctica.

Cuando se adiciona estroncio al baño líquido de una aleación Al-Si hipoeutéctica, específicamente una aleación de aluminio A356 se tiene una cierta variación en los parámetros de solidificación de la región eutéctica. Una de las variaciones más importantes en el análisis térmico de estas aleaciones es una depresión de la temperatura de crecimiento eutéctica (DT_E) y la temperatura de nucleación eutéctica (T_{Nucl}), figura 2.42.

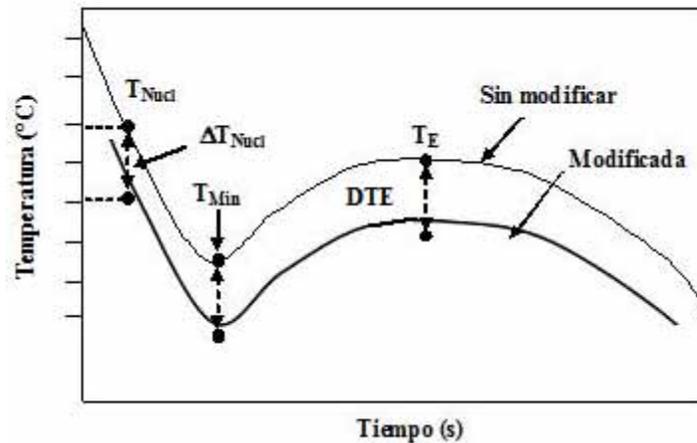


Figura 2.42. Depresión de la temperatura eutéctica en una aleación A356 debido a la adición de Sr al baño líquido.

De acuerdo a la figura 2.42, se puede observar que los parámetros de temperatura fueron deprimidos, de tal manera que es posible definir dos parámetros de temperatura tal como se presenta a continuación:

$$1) \quad T_E = T_{E(Sin Sr)} - T_{E(Sr)} = \text{depresión de la temperatura eutéctica}$$

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

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

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

La importancia de éstos parámetros radica en que es posible asociarlos con un cambio microestructural de la fase eutéctica de la aleación A356. Así mismo, se han reportado diferentes resultados sobre el efecto del estroncio en los parámetros de solidificación de la región eutéctica, entre las cuales se pueden citar los

trabajos de investigación más importantes. Es importante mencionar que cada investigación tiene condiciones de trabajo muy particulares y no necesariamente son las mismas.

Estudios realizados por L. Backerud y colaboradores, concluye que la nucleación, además de las temperaturas de crecimiento eutéctico son disminuidas por la adición del modificante 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 ($T_{\text{Nucl}} - T_{\text{Min}} < 1$ °C)

Por otra parte, R. DasGupta y colaboradores, registraron y graficaron la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr, figura 2.43. 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.

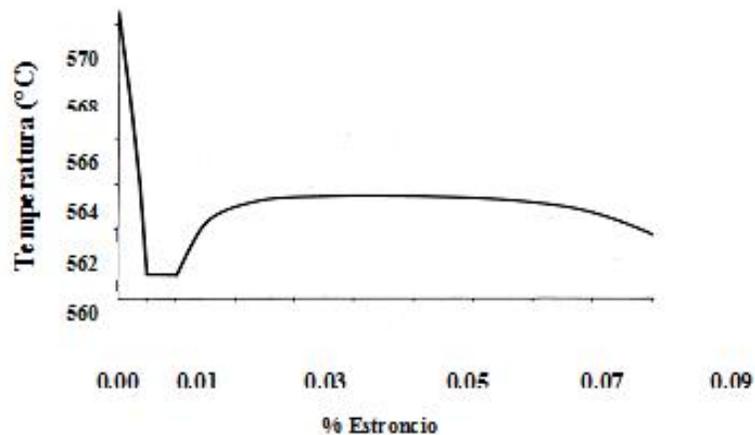


Figura 2.43. Variación de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr.

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), figura 2.44. 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.

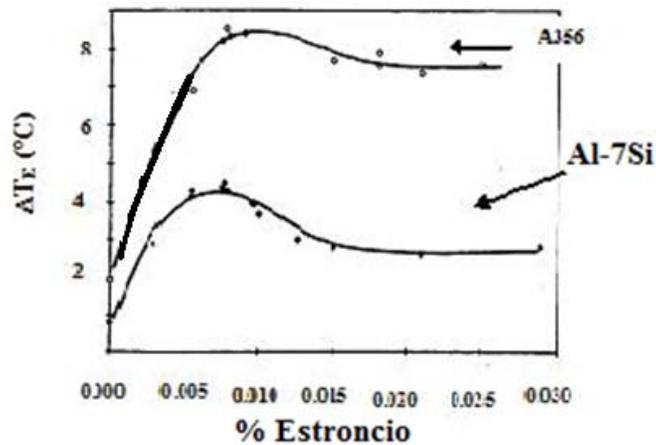


Figura 2.44. Variación de la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr para una aleación Al-7Si y A356.

2.13 Porosidad por hidrogeno.

El hidrogeno es el único gas apreciablemente soluble en el aluminio y sus aleaciones. La solubilidad del hidrogeno en aluminio 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 considerablemente mayor en el liquido que en el sólido, como se puede ver en la figura 2.45.

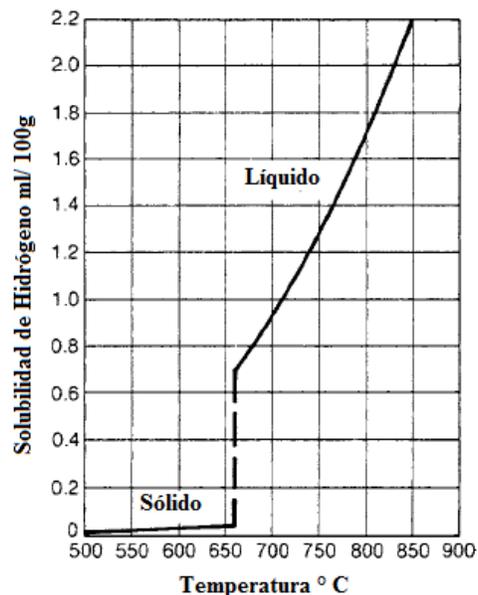


Figura 2.45. Solubilidad de Hidrógeno en Aluminio a una atmosfera de presión (ASM V 15).

Las solubilidades reales en liquido y solido, justo por debajo y por encima de Solidus es de 0.69 y 0.04 ppm. Estos valores varían muy poco para la mayoría de las aleaciones de colada. La curva de solubilidad de

hidrogeno en aluminio describe típicamente las condiciones de equilibrio. No se puede disolver mas del hidrogeno indicado en ninguna temperatura. El control de condiciones de fusión y del tratamiento del metal liquido, pueden resultar en niveles muy bajos de hidrogeno disuelto.

Durante el enfriamiento y solidificación, el hidrogeno disuelto, es excesivamente superior a la solubilidad en el sólido, por lo que se precipita en forma molecular, resultando en la formación de poros primarios o secundarios. La porosidad primaria o interdendrítica se forma cuando el contenido de hidrogeno es suficientemente alto y este es expulsado en el frente de solidificación, resultando en una saturación supercrítica y la formación de la burbuja.

La porosidad secundaria (tamaño micro) ocurre cuando el contenido de hidrogeno disuelto es bajo, y la formación del poro ocurre en las concentraciones subcriticas de hidrogeno.

La formación de la burbuja de hidrogeno es fuertemente resistida por las fuerzas de tensión superficiales, por el incremento del enfriamiento del liquido y las velocidades de solidificación, estas afectan la difusión, y por la ausencia de sitios de nucleación para la precipitación del hidrogeno tales como óxidos arrastrados. La precipitación del hidrogeno 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 hidrogeno consiste de:

1. Difusión de los átomos de hidrógeno dentro el baño de metal liquido.
2. Formación del núcleo subcritico como función del tiempo y enfriamiento.
3. La aparición al azar de precipitados estables que exceden el tamaño critico requerido para el crecimiento sostenido.
4. Crecimiento continuo mientras los átomos disueltos de hidrogeno 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 hidrogeno distribuida finamente, no siempre es indeseable. La precipitación de hidrogeno, 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 hidrogeno.

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

En las siguientes figuras 2.46 y 2.47 se pueden apreciar las relaciones que existen entre la porosidad y la velocidad de enfriamiento.

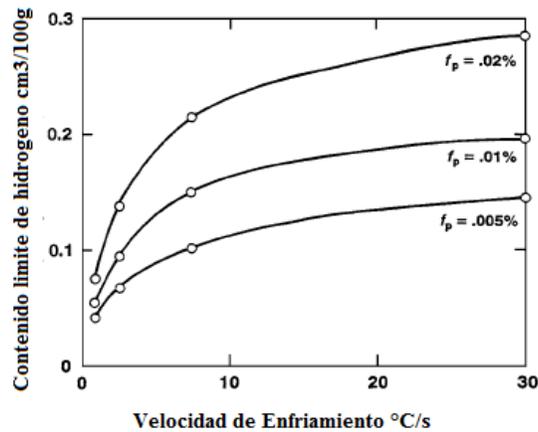


Figura 2.46. Relación entre el contenido de Hidrógeno y velocidad de enfriamiento para diferentes fracciones de porosidad (fp).

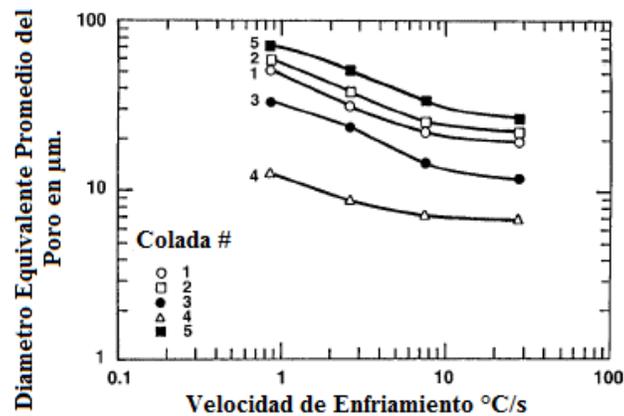


Figura 2.47. Relación entre el tamaño de poro y la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos en una aleación A356. Contenido de Hidrógeno (cm³/100g): 1, 0.25; 2, 0.31 (grano refinado); 3, 0.25 (grano refinado); 4, 0.11 (grano refinado); 5, 0.31 (grano refinado y modificado).

El valor crítico o valor límite de la concentración de hidrógeno solo es dependiente de la presión y del número (n) y la tortuosidad (t) de las trayectorias líquidas que existen en una red dendrítica de solidificación. Cuanto más altos es el producto de estos factores (nt), más alto es el límite de hidrógeno.

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. Los resultados de la prueba de

presión reducida pueden entonces predecir relativamente la tendencia de la formación de poros de hidrogeno en la pieza de colada a presión ambiente.

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 hidrogeno puede ocurrir como resultado de una nucleación homogénea o heterogénea.

Los nucleantes más poderosos para la precipitación del hidrogeno son los óxidos, especialmente los óxidos que a través de la turbulencia, vaciado, manejo y tratamiento del metal liquido, introducen aire o fases gaseosas. En la presencia de tales núcleos, el hidrogeno precipita aun cuando los niveles de hidrogeno disuelto 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.

La 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.
- 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 acelerar rápidamente la velocidad 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 óxido amorfo de magnesio, que es más permeable o menos protector contra la difusión del hidrógeno de la atmósfera al baño líquido. Por lo que las aleaciones con magnesio son más susceptibles a tener altos niveles de hidrógeno.

Si el refractario del horno no está bien seco o curado, dará como resultado hidrógeno absorbido en el baño líquido. El hidrógeno presente en cierta cantidad de material reciclado y aleaciones maestras. Los flujos de gas contaminados con humedad, incrementan los niveles de hidrógeno y en ciertos casos afectan la eficiencia de la desgasificación. Humedad en cualquier forma: en el herramental, en lanzas, en lingotes, chatarra, refinadores de grano y aleaciones maestras que se puedan agregar a la fusión afectan el contenido de hidrógeno disuelto hasta el límite de solubilidad.

La desgasificación mediante el uso de gases inertes o activos, reduce la concentración de hidrógeno, por difusión dentro de las burbujas del gas introducido, correspondiendo una presión parcial dentro de la burbuja, al hidrógeno. 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 hidrógeno.

2.14 Porosidad por contracción.

Para la mayoría de los metales, la transformación de líquido a sólido va acompañada por una disminución de volumen. En las aleaciones de aluminio la contracción volumétrica que ocurre durante la solidificación tiene rangos de 3.5 a 8.5 %. La tendencia de la formación de porosidad por contracción se relaciona con la fracción del volumen de ambos líquido/sólido en el tiempo final de solidificación y el rango de temperatura de solidificación de la aleación.

La contracción que ocurre durante la solidificación es el resultado de las diferencias volumétricas entre los estados sólido y líquido. Es importante hacer una distinción entre las diferencias en el volumen de un líquido y un sólido, y a la contracción que ocurre después de la solidificación como resultado de la contracción en estado sólido.

Una esfera de metal fundido solidificando sin alimentadores, es un ejemplo fácil de entender de las diversas maneras en las cuales la contracción se forma. Una vez que la cascara de la esfera ha solidificado y asume una resistencia suficiente para resistir el colapso, el proceso continuo de enfriamiento y solidificación resulta en una serie de esfuerzos tensiles desde la cascara que se está contrayendo en una velocidad menor dada por el coeficiente de estado sólido de contracción térmica, y el volumen ocupado por el líquido que se está enfriando y se está contrayendo a una mayor velocidad ya que está experimentando un cambio de volumen adicional al formarse el sólido. Mientras el líquido lucha para mantener coherencia, las fuerzas tensiles finalmente exceden las fuerzas de tensión superficiales asociadas a la interfase líquido-sólido formando un poro. Los elementos aleantes que contribuyen a la resistencia a altas temperaturas, tal como el hierro cobre y

níquel aumentan la resistencia de la superficie al colapso, conduciendo a contener los poros por contracción. Hay variaciones en las cuales la cascara solidificada carece de integridad para resistir presiones negativas desarrolladas dentro de la esfera. Si la cascara es coherente, pero débil, ocurre un colapso localizado para compensar el cambio volumétrico.

Las aleaciones con rangos de solidificación cortos generalmente muestran esta forma de contracción. Si la falla localizada de la cascara ocurre, el líquido interdendrítico se drenará gravimétricamente en el líquido remanente.

El resultado es un hoyo tipo gusano o una contracción tipo esponja, defecto visible desde la superficie de la pieza. Esta concentración de poros es a menudo asociada con grietas que se forman durante y después de la solidificación. Las aleaciones con amplios rangos de solidificación son propensas a este tipo de contracción.

En el caso de una colada con alimentadores, la intención es prevenir la formación de la contracción manteniendo un camino para el flujo fluido desde el metal más caliente y con mayor presión hacia el que está más frío y estancado.

El desplazamiento de la contracción se da en tres lugares.

Alimentación de masa.

Alimentación interdendrítica.

Alimentación sólida.

La alimentación másica, es el desplazamiento del líquido que ocurre en ausencia de resistencia substancial. En estos casos la presión en la intercara de solidificación y la presión en el sistema de colada son esencialmente equivalentes, la caída de presión se desarrolla al obstruirse la trayectoria de alimentación. El desarrollo progresivo de una red dendrítica y la solidificación localizada resulta en un aumento de la resistencia del flujo del fluido hasta que la presión en el frente de solidificación se reduce a cero, en cuyo caso, se formará un poro por contracción. La alimentación interdendrítica se lleva a cabo en un intervalo entre la alimentación másica y el punto en el cual se desarrolla la suficiente resistencia en la cual el líquido ya no fluye a través de la red de solidificación dendrítica.

La alimentación sólida ocurre cuando se llena un pequeño rechupe por el colapso del metal solidificado que lo rodea. Los microrechupes se encuentran distribuidos entre los brazos de las dendritas como un resultado de la falta de alimentación interdendrítica durante las últimas etapas de solidificación.

El rechupe puede adquirir varias formas. Rechupes centrados o en forma de tubo resultado de efectos direccionales, cuando, por ejemplo, quedan atrapadas y aisladas grandes áreas líquidas dentro de la colada durante la 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 interdendríticamente.

Es mucho más probable que el rechupe 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 tal como la 356, 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 microporosidad 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.

La fracción de rechupe varía en proporción de la cuarta raíz de la presión, conduciendo a la conclusión de que el incremento de la presión tiene poco efecto sobre la contracción a menos que se puedan utilizar presiones muy altas. La modificación y refinamiento de la aleaciones Al-Si y bajos contenidos de óxido mejoran la capacidad de alimentación y por lo tanto reducen la severidad de la contracción.

2.15 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 es además, agresivo químicamente y 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 inicialmente 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 tal 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.

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

La precipitación del hidrogeno y la formación de la porosidad por contracción usualmente se consideran como 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. La 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 microporosidad. 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 siguiente figura 2.48 se puede observar el efecto de las inclusiones, se muestra como decae la resistencia a la tracción debido a la presencia de inclusiones, al aumentar estas, disminuye la resistencia en porcentajes considerables.

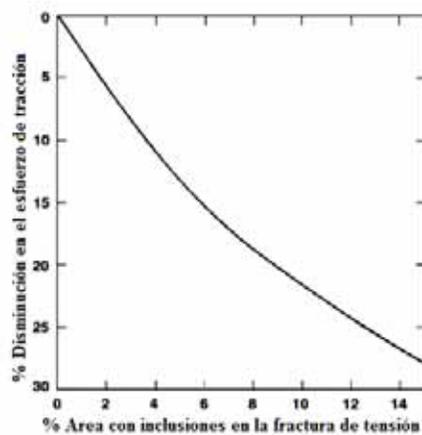


Figura 2.48. Efecto de las inclusiones en la resistencia a la tracción en una aleación Al-Si colada en arena.

En la figura 2.49 se relaciona el efecto causado por los poros producidos por contracción o microrechupes, 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.

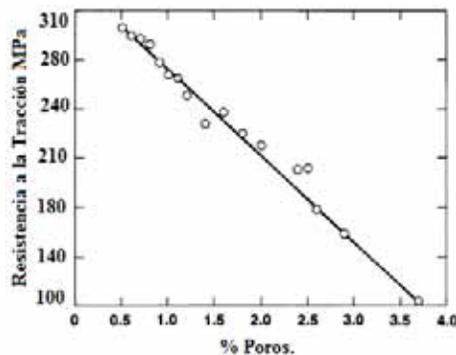


Figura 2.49. Efecto del contenido de microrechupes en el esfuerzo de tracción de una aleación A356 con un tratamiento térmico T6.

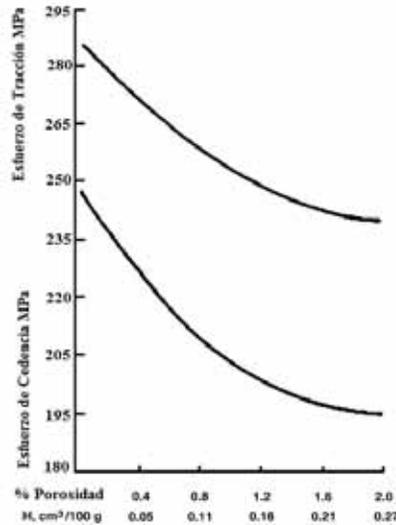


Figura 2.50. Efecto de la porosidad por hidrogeno sobre el esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo de tracción en una aleación A356 T6.

En la figura 2.50 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 microrechupes, la porosidad por hidrogeno, impacta negativamente en las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada.

El efecto de porosidad por hidrogeno, por microrechupes 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.

Adicional a la información presentada hasta este punto, investigaciones recientes están demostrando que en aleaciones Aluminio-Silicio hipoeutécticas, que son modificadas con Estroncio, se presenta porosidad relacionada con la modificación, tema que se trata en la siguiente sección.

2.17 Formación de porosidad relacionada con la modificación en aleaciones Aluminio-Silicio hipoeutécticas.

La modificación con adiciones individuales de Estroncio o Sodio resultan en un aumento estadístico significativo en el nivel de porosidad comparado con las coladas no modificadas.

El aumento en la porosidad con la modificación es debido a la presencia de numerosos poros dispersos, los cuales estaban ausentes en las coladas sin modificar. Se propone que estos poros se forman como resultado de las diferencias en el tamaño de los granos del eutéctico Al-Si entre las aleaciones modificadas y no modificadas. Muchas investigaciones han demostrado que las adiciones de Sr a aleaciones hipoeutécticas Al-Si, causa un incremento en el porcentaje del volumen de la porosidad, el tamaño del poro, y el número de

poros, como se puede observar en la siguiente figura 2.51, 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.

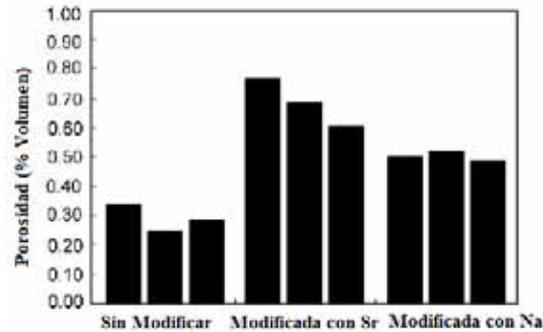


Figura 2.51. Volumen de poros en aleaciones A356 sin modificar, modificad con Sr y modificada con Na.

La morfología del poro cambia de irregular e interconectada y su apariencia a redondeada y aislada. La porosidad se dispersa más uniformemente al adicionar el Sr. Es generalmente aceptado que la nucleación y el crecimiento de la porosidad en una colada solidificando, ocurre cuando se presenta el siguiente balance de presión.

$$P_G + P_S > P_{atm} + P_H + P_{s-t} \text{ (Ecuación 1)}$$

Donde

P_G = es la presión de equilibrio de los gases disueltos en el baño líquido.

P_S = es la caída de presión debido al flujo inducido por la contracción.

P_{atm} = es la presión atmosférica.

P_H = es la presión debida a la presión metalostatica.

P_{s-t} = es la presión debida a la tensión superficial poro-líquido.

2.17.1 Efectos relacionados con el Hidrogeno.

Ha sido demostrado que 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 vacio 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 observación de 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.

2.17.2 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 sitios de nucleación heterogénea reduciría considerablemente la tensión superficial de la intercara poro-liquido 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 ser explicar el incremento de la porosidad.

De hecho, las mediciones han demostrado que la velocidad de oxidación se incrementa cerca de 3 veces en fusiones que contienen Sr y esta es acompañada por un incremento en el tamaño y numero de las inclusiones. De la evidencia disponible, se concluye que la reducción de la presión superficial de la intercara poro-liquido probablemente no es la única responsable del incremento de la porosidad observada en las aleaciones modificadas y con impurezas.

2.17.3 Dificultades de alimentación (Ps).

De una consideración de la ecuación 1. La caída de presión debido a la restricción del flujo del fluido, P_s , es la variable remanente que podría ser responsable de la porosidad relacionada con la modificación. La presión de contracción P_s , también se explica por ser fuertemente dependiente del número, tamaño y particularmente del área de la sección transversal de los canales de alimentación. Las adiciones de Sr resultan en la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico sin alteración significativa de la temperatura de liquidus. El resultado es un incremento en el rango de temperatura de la solidificación de las dendritas primarias y un incremento correspondiente en el tamaño de la zona mushy. Se ha propuesto que el incremento del rango de enfriamiento es la causa probable de la porosidad en las aleaciones modificadas. Fuoco y colaboradores confirmaron que las aleaciones Al-Si con rangos de enfriamiento grandes incrementan los niveles de porosidad. Sin embargo, estos incrementos son insuficientes para explicar los altos niveles de porosidad asociados con las adiciones de Sr. Esto, parece lógico, debido a que la zona mushy que está incrementando su tamaño, tiene relativamente, una fracción baja de solido (hasta 0.5 fs) donde se espera que la alimentación sea eficiente. Se estimo que el volumen de una zona remanente liquida individual que se queda atrapada entre los granos eutécticos adyacentes, en aleaciones modificadas, es aproximadamente 1000

veces más grande que el volumen individual de las zonas remanentes líquidas atrapadas entre los granos eutécticos aleaciones sin modificar. Las piscinas más grandes en las aleaciones modificadas experimentarían un nivel más alto de tensión hidrostática durante la contracción y es más probable que contengan nucleantes que promueven la porosidad. Esto explica porque un gran número de poros aislados nuclea en aleaciones modificadas que tienen impurezas comparado con las aleaciones sin modificar que contienen niveles de hidrógeno similares.

III Desarrollo Experimental.

En este capítulo se describe de manera detallada el diseño y desarrollo experimental, técnicas y recursos utilizados.

3.1 Diseño Experimental.

El diseño experimental fue definido con el objetivo de evaluar el efecto que tienen los niveles de aleante así como el tratamiento de refinación y de modificación sobre los parámetros térmicos de la curva de enfriamiento y sobre su efecto en la microestructura y como consecuencia sobre las propiedades mecánicas. Se utilizó una aleación de aluminio comercial A356, de la cual se obtuvo la siguiente composición química, por medio de la técnica de espectrometría de absorción atómica (SPECTROLAB M8), y se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición de la aleación 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 aleaciones complejas se fabricaron utilizando como base la aleación A356, y se utilizaron aleaciones maestras fabricadas en el laboratorio (excepto la Al-5Ti-1B y la Al-10Sr) mostradas en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2. 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

Las aleaciones Al-31.6Cu, Al-31.7Mg, Al-9.8Ni se utilizaron para obtener el nivel de aleantes requerido y la Al-5Ti-1B para refinar y la Al-10Sr para modificar. Los niveles de aleantes así como los de Ti y Sr fueron elegidos de acuerdo a la bibliografía consultada.

Los niveles de aleación seleccionados y su clasificación se muestran en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3. Composiciones seleccionadas para su estudio.

Tipo de aleación	# Aleación	% Si	% Cu	% Mg	% Ni	% Ti	% Sr	% Fe	% Mn
Nominal	1	7	1	1	.25	---	---	---	---
Nominal	1A	7	1	1	.25	.25	.03	---	---
Nominal	2	7	1	1	.50	---	---	---	---
Nominal	2A	7	1	1	.50	.25	.03	---	---
Nominal	3	7	1	1.5	.25	---	---	---	---
Nominal	3A	7	1	1.5	.25	.25	.03	---	---
Nominal	4	7	1	1.5	.50	---	---	---	---
Nominal	4A	7	1	1.5	.50	.25	.03	---	---
Nominal	5	7	1	2	.25	---	---	---	---
Nominal	5A	7	1	2	.25	.25	.03	---	---
Nominal	6	7	1	2	.50	---	---	---	---
Nominal	6A	7	1	2	.50	.25	.03	---	---

3.2 Condiciones de trabajo.

Cada corrida experimental se llevo a cabo bajo las mismas condiciones 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 en total (dividido en tres etapas de desgasificación).
- Colada en moldes de arena en verde.

3.3 Materiales y Equipo.

Se presentan las listas con los materiales y equipo utilizado para la fabricación de las aleaciones, copas moldes y herramental necesario para la fusión.

Para la fabricación de las aleaciones complejas se utilizo aleación A356 como base y otras aleaciones maestras:

- Aleación comercial A356.
- Aleación maestra Al-31.6Cu.
- Aleación maestra Al-31.7Mg
- Aleación maestra Al-9.8Ni.
- Aleación maestra Al-5Ti-1B.
- Aleación maestra Al-10Sr.

Para fabricar las copas (figura 3.3) se utilizo:

- Arena sílica (No. AFS 80-90)
- Silicato de sodio (aglutinante)
- Gas CO₂ (catalizador).

Para fabricar los moldes donde fueron coladas las barras (figura 3.1) se utilizo:

- 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 aleantes.

3.4 Procedimiento Experimental.

El procedimiento experimental consistió de varios pasos y etapas las cuales se describen a continuación:

Fabricación de los moldes de arena en verde.

- Se prepararon de 50kg de arena para moldeo en verde, mezclando el 10% de bentonitas (4% sódica y 6% cálcica), 4% de humedad y el resto de Arena (No. AFS 80-90), para cada molde.
- Primero se pesaron, divididos en dos partes.
- Se introdujo la mitad de la carga en un molino (Simpson Mix-Muller).
- Se cribó la arena y se armó la parte baja del molde (drag), se relleno con la arena cribada y se compactó, ya que quedo lleno se raso y se desmoldó.
- Se armó la parte superior del molde (cope), y al igual que la parte de abajo, se lleno con la arena cribada y se compactó, ya compactada la arena, se retiran las barras y el modelo.
- Por último se acoplaron las dos partes del molde.
- En la siguiente serie de fotos, se observa el procedimiento aquí descrito.



a) Mezcla de arena.



b) Cribado de arena.



c) Modelo de corredores y colchón.



d) Preparación de base.



e) Compactación de base.



f) Base terminada.



g) Modelo para barras.



h) Parte superior molde.



i) Molde terminado

Figura 3.1 Secuencia de la preparación del molde para la colada de las barras.

La fabricación de las copas es descrita a continuación:

- a) Se fabricaron (copas) moldes de arena sílica-silicato de sodio, catalizadas con gas CO_2 , y secadas en un horno de convección a 120°C . Como se puede observar en la siguiente secuencia de fotografías.



Mezcla de arena y silicato.



Molde desarmado.



Molde armado.

Figura 3.2 Molde para fabricación de copas.

- b) Ya que la copa esta lista se le inserta al centro un termopar tipo K (cromel-alumel), se le da una distancia dentro de la copa de 3 cm, como se puede ver en la siguiente imagen.



Figura 3.3 Copa terminada con termopar al centro.

- c) Se colocan las copas dentro de una caja con 6 orificios equidistantes (una copa por orificio), la cual está fabricada con una mezcla de arena sílica y silicato de sodio endurecida con CO_2 , 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 velocidades de enfriamiento lentas con el fin de facilitar los parámetros de solidificación.



Figura 3. 4 Caja para colocar las copas.

3.5 Diseño de aleación.

- a) Se realizaron los cálculos de carga de acuerdo a las aleaciones requeridas mostradas en la Tabla 3.3 y en base a las aleaciones maestras y la A356.
- b) Se propusieron rendimientos para cada una de las aleaciones, basados en experiencias de pruebas anteriores, en la Tabla 3.4 se muestran los rendimientos de cada una de estas aleaciones.

Tabla 3. 4 Rendimientos de las aleaciones maestras.

Aleación	Al-31.6Cu	Al-31.7Mg	Al-9.8Ni	Al-5Ti-1B	Al-10Sr
Rendimiento	98%	95%	98%	98%	90%

- c) Se precalienta la carga que queda de un total de 4 Kg, en una mufla, a una temperatura de 550°C, mientras que el crisol se introduce en el horno y se precalienta a una temperatura de 650°C.



Figura 3.5 Horno de piso y mufla.

d) Ya que la temperatura ha sido alcanzada tanto en el horno, como en la mufla, se procede a cargar el crisol, después se sigue una secuencia de carga que se presenta a continuación.

- 1.- Se alcanza la temperatura de trabajo que es de 780°C
- 2.- Se desgasifica el baño liquido con gas argón, con un flujo de 1 l/min durante 6 minutos.
- 3.- Se deja alcanzar de nuevo la temperatura de trabajo.
- 4.- Se cargan las aleaciones maestras de níquel y cobre, se mezcla suavemente hasta que se incorporen totalmente.
- 5.- Se desgasifica nuevamente durante 2 minutos y se deja alcanzar de nuevo la temperatura de trabajo.



Figura 3.6 Baño liquido a 780°C

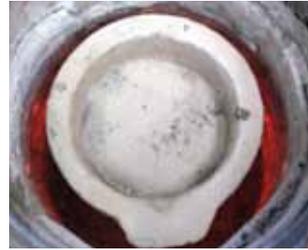


Figura 3.7 Baño liquido con escorificante.

6.- Se carga la aleación de magnesio hasta incorporarla, se agrega escorificante para evitar la pérdida del magnesio y del silicio.

7.- Se descorifica el baño y se toma una muestra para realizar el análisis químico (figura 3.8).



Figura 3.8 Toma de muestra para análisis químico.

8.- Se toman las muestras con el cucharón y se vacían en las copas para adquirir los datos de análisis térmico (figura 3.9).



Figura 3.9 Toma de muestra y vaciado en la copa para análisis térmico.

9.- Se saca el crisol del horno y se vacía dentro del molde (figura 3.10).



Figura 3.10 Vaciado en el molde para fabricación de barras.

10.- Se regresa el crisol al horno y se le agrega escorificante al baño líquido en lo que retoma la temperatura de trabajo.

11.- Se desgasifica el baño durante 2 minutos más.

12.- Se agregan el refinador y el modificador, y se incorporan con movimiento suave durante 5 minutos.

13.- Se descorifica el baño líquido y se toma la muestra para composición química.

14.- Enseguida se toman con el cucharón las muestras y se vacían dentro de las copas para registro de las curvas de enfriamiento.

15.- Se saca el crisol del horno y se vacía el metal dentro del segundo molde destinado para esto.

16.- El metal restante del crisol se vacía dentro de una lingotera, y el crisol es limpiado y metido dentro del horno.

17.- Una vez que el metal ha solidificado por completo se termina de capturar la curva de enfriamiento con el adquisidor de datos.

18.- Ya que el molde está frío, 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.

19.- Se maquinan las barras para obtener las probetas de tracción.

20.- De la parte sobrante se obtiene una probeta de dureza, una para macroataque para determinar el nivel de refinación y una para microataque para determinar el grado de modificación y determinar las fases presentes.

21.- Se realizan los ensayos correspondientes, los cuales son descritos más adelante.

3.6 Preparación de los reactivos de ataque.

Se utilizaron tres distintos reactivos de ataque, los cuales se prepararon de la siguiente manera.

HF 0.5 % Volumen (500ml).

- Se toman 5.2 ml HF concentrado (48%) con una pipeta de 10ml y su respectiva propipeta y se colocan en un vaso de precipitados.
- En un matraz aforado de 500ml se agregan 450 ml de H₂O destilada.
- Se agrega al matraz aforado los 5.2 ml de HF concentrado.
- Se afora el resto con agua destilada y se agita para un buen mezclado.

NaOH 10 % Peso (500ml).

- Se pesan 50 gr de NaOH en hojuela y se introducen en un matraz aforado de 500ml.
- Se afora el resto con agua destilada y se mezcla hasta que desaparezcan todas las hojuelas.

Graffend Sargent (500ml).

- Se agregan 420 ml de H₂O destilada en un matraz aforado.
- Se toman 77.5 ml de HNO₃ concentrado con una pipeta, y se agregan al matraz aforado.
- En seguida se toman 2.5 ml de HF concentrado y se agregan en el matraz aforado.
- Se pesan 15 gr de CrO₃ y se agregan al matraz, se mezcla hasta que el color de la solución sea homogéneo.

3.7 Ataque.

El ataque de las muestras se realizó de la siguiente forma, con el objetivo de obtener el mayor contraste de las fases en la microestructura.

Ataque con HF 0.5 %.

- Limpiar la superficie de la probeta durante 1 min en el ultrasonido.
- Limpiar y secar la superficie con alcohol y aire tibio.

- Agregar el HF en una caja petri.
- Sumergir la superficie de la probeta y moverla oscilatoriamente durante un tiempo comprendido entre 10 y 15 segundos. Enjuagar con tartrato, después con alcohol y secar con aire tibio.

Ataque con NaOH 10%.

- Realizar los primeros dos pasos del procedimiento de ataque anterior.
- Agregar el NaOH a un vaso de precipitados y ponerlo sobre una parrilla a 80°C.
- En una caja petri agregar HNO₃ concentrado.
- Sumergir la superficie de la probeta en el NaOH a 80°C durante 10 y 15 segundos con un movimiento oscilatorio.
- Enjuagar con agua destilada la superficie atacada, secar con alcohol y aire tibio.
- Inmediatamente después decapar la superficie de la probeta introduciéndola en el HNO₃ concentrado, hasta que ya no se observe la capa de sal sobre la superficie. Enjuagar con tartrato y alcohol y después secar con aire tibio.

Ataque con Graffend Sargent.

- Realizar los primeros dos pasos del procedimiento de ataque anterior.
- Limpiar y secar la superficie con alcohol y aire tibio, agregar el Graffend Sargent en una caja petri.
- Sumergir la superficie de la probeta y moverla oscilatoriamente durante un tiempo comprendido entre 15 y 30 segundos. Enjuagar con tartrato, después con alcohol y secar con aire tibio.

3.8 Macroataque.

Se realizo un macroataque para revelar el grano de cada muestra y así poder evaluar el tamaño de grano, el procedimiento para obtener las muestras y atacarlas se muestra a continuación.

1. Se realizo la secuencia de corte y desbaste con cada una de las probetas.

- Corte con disco de carburo de silicio.
- Desbaste en lija de banda
- Paso por las lijas 240, 320,400 y por ultimo 600.

2. Preparación del reactivo de ataque.

Reactivo A

- Se pesan 100 g de CuCl_2 .
- Se colocan en un matraz aforado de 500 ml y se realiza el aforo con agua destilada.

Reactivo B

- Se prepara una solución acida 6:1 HNO_3 HF.

3. Realización del ataque.

- Se toma la muestra con unas pinzas y se sumerge la cara pulida en la solución de CuCl_2 (A), hasta que en la superficie se observa una capa de cobre depositado.
- Se enjuaga la probeta y se seca.
- Enseguida se decapa en la solución acida(B), realizando un movimiento oscilatorio.
- Se enjuaga la probeta y se seca con aire.
- Por último se mete durante dos minutos a una estufa a 120°C para que se eliminen los restos de humedad.

3.9 Determinación del tamaño de grano ASTM.

- Se seleccione un área de representativa de la probeta, en la cual se pueda apreciar con mayor claridad el grano revelado.
- Se realiza la comparación contra los patrones físicos, el número resultante se compara con la tabla ASTM, y se elige 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**.

3.10 Nivel de Modificación.

Se evaluó el nivel de modificación, de manera metalografica, para eso se realizo la preparación de la muestra, que se muestra a continuación, una de las técnicas de ataque descritas anteriormente y una comparación contra un patrón AFS.

1. Preparación de las probetas metalográficas.

- Se cortan las probetas con un disco de carburo de silicio, las probetas deberán de tener un espesor aproximado de 2 cm.
- Las probetas son desbastadas para eliminar los planos formados por el disco durante el corte.
- Se pasan las probetas, por las 4 etapas de desbaste fino, es decir, por las lijas 240, 320, 400 y 600.
- Se comienza el pulido fino en un paño de microcloth de Buehler de 10 pulgadas de diámetro, con alúmina de $1\mu\text{m}$.
- Se termina el pulido fino en el mismo paño pero ahora con alúmina de $0.3\mu\text{m}$, agregando una solución de tartrato de amonio, para evitar la oxidación de la superficie.
- Ya pulida la superficie de la probeta, se ataca con alguno de los tres reactivos utilizados en aleaciones Al-Si para revelar compuestos intermetálicos, y se examina al microscopio.
- Se eligen tres puntos a lo largo de la probeta, y se captura la imagen a 200 X, cada una de las imágenes capturadas se compara contra el patrón de nivel de modificación de la AFS, el cual puede ser consultado en las páginas 43 y 44.

3.11 Ensayo de dureza Brinell.

Se realizo un ensayo de dureza Brinell, ya que es el recomendado para materiales no ferrosos, la técnica se describe a continuación.

1. Preparación de las probetas de dureza.

- Se corta la probeta con disco de carburo de silicio, la altura de la probetas es de aproximadamente 2.5 cm.
- Se desbasta por ambas caras, con la desbastadora de cinta, para eliminar posibles planos.
- Ya que esta pareja en ambas caras, se elige una de ellas para pulirla hasta lija 600.

2. Realización del ensayo.

- Se utiliza una maquina modelo "Hardness Testing Machine Type HB Shimidazu Japan (Feb 1981). Como la que se muestra en la figura 3.11.



Figura 3.11 Maquina para ensayo de dureza.

- Se coloca el indentador de carburo de tungsteno de diámetro = 10 mm.
- Se coloca la probeta en la base y se ajusta la altura de esta hasta que haga contacto con el indentador y se cierra la válvula del fluido hidráulico.
- Se aplica una carga de 500 Kg, la cual debe de ser mantenida durante el tiempo de ensayo, enseguida se aplica la carga durante 30 s, una vez transcurrido el tiempo, se retira la carga.
- Este procedimiento se realiza por triplicado en cada probeta.
- Se mide el diámetro de cada una de las huellas dos veces, la segunda se realiza girando el microscopio de campo 90° con respecto a la primera medición.
- Se obtiene el promedio de las mediciones y se utiliza la fórmula para obtener el número de dureza Brinell.
- Procedimiento tomado de la norma ASTM E 10 consultar el **Anexo II**.

3.12 Ensayo de tracción.

Se realizo un ensayo de tracción para cada una de las muestras para obtener información de resistencia a la tracción, a la cedencia y % de elongación, a continuación se muestra el procedimiento.

1. Preparación de las Probetas de tracción.

- Las barras obtenidas de la colada, de cortan, se clasifican y se maquinan bajo la norma ASTM B557.

- Ya que las probetas de tracción están listas, se obtiene el centro geométrico de cada una y se marca el área de trabajo, que es de 50 mm.
- Ya que el área de trabajo está marcada, se realizan tres mediciones de diámetro, en la parte superior media e inferior de esta área, se obtiene un diámetro promedio y se calcula el área inicial.

2. Realización del ensayo de tracción

- Para realizar el ensayo de tracción se utiliza una maquina universal modelo MTS 810, como se puede observar en la figura 3.12.
- Al ser probetas obtenidas de colada, no se le realiza cuerda, por lo que se tienen que colocar las mordazas cónicas en la maquina.



Figura 3.12 Maquina Universal MTS 810.

- Una vez instaladas las mordazas, se ajusta la velocidad de aplicación de carga que fue de 0.15 KN/s.
- Se coloca la probeta en las mordazas y se sujetan adecuadamente.
- Se coloca el extensómetro en el área de trabajo de la probeta.
- Se corrobora que la altura de los pistones sea cero, y a continuación se aplica la carga hasta que la probeta se fractura.

IV Resultados y Discusión.

4.1 Composición Química.

Los resultados experimentales de las composiciones químicas de las aleaciones, obtenidos mediante la técnica de Espectrometría de Emisión Atómica se presentan en la tabla 4.1

Tabla 4.0.1 Composición nominal y experimental de las aleaciones A356 de referencia y aleaciones complejas.

Tipo	Aleación	% Si	% Cu	% Mg	% Ni	% Ti	% Sr	% Fe	% Mn
Referencia	A356	7.10	0.1686	0.2823	0.0086	0.0197	0.0002	0.4391	0.1392
Referencia	A356 *	6.81	0.1582	0.2650	0.0087	0.1705	0.011	0.4244	0.1290
Nominal	1	7	1	1	0.25	---	---	---	---
Obtenida	1	6.85	1.093	0.939	0.2878	0.0175	0.009	0.3904	0.1346
Nominal	1(a)	7	1	1	0.25	0.25	0.03	---	---
Obtenida	1(a)	6.71	1.037	0.949	0.2483	0.2618	0.043	0.4141	0.1456
Nominal	2	7	1	1	0.50	---	---	---	---
Obtenida	2	7.31	1.218	1.11	0.4971	0.018	0.0002	0.4180	0.1499
Nominal	2(a)	7	1	1	0.50	0.25	0.03	---	---
Obtenida	2(a)	6.43	.999	0.977	0.561	0.2159	0.025	0.4202	0.1514
Nominal	3	7	1	1.5	0.25	---	---	---	---
Obtenida	3	7.62	1.169	1.717	0.2741	0.0207	0.0002	0.4426	0.1588
Nominal	3(a)	7	1	1.5	0.25	0.25	0.03	---	---
Obtenida	3(a)	7.12	1.022	1.336	0.2273	0.2244	0.036	0.4454	0.1477
Nominal	4	7	1	1.5	0.50	---	---	---	---
Obtenida	4	6.83	1.119	1.614	0.618	0.0221	0.0001	0.4264	0.1598
Nominal	4(a)	7	1	1.5	0.50	0.25	0.03	---	---
Obtenida	4(a)	6.56	1.133	1.567	0.590	0.3196	0.04	0.4229	0.1477
Nominal	5	7	1	2	0.25	---	---	---	---
Obtenida	5	7.45	1.165	2.305	0.2705	0.0202	0.0002	0.4069	0.1591
Nominal	5(a)	7	1	2	0.25	---	---	---	---
Obtenida	5(a)	6.72	1.263	2.015	0.2869	0.2445	0.03	0.4297	0.1438
Nominal	6	7	1	2	0.50	---	---	---	---
Obtenida	6	6.78	1.144	2.093	0.656	0.0193	0.0002	0.4313	0.1673

Nominal	6(a)	7	1	2	0.50	0.25	0.03	---	---
Obtenida	6(a)	6.89	1.158	1.988	0.491	0.2492	0.038	0.4026	.1519

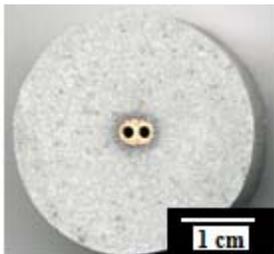
4.2 Macroestructura (Tamaño de Grano).

El nivel de refinamiento de grano, se determino haciendo un macro ataque, para revelar el grano. Los resultados obtenidos de tamaño de grano (T.G.) ASTM y las macroestructuras correspondientes, se presentan en la figura 4.1. El patrón para evaluar el tamaño de grano se presenta en el Anexo I.



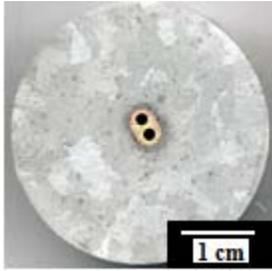
A356

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
8	2.2	0.0197



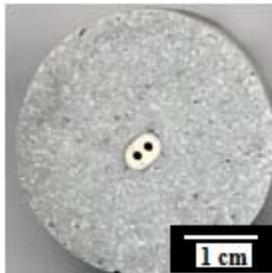
A356 MyR

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11	0.80	0.1705



Aleación 1.

T. G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
8	2.2	0.017



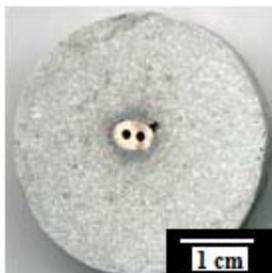
Aleación 1 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11 – 11.5	0.725	0.26



Aleación 2.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
8.5	1.9	0.018



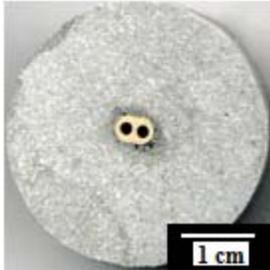
Aleación 2 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11	0.8	0.21



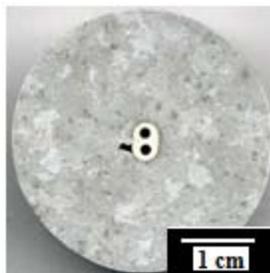
Aleación 3.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
8.5	1.9	0.021



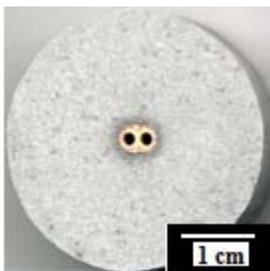
Aleación 3 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11.5	0.65	0.28



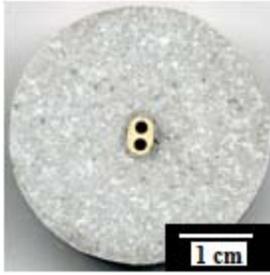
Aleación 4.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
8	2.2	0.022



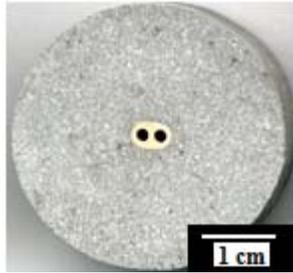
Aleación 4 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
12	0.55	0.32



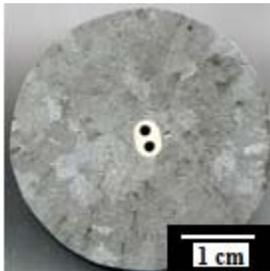
Aleación 5.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
9	1.6	0.02



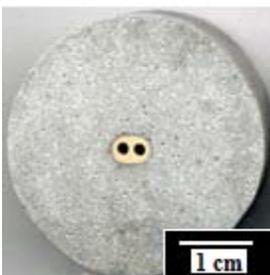
Aleación 5 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11.5	0.65	0.24



Aleación 6.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
7	3	0.019



Aleación 6 A.

T.G. ASTM	Ø Grano (mm)	% Ti
11.5	0.65	0.25

Figura 4.1 Macroestructura y tabla indicando el tamaño de grano ASTM y el % Ti en las aleaciones experimentales.

De los resultados obtenidos, se observa que el tamaño de grano presente en las aleaciones que no han sido refinadas están en el rango de entre 7 y 8.5, en otras palabras presentan granos gruesos. Esto sugiere la necesidad de refinar el grano. Este T.G. grueso indica que las adiciones de elementos aleantes (Cu, Mg, Ni) no tiene efecto en el tamaño de grano.

Las aleaciones tratadas con Ti presentaron un tamaño de grano entre 11-12, lo cual indica que el titanio tiene un impacto significativo sobre la macroestructura (tamaño de grano). Se puede observar también que las muestras que presentaron los mayores niveles de Ti, fueron también aquellas que alcanzaron un tamaño de grano menor. El efecto de los parámetros de solidificación de la fase primaria α (Al) y su relación con el tamaño de grano se analizarán en la sección de análisis térmico.

En la figura 4.2 se puede observar claramente el efecto que tiene el titanio sobre el tamaño de grano, al aumentar el contenido de Ti disminuye el tamaño del grano.

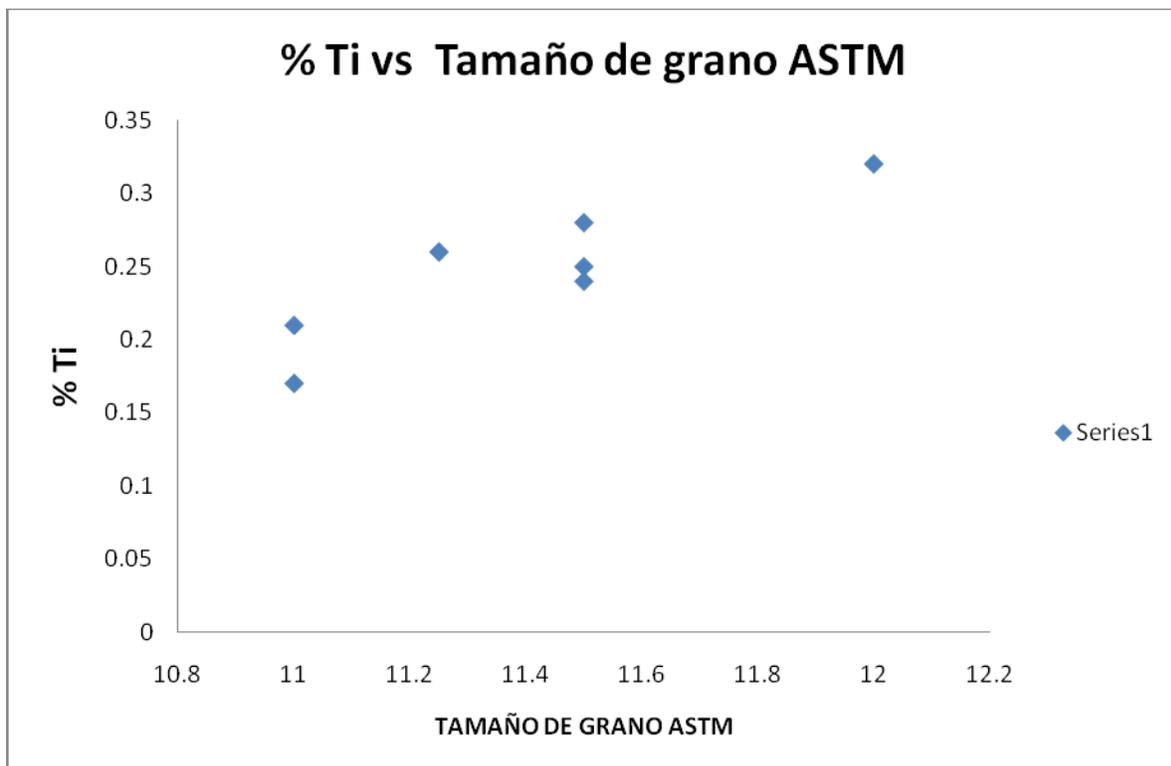


Figura 4.2. Influencia del Ti en el tamaño de grano ASTM.

4.3 Nivel de modificación (Tratamiento con Sr).

El nivel de modificación (N.M.) se determinó metalográficamente, realizando un barrido a lo largo del diámetro de la muestra, en tres diferentes zonas, y cada una de estas se comparó contra el patrón designado por la AFS (referencia), el cual se puede consultar en el anexo II. La figura 4.2 muestra los resultados obtenidos del nivel de modificación promedio con las microestructuras correspondientes.

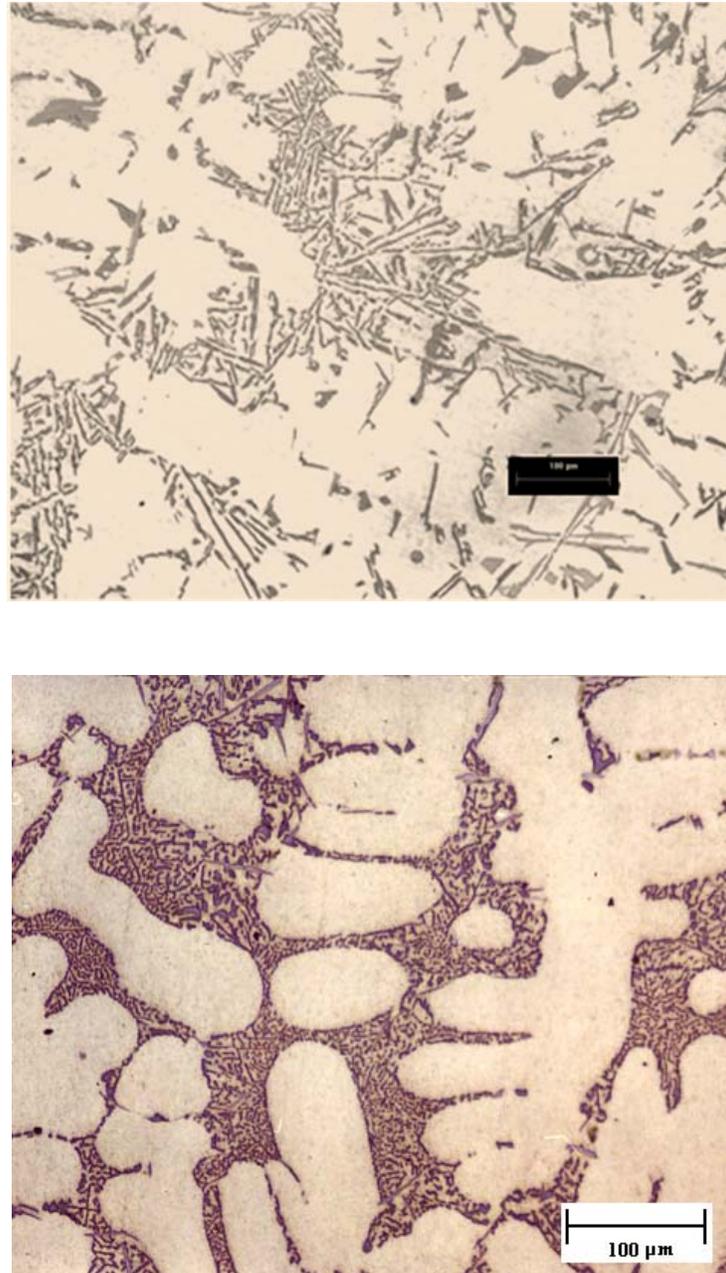
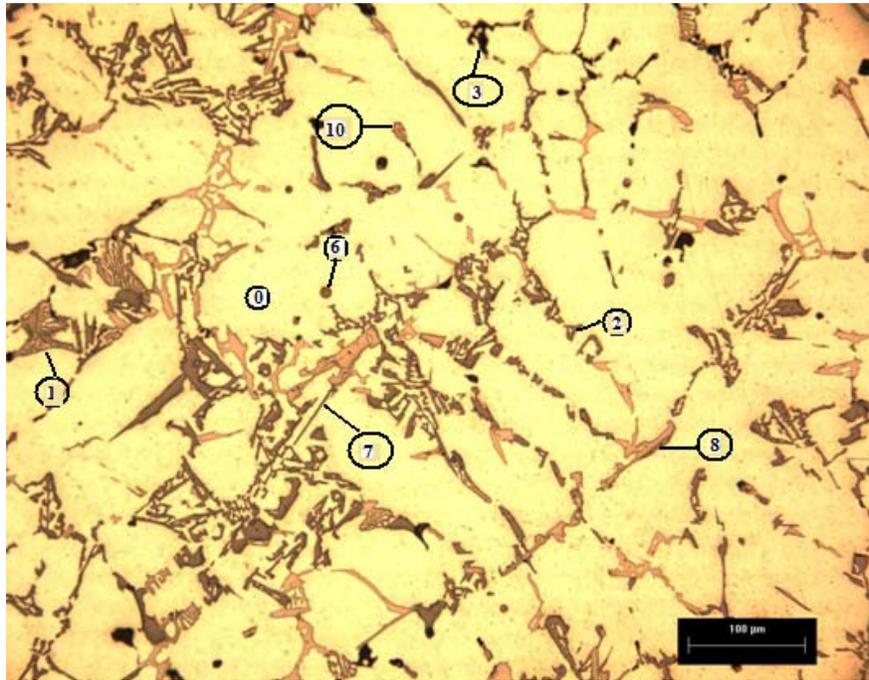
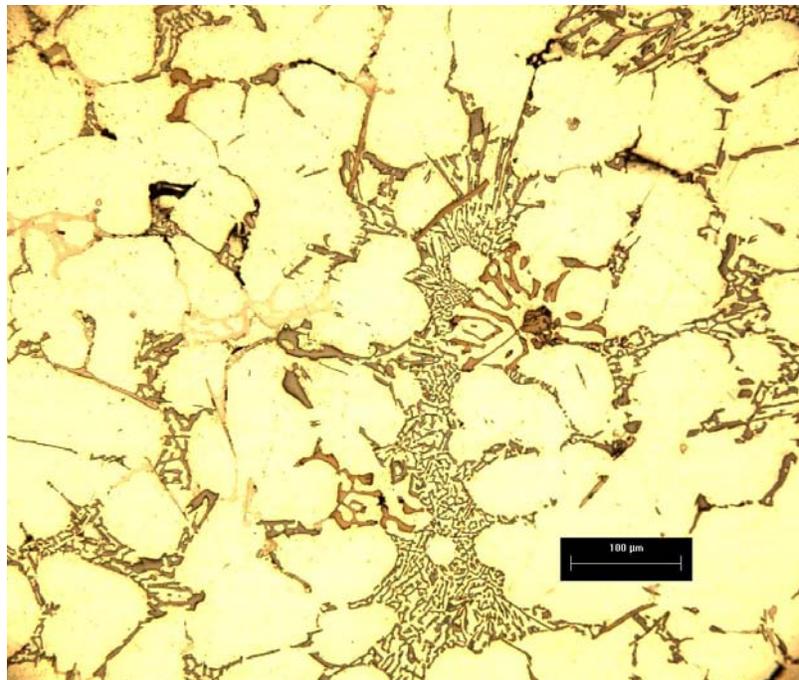


Figura 4.2. Microestructura de las aleaciones de referencia (A356 y A356 myr).



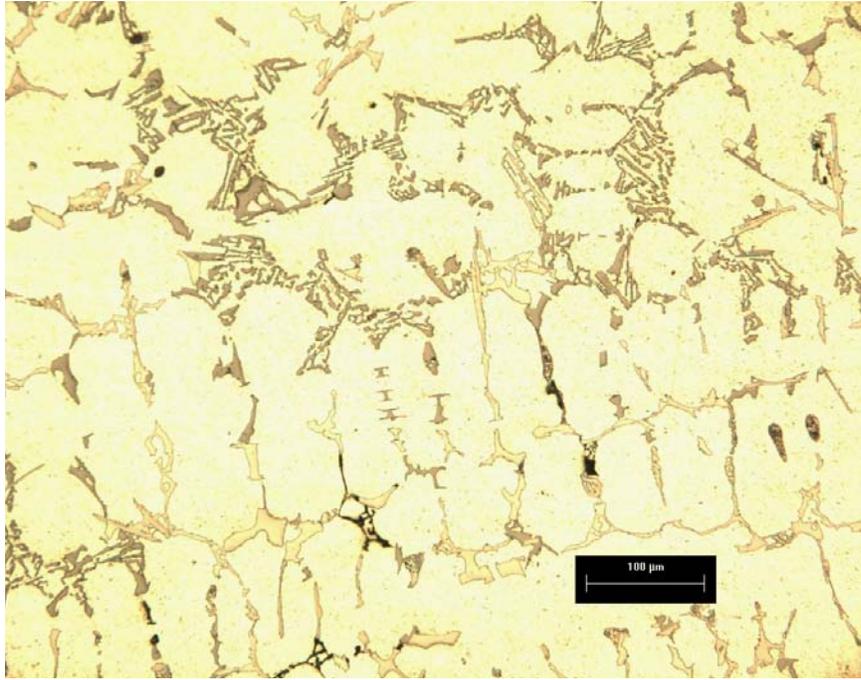
Aleación 1.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2	0.009	0.18



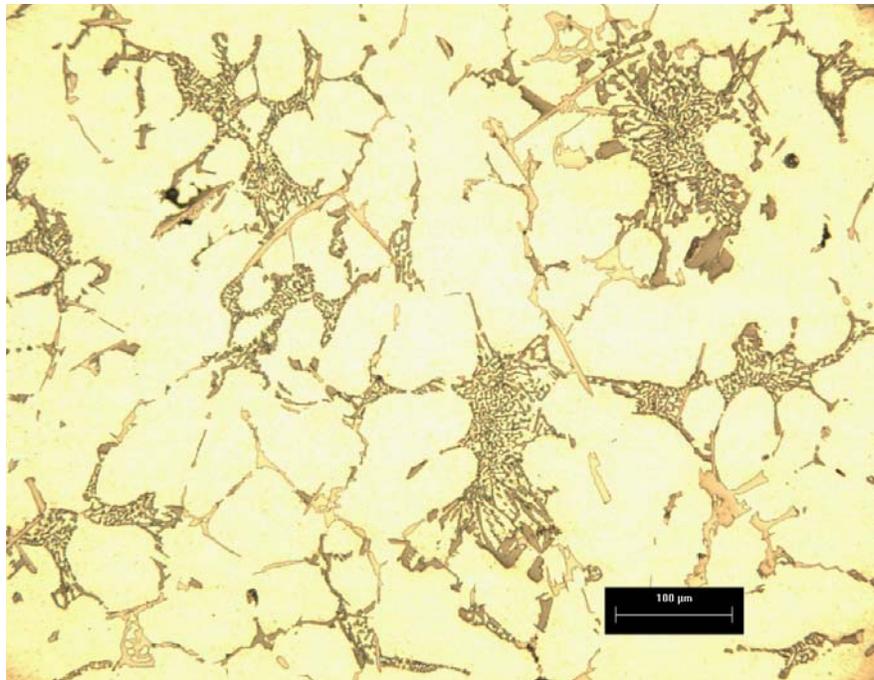
Aleación 1A.

N. M.	% Sr	% Porosidad
5	0.043	2.9



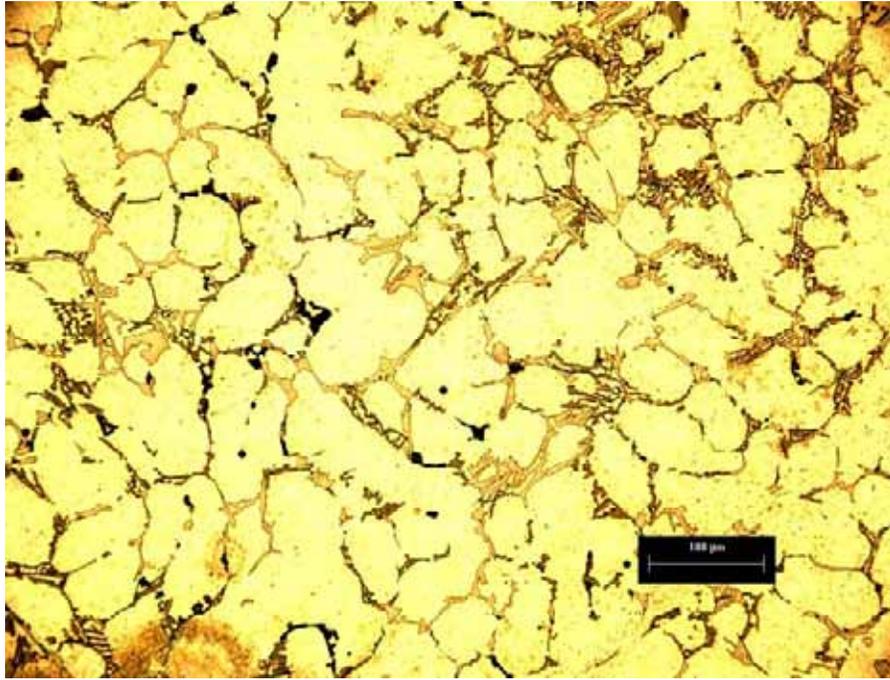
Aleación 2.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2	0.0002	0.84



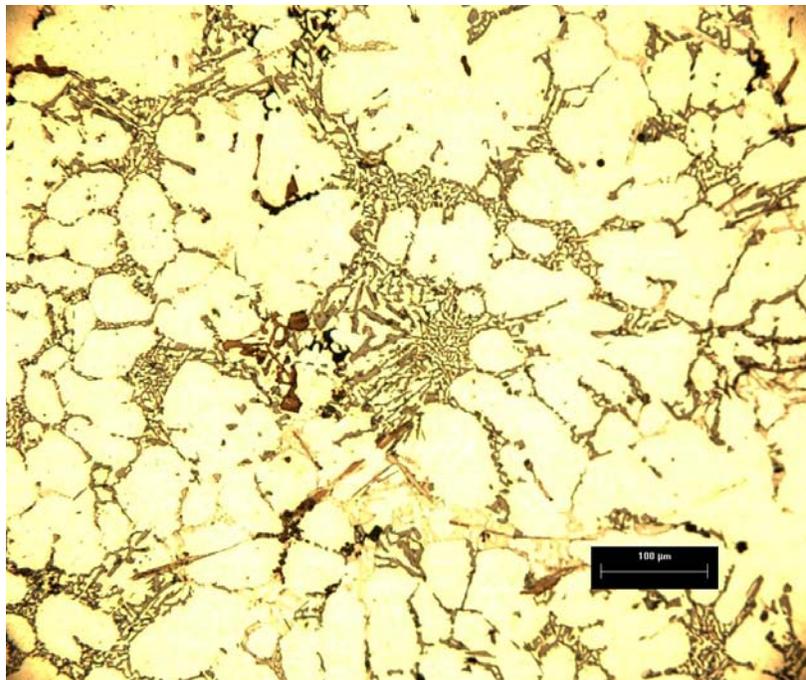
Aleación 2A.

N. M.	% Sr	% Porosidad
5	0.025	0.84



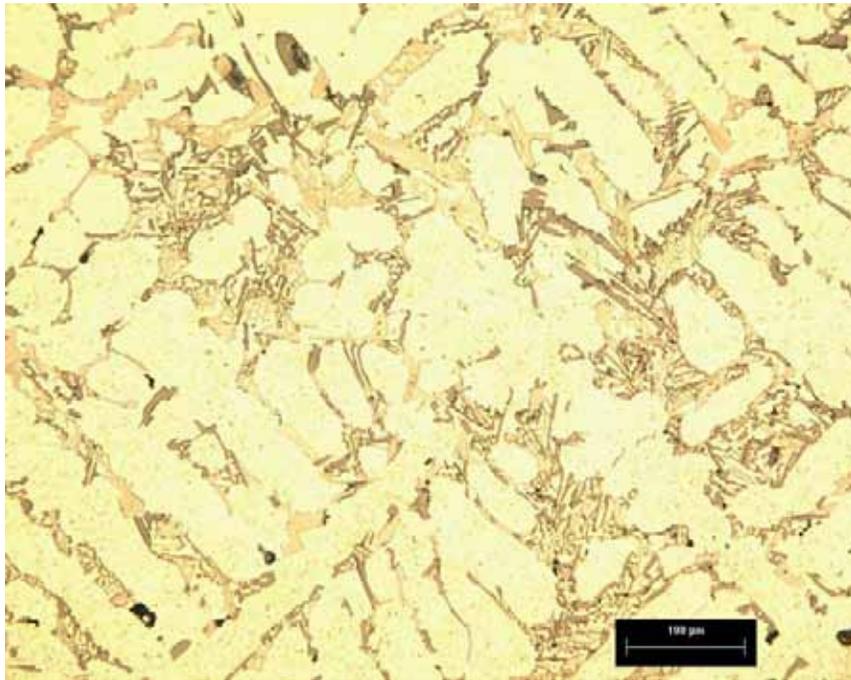
Aleación 3.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2	0.0002	0.10



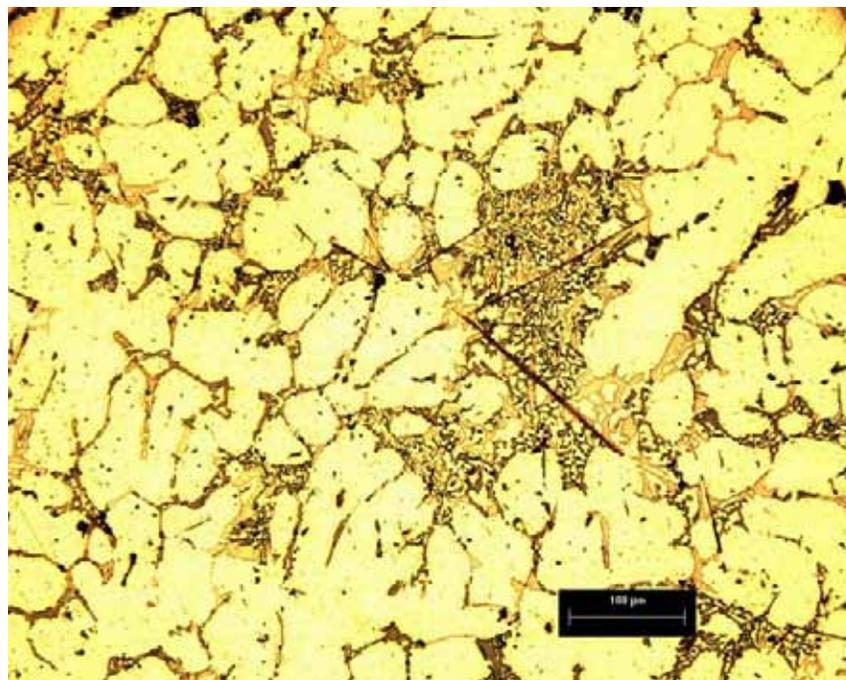
Aleación 3A.

N. M.	% Sr	% Porosidad
4-5	0.036	0.18



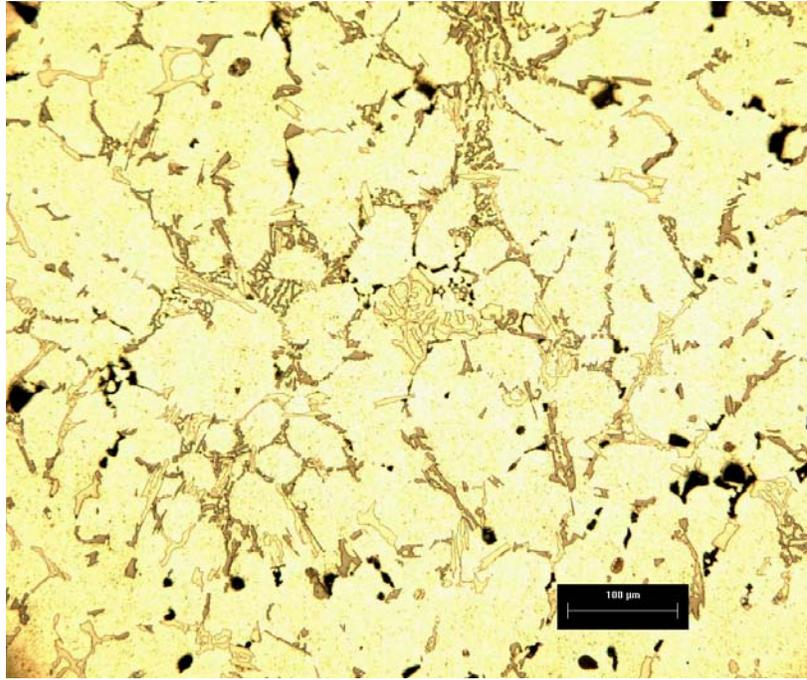
Aleación 4.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2	0.0001	0.10



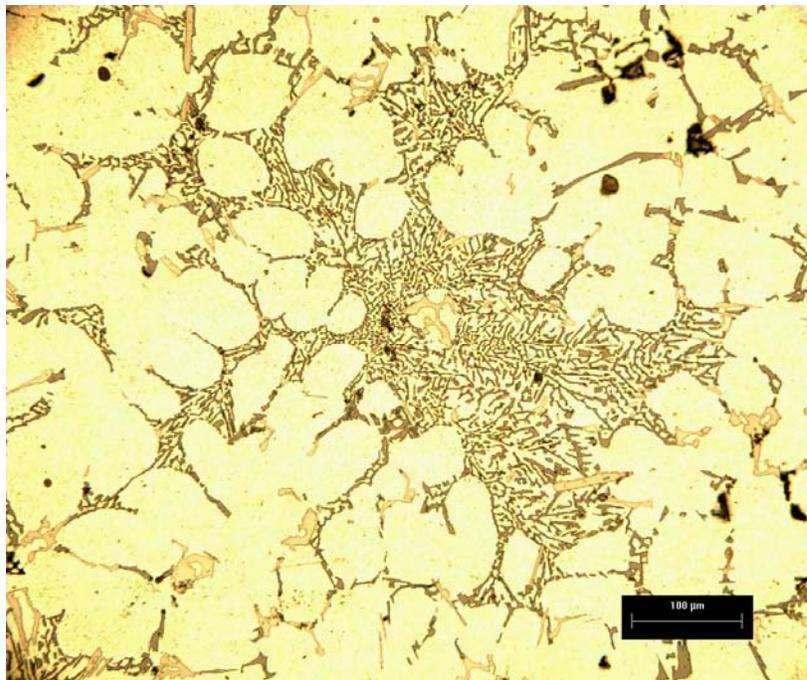
Aleación 4A.

N. M.	% Sr	% Porosidad
5	0.04	0.10



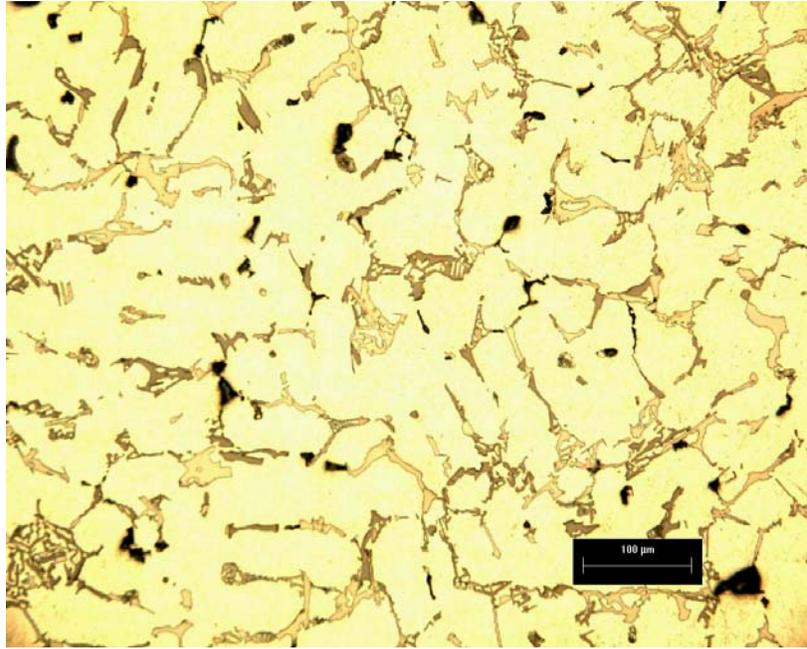
Aleación 5.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2-3	.0002	0.18



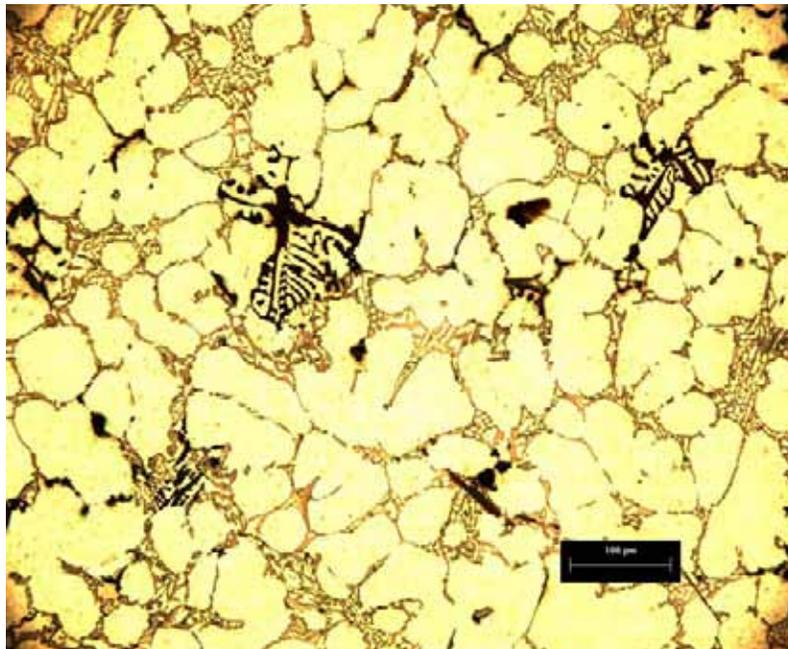
Aleación 5A.

N.M.	% Sr	% Porosidad
4	0.03	5.3



Aleación 6.

N. M.	% Sr	% Porosidad
2	0.0002	2.9



Aleación 6A.

N. M.	% Sr	% Porosidad
4-5	0.038	2.9

Figura 4.3 Microestructuras, nivel de modificación, % Sr y % porosidad para todas las aleaciones experimentales.

De los resultados obtenidos, se puede observar que todas las aleaciones 1 A, 2 A y 3 A alcanzaron un nivel de modificación 5. Se puede ver que la adición del Sr influyo en la morfología del Si eutéctico que se observa mas fibroso y de menor tamaño. Las aleaciones a las que no se agrego Sr presentaron un nivel de modificación 2, esto se pudo deber a la adición de Mg.

También se observa a nivel microestructural 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. El comportamiento de los parámetros de solidificación eutéctica se presenta en la siguiente sección.

4.4 Parámetros de Solidificación (Análisis Térmico).

Los resultados de los parámetros de solidificación para evaluar la eficiencia de la refinación de grano y la modificación se muestran en la tabla 4.2. Las curvas de enfriamiento obtenidas para las aleaciones complejas, se pueden consultar en el anexo III.

En la figura 4.3 se observan las curvas de enfriamiento obtenidas en el laboratorio, con el objeto de que sirvan como blancos.

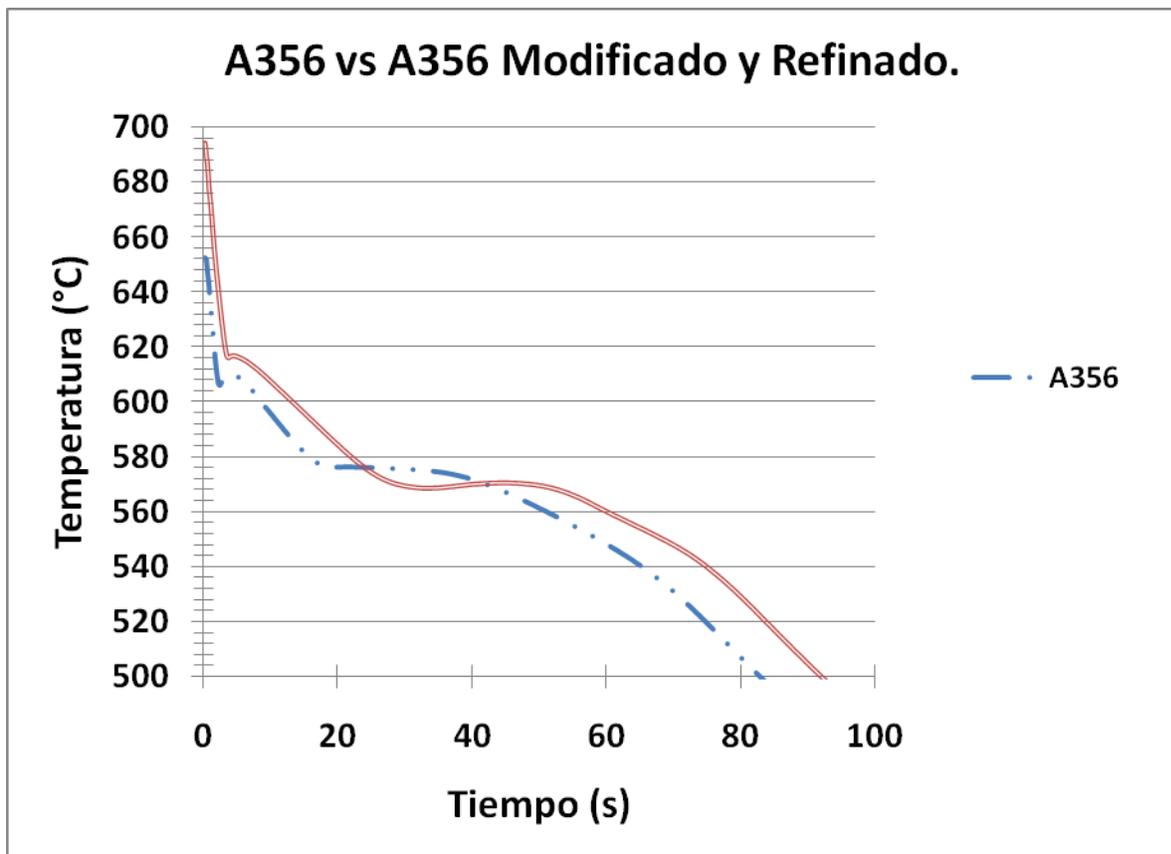


Figura 4.4. Curva de enfriamiento para la aleación A356 y A356 refinada y modificada.

En la curva se puede observar que la aleación A356 sin tratamiento de refinación de grano tiene un subenfriamiento apreciable, mientras que la curva de la aleación A356 refinada, ya no presenta el subenfriamiento. Con respecto a la temperatura del eutéctico, se observa que en la aleación modificada con Sr, ocurre una depresión de alrededor de 5.5°C , lo que indica que el efecto del modificador (Sr).

La tabla 4.2 muestra los resultados de los parámetros de solidificación para refinación de grano: Temperatura de liquidus (T_L) Temperatura de nucleación (T_N) y subenfriamiento (ΔT_{L-N}), este último parámetro se utiliza como indicativo del efecto del Ti como refinador de grano.

Así mismo los parámetros para el tratamiento con Sr (modificación): Temperatura eutéctica (T_E), Temperatura eutéctica con Sr ($T_{E(Sr)}$) y la depresión de la temperatura eutéctica por el efecto del Sr (DT_E).

Tabla 4.2. Parámetros de solidificación primaria y eutéctica de las aleaciones experimentales.

Aleación	T_N °C	T_L °C	ΔT_{L-N} °C	T.G.	T_E °C	$T_{E(Sr)}$ °C	DT_E °C	N.M.
A356	606.99	609.71	2.72	8	576	---	---	1
A356 *	616.22	616.75	0.53	11	---	570.5	5.5	5
1	604.35	606.86	2.51	8.	553.98	---	---	1
1 A	614.3	614.3	0	11-11.5	---	552	1.98	5
2	602.51	605.95	3.44	8.5	551.58	---	---	1
2 A	612	613.85	1.85	11	---	549.86	1.72	5
3	600.67	603.71	3.04	8.5	548.16	---	---	1
3 A	609	610.81	1.81	11.5	---	547.13	1.03	5
4	602.17	605.38	3.21	8	550	---	---	1
4 A	612.59	612.59	0	12	---	544.76	4.76	5
5	597.3	601.14	3.84	9	549.96	---	---	1
5 A	610.72	610.72	0	11.5	---	548.38	1.42	4-5
6	598.37	600.82	2.45	7	547.67	---	---	1
6 A	609.54	609.54	0	11.5	---	545.21	2.46	4-5

Para evaluar el efecto del Titanio como refinador de grano, se tomó en cuenta el subenfriamiento, la tendencia que en todos los casos, al agregar el Titanio, es reducir el subenfriamiento o incluso eliminarlo. Mientras que las aleaciones que no fueron refinadas tienen subenfriamientos mayores con rangos de entre 2.5 y 3.85°C .

Relacionando la tabla 4.1 de composición química con la 4.2 de parámetros de solidificación y T.G se puede deducir que el contenido de Ti, está estrechamente relacionado con el subenfriamiento y con el tamaño de grano, la presencia de Ti al igual que en la aleación base también refina las aleaciones complejas.

En cuanto al efecto del Sr sobre la T_E puede apreciarse que provoca una depresión de la misma, esta depresión se observa en su mayor nivel en la aleación de referencia y , llega hasta 5.5°C, mientras que para las aleaciones complejas experimentales, la depresión es menor y está en un rango de 1 a 2.5°C a excepción de la aleación 4 A la cual presento una depresión en la T_E de 4.67°C.

Estas disminuciones en la T_E indican que el Sr está ejerciendo un efecto modificador sobre el Si eutéctico.

4.5 Propiedades mecánicas

Los resultados de las propiedades mecánicas (ensayo de tracción y ensayo de dureza Brinell) obtenidas mediante ensayos normalizados ASTM se presentan en la tabla 4.3

Propiedades Tensiles y Dureza.

En la **Tabla 4.3** se muestran los resultados de las propiedades tensiles, tales como esfuerzo máximo, punto de cedencia y % elongación obtenidos por el ensayo de tracción considerando la norma ASTM B 557y de dureza ASTM E 10. Las curvas de esfuerzo-deformación pueden ser consultadas en el Anexo V.

Tabla 4.3. Propiedades Tensiles y de dureza obtenidas.

Aleación	Esfuerzo Máximo (MPa)/(ksi)	Esfuerzo de Cedencia (MPa)/(ksi)	% Elongación	HB 10/500/30
A356	122/17.7	122/17.7	0.48	55
A356*	141/20.4	141/20.4	0.88	61
1	128/18.6	128/18.6	0.33	63
1 A	138/20	138/20	0.42	72
2	131/19	131/19	0.38	70
2 A	141/20.4	141/20.4	0.38	80
3	152/22	152/22	0.42	73
3 A	161/23.3	161/23.3	0.42	82

4	134/19.4	134/19.4	0.34	78
4 A	174/25	174/25	0.4	88
5	131/19	131/19	0.38	70
5 A	141/20.4	141/20.4	0.5	81
6	125/18.1	125/18.1	0.46	71
6A	147/21.3	147/21.3	0.5	78

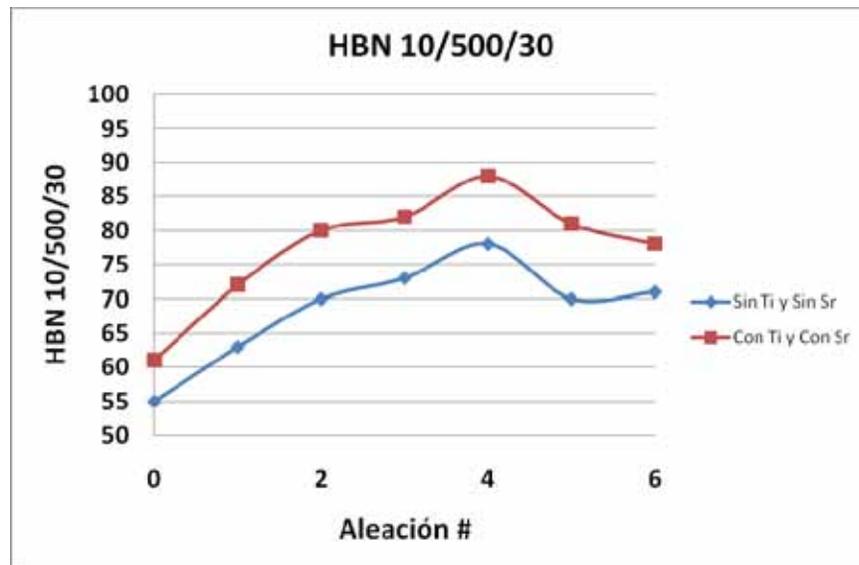


Figura 4.5. Dureza Brinell correspondiente a cada Aleación.

De la tabla 4.3, se puede observar que las aleaciones que fueron refinadas y modificadas, presentaron mayores propiedades que las que no recibieron tratamiento de refinación y modificación.

La aleación 4A fue la que presentó una mayor resistencia a la tracción, y el mayor esfuerzo de cedencia, aunque en % de elongación presentó un valor medio a comparación de otras aleaciones que obtuvieron un mayor % de elongación.

Se puede ver que el % de elongación es muy pequeño, esto se debe porque, las aleaciones presentan fases gruesas y masivas debido a que son coladas en arena.

De la figura 4.4 se puede observar que la aleación que alcanza un máximo de dureza es la 4A, y también se puede ver que las aleaciones refinadas y modificadas alcanzan mayores durezas, que las que no tienen tratamiento químico.

4.6 Microscopio Electrónico de Barrido (MEB).

Se realizaron análisis puntuales de 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 puntuales, con los cuales se determinó la estequiometría aproximada de cada fase. El cálculo es presentado en el anexo VI. También se realizó un mapeo elemental para determinar la distribución de los elementos a través de la matriz, principalmente de los adicionados como aleantes.

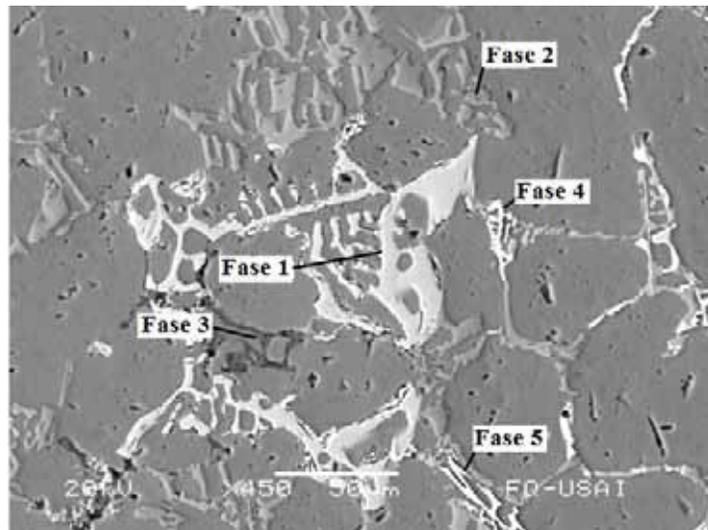


Figura 4.6. Identificación de fases mediante MEB imagen obtenida para la aleación 3.

Fase 1.

La fase 1 se presentó en forma parecida al 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. La composición química se presenta en la tabla 4.4

Tabla 4.4. 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 4.7, en la cual, los picos más altos representan la presencia de los elementos principales en la fase.

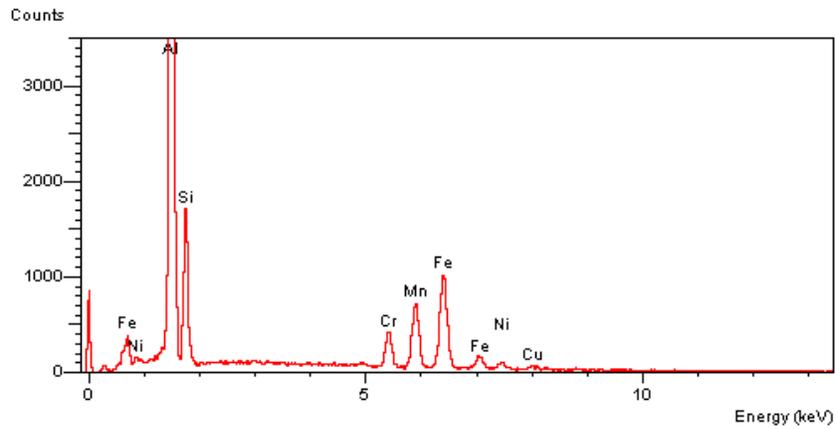


Figura 4. 7. Espectro de la fase 1 de la aleación 3.

La fase 1 tiene la siguiente estequiometría aproximada: $\text{Al}_{12}\text{Si}_2\text{Fe}_2\text{Mn}$.

Fase 2.

La fase 2 tiene una forma acicular con ángulos, es de un color gris medio, y su composición química indica que se trata del silicio eutéctico. La composición química se presenta en la tabla 4.5.

Tabla 4.5. 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

El espectro para la fase 2 se muestra en la figura 4.8.

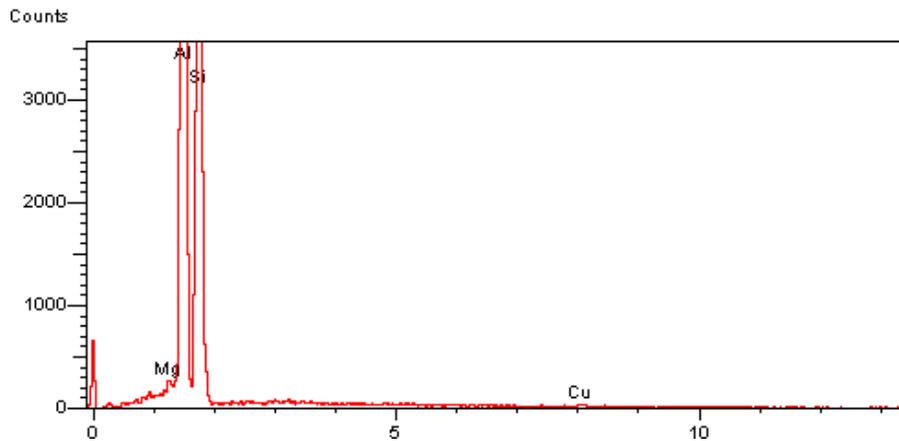


Figura 4. 8. Espectro de la fase 2 de la aleación 3.

La fase 2 presenta la siguiente estequiometría aproximada: AlSi .

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. La composición química se presenta en la tabla 4.6.

Tabla 4.6. 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

El espectro para la fase 3 se muestra en la figura 4.9.

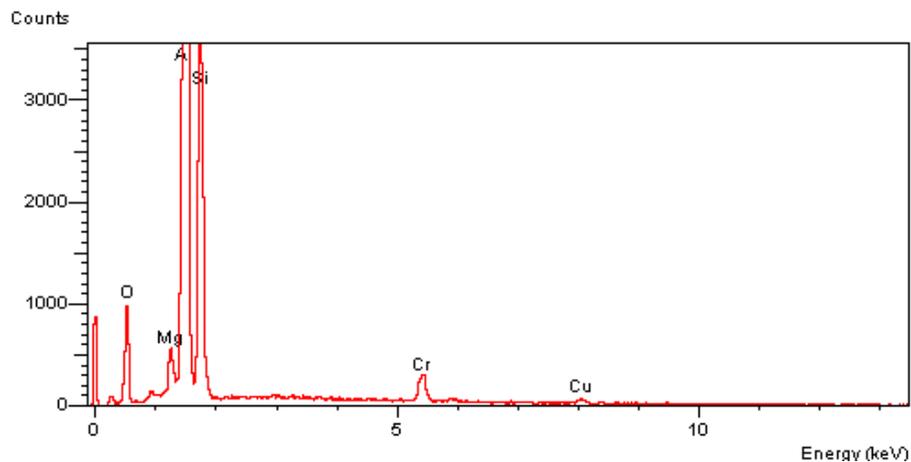


Figura 4.9. Espectro de la fase 3 de la aleación 3.

La fase 3 presenta la siguiente estequiometría aproximada: Al_2Si .

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. La composición química se presenta en la tabla 4.7.

Tabla 4.7. 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

El espectro para la fase 4 se muestra en la figura 4.10.

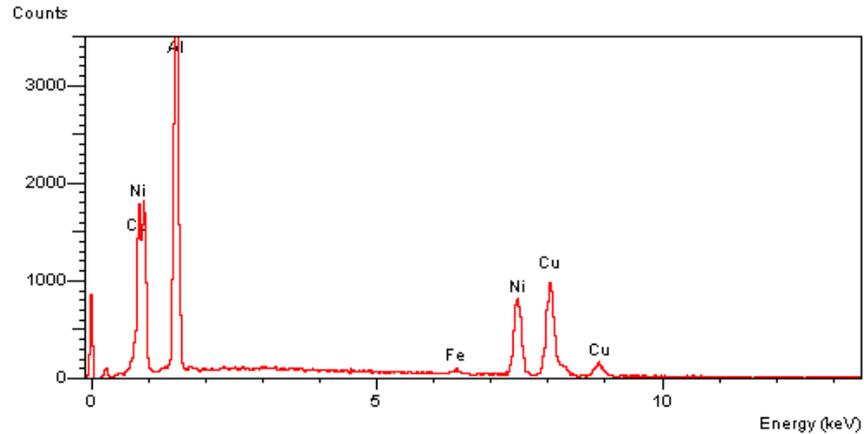


Figura 4. 10. Espectro de la fase 4 de la aleación 3.

La fase 4 presenta la siguiente estequiometria aproximada: Al_3CuNi

Fase 5.

La fase 5 tiene forma de placas finas. La composición química se presenta en la tabla 4.8.

Tabla 4.8. 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

El espectro de la fase 5 se muestra en la figura 4.11.

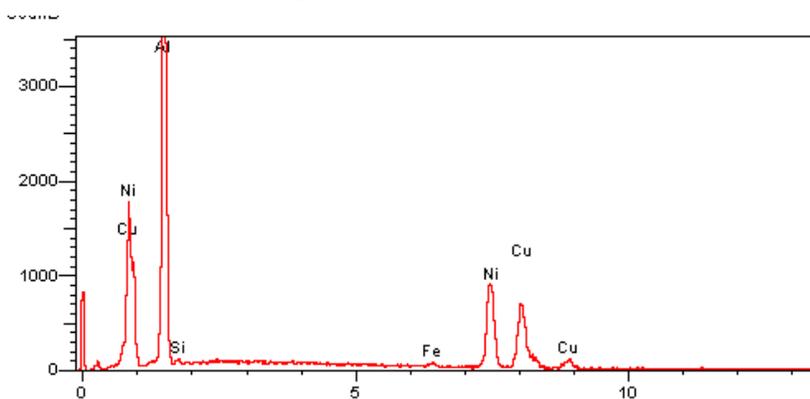


Figura 4. 11. Espectro de la fase 5 de la aleación 3.

La fase 5 presenta la siguiente estequiometria aproximada: Al_3NiCu

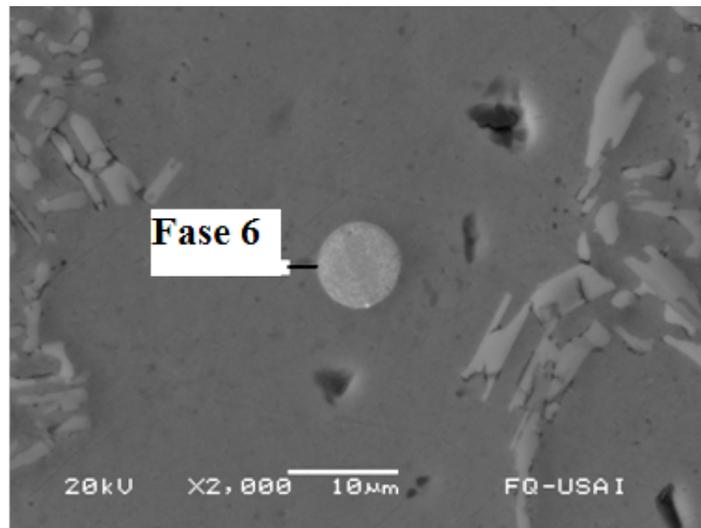


Figura 4.12. Análisis puntual de la fase 6 de la aleación 3.

Fase 6.

La fase 6 tiene una forma globular fina con un tamaño que va desde las 5 µm hasta los 20µm. Su composición química se presenta en la tabla 4.9.

Tabla 4.9. 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

El espectro para la fase 6 se muestra en la figura 4.13.

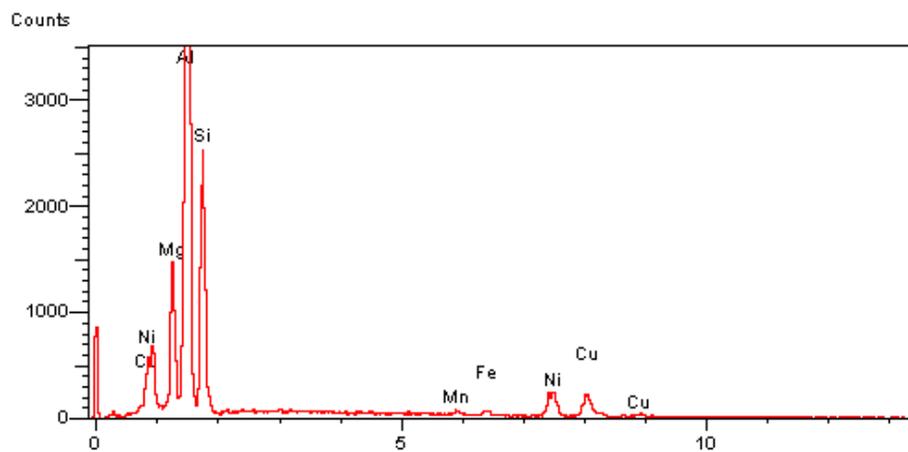


Figura 4.13. Espectro de la fase 6 de la aleación 3.

La estequiometría aproximada de la fase 6 es la siguiente: $\text{Al}_{15}\text{Si}_5\text{Mg}_2\text{CuNi}$.

Mapeo elemental de la muestra 3.

Se realizaron un mapeo, 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 4.14.

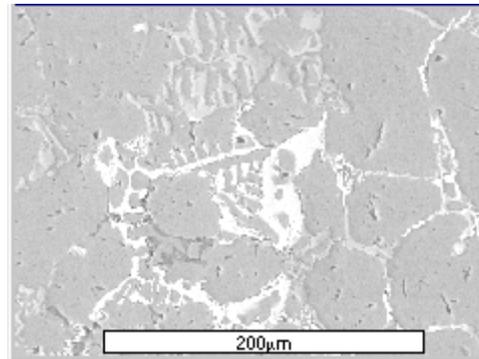


Figura 4.14. Zona de mapeo en la muestra 3.

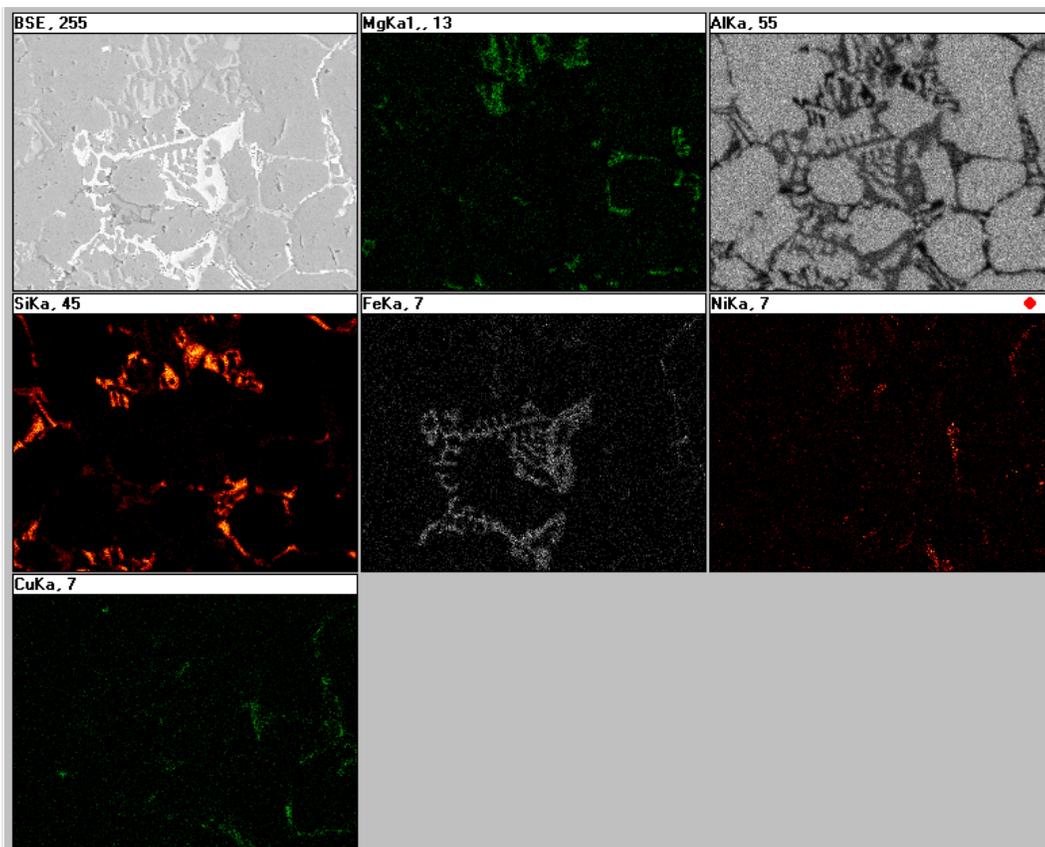


Figura 4.15. Mapeos elementales de: Mg, Al, Si, Fe, Ni, Cu, para la aleación 3.

En este mapeo se puede observar la distribución de cada elemento, se nota que el 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. Mientras que el Ni se encuentra en la fase 4, con un poco de presencia en la fase 5 y distribuido en solución en la matriz de Al. Por último, el Cu, se encuentra en la fase 4 y la fase 5, y 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, se presentan los resultados del análisis químico puntual, con los cuales se determinó la estequiometría aproximada de cada fase. También se realizó el mapeo elemental para determinar la distribución de los elementos (Al, Si), principalmente los adicionados como aleantes (Cu, Mg y Ni).

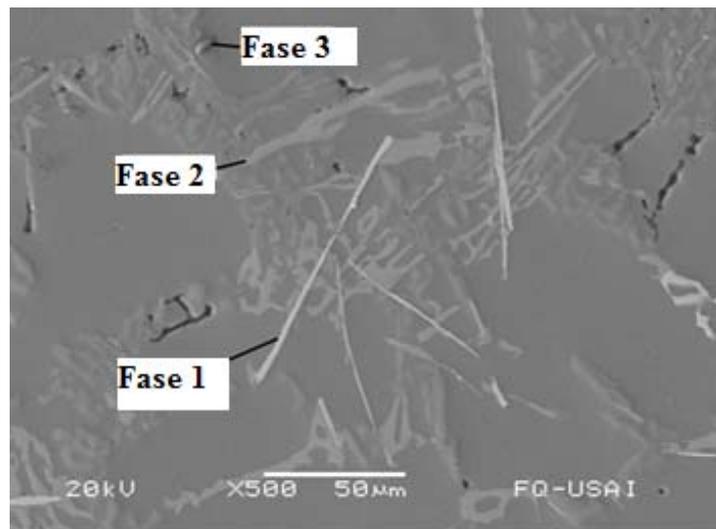


Figura 4. 16. Análisis puntual de fases 1, 2 y 3 para la aleación 6A.

Fase 1.

La fase 1 presenta una morfología de agujas. Su composición química se presenta en la tabla 4.10.

Tabla 4.10. 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

El espectro para la fase 1 se muestra en la figura 4.17.

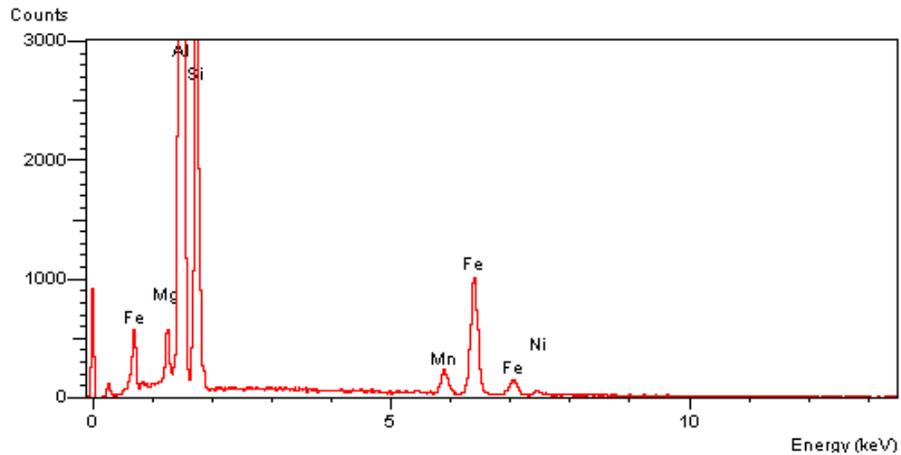


Figura 4. 17. Espectro de la fase 1 de la aleación 6A.

La estequiometría aproximada de la fase 1 es la siguiente: $\text{Al}_5\text{Si}_2\text{Fe}$ ó $\text{Al}_{26}\text{Si}_{13}\text{Fe}_5\text{Mg}$

Fase 2.

La fase 2, es un precipitado en forma de placas largas, su composición química se muestra en la tabla 4.11.

Tabla 4.11. 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

El espectro para la fase 2 se muestra en la figura 4.18.

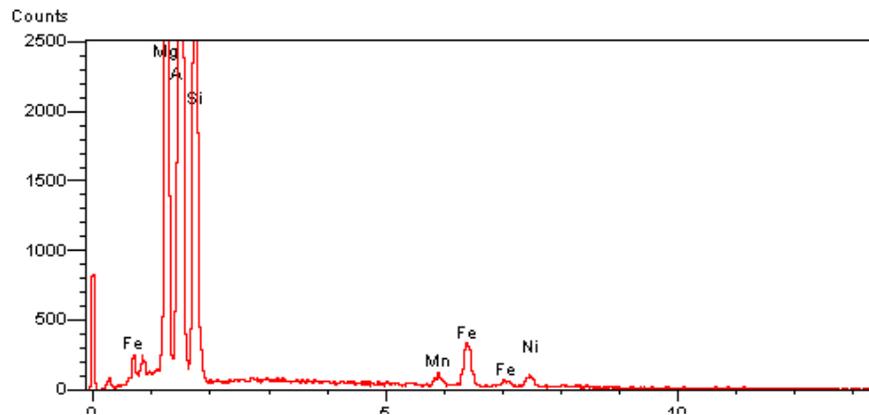


Figura 4. 18. Espectro de la fase 2 de la aleación 6A.

La estequiometría aproximada de la fase 2 es la siguiente: $\text{Al}_{13}\text{Si}_8\text{Mg}_5\text{Fe}$ ó $\text{Al}_{36}\text{Si}_{22}\text{Mg}_{14}\text{Fe}_3\text{Ni}$

Fase 3.

La fase 3 tiene una forma globular fina, al parecer se trata de una inclusión de óxido, su composición se muestra en la tabla 4.12.

Tabla 4.12. 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

El espectro para la fase 3 se muestra en la figura 4.19.

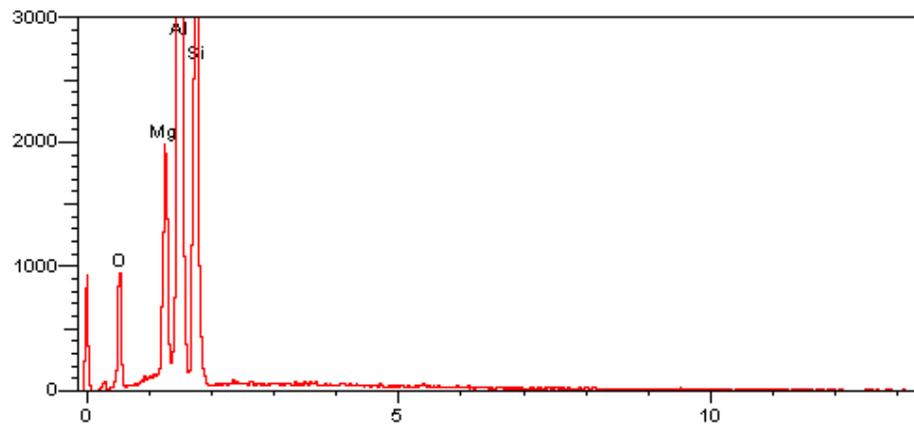


Figura 4.19. Espectro de la fase 3 de la aleación 6A.

La estequiometría aproximada de la fase 3 es la siguiente $\text{Al}_6\text{Si}_4\text{O}_4\text{Mg}$.

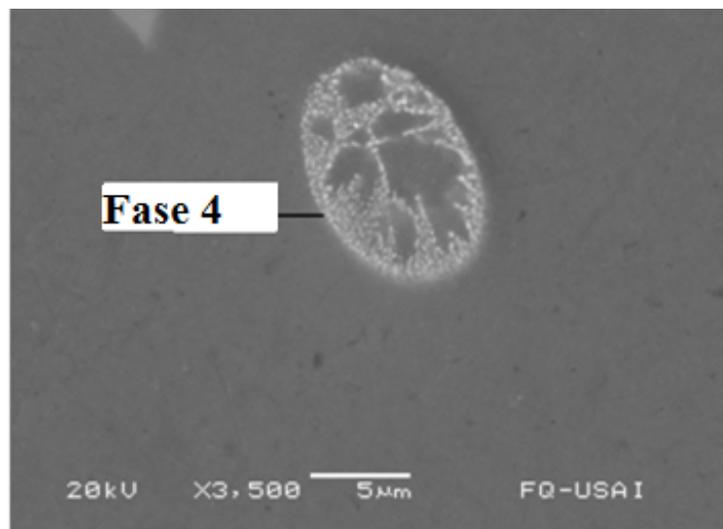


Figura 4.20. Análisis puntual de la fase 4 en la aleación 6A.

Fase 4.

La fase 4 se presenta como un precipitado redondeado, formado por muchas partículas finas, similar a un eutéctico, 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

El espectro para la fase 4 se muestra en la figura 4.21.

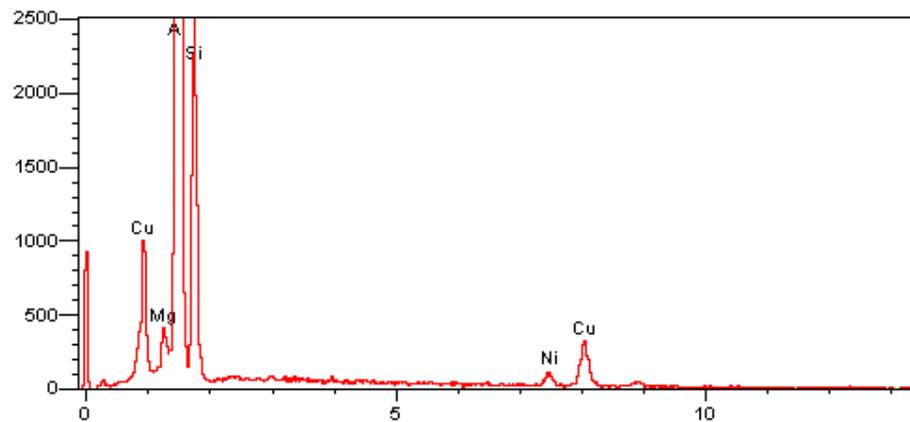


Figura 4.21. Espectro de la fase 4 de la aleación 6A.

La estequiometría de la fase 4 es la siguiente: $\text{Al}_{13}\text{Si}_4\text{Cu}$ ó $\text{Al}_{63}\text{Si}_{17}\text{Cu}_5\text{NiMg}$.

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 4.22.

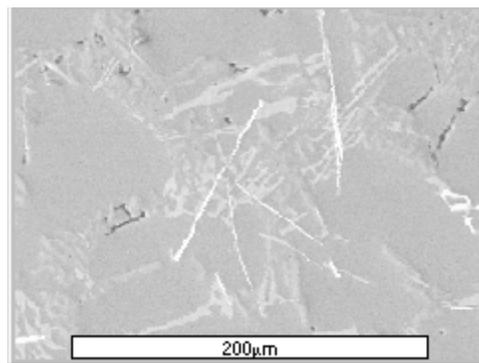


Figura 4.22. Zona de Mapeo en la muestra 6A.

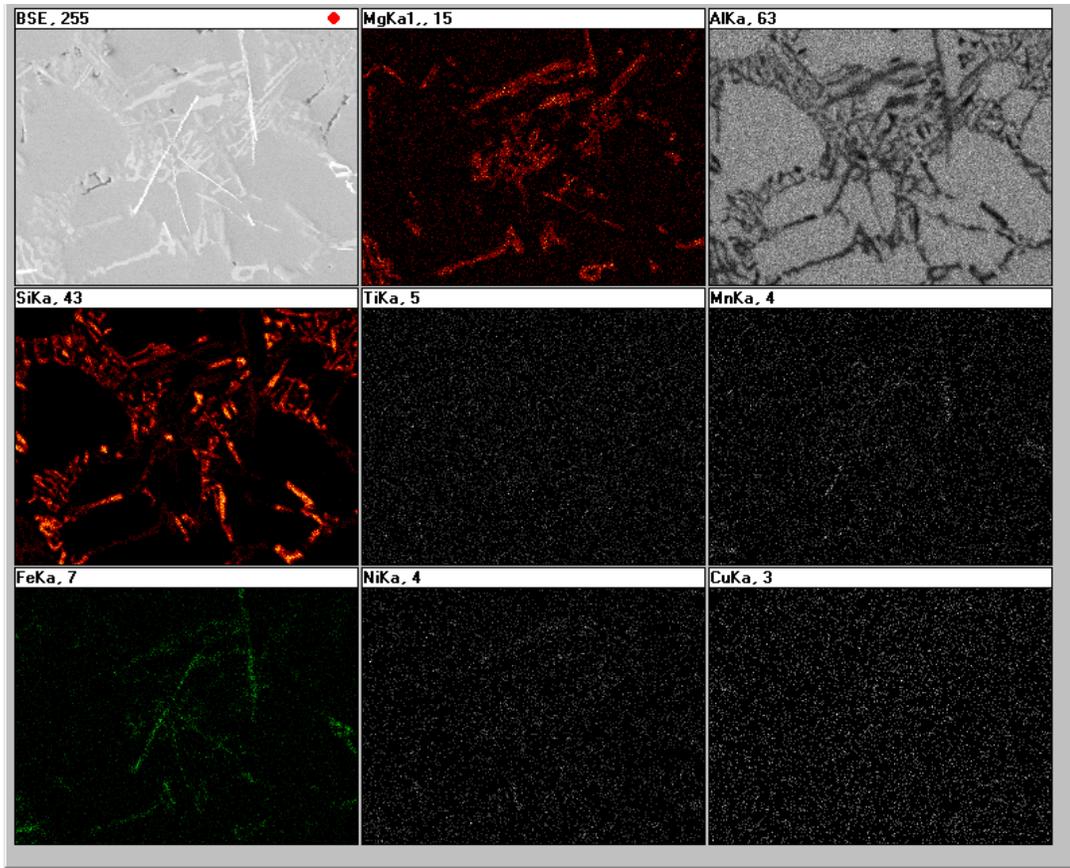


Figura 4.23. Mapeo elementales de: Mg, Al, Si, Ti, Mn, Fe, Ni, Cu.

En este mapeo, se observa que la distribución del 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. 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.

Relación estructura-propiedades (discusión)

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

como la microestructura tienen un fuerte efecto en las propiedades mecánicas, tema que se discute en los siguientes párrafos en base a los resultados obtenidos.

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	$Al_{15}Si_5Mg_2CuNi$.	Al_2Cu	Globular fina
Aleación 6A.			
7	Al_5Si_2Fe	$\beta-Al_5SiFe$	Agujas
8	$Al_{13}Si_8Mg_5Fe$	$Al_8Si_6Mg_3Fe$	Placas largas
9	$Al_6Si_4O_4Mg$	Inclusión	Globular fina
10	$Al_{13}Si_4Cu$	Al_2Cu	Globular multi-partícula

La importancia de esta tabla es enfatizar que la presencia de los aleantes investigados promueve la precipitación de diferentes fases, que dependen del % adicionado. La morfología, la ubicación, el tamaño y la distribución provocan variaciones en propiedades mecánicas.

En comparación con la aleación de referencia (A356), las aleaciones complejas presentaron menor cantidad de 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 observó 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 observó una gran cantidad de pequeños símbolos chinos de color negro, que de acuerdo a la bibliografía consultada (Gruzleski 1994), corresponde a Mg_2Si .

También se observó 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 aparecieron 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 presentó en algunas de las aleaciones de esta tesis.

En la microestructura se observaron precipitados con forma de símbolos chinos pequeños (fase 4), 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 complejas refinadas y modificadas, se observó que la adición del Sr, modificó el mecanismo de crecimiento del Si eutéctico, este mecanismo IIT (Impurity Induction Twinning) o TPPE (Twin Plane Re-entrant Edge) ramifica el Si eutéctico, cambiando su forma a una mancha facetada o de coral. 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 también impactó de alguna manera en el Mg_2Si el cual al nuclear y crecer sobre ciertas zonas del Si eutéctico en forma de placa en las aleaciones que no han sido modificadas, ya no puede nuclear y crecer sobre las nuevas formas de coral del Si eutéctico, por lo que esta fase se presentó en menor cantidad.

Sin embargo, el Sr no impactó 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 observó en el mapeo elemental, que el tratamiento de modificación dispersó finamente a estos elementos a través de la matriz (figura 4.23).

En las aleaciones complejas con tratamiento de refinamiento de grano y modificación, se observó 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 logró con un menor subenfriamiento y en algunos casos sin este, como consecuencia de esto se redujo del tamaño de grano, llegando hasta tamaños de grano entre 11-12.

Relacionando las microestructuras con las propiedades mecánicas obtenidas, se dedujo que la adición de elementos aleantes impactó directamente la dureza, ya que independientemente del tratamiento de refinación y de modificación, la dureza aumentó en todas las aleaciones complejas en comparación con la aleación de referencia.

Este incremento de dureza se debió a la presencia de las fases adicionales precipitadas, 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 aun más, 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.

La adición de los aleantes Cu, Mg y Ni, incrementó la dureza en un rango de entre 11 y 42%. Con respecto a la aleación de referencia, mientras que el efecto combinado de los aleantes y los tratamientos de modificación y refinamiento, elevaron la dureza entre un 18 y 44 % con respecto a la aleación de referencia modificada y refinada, lo que significa que la refinación y la modificación no impactan sensiblemente en el cambio de dureza, este incremento se asocia a las fases intermetálicas precipitadas.

La mayor dureza obtenida se presentó en la aleación 4A, mientras que la segunda aleación con mayor dureza fue la 3A. Estas dos aleaciones fueron también las que presentaron una resistencia a la tensión más elevada.

Analizando y comparando los parámetros térmicos para las muestras sin refinamiento de grano y sin modificación con las refinadas y modificadas.

Se observó que en general, los ΔT_{LN} para las aleaciones complejas sin tratamiento de refinación y modificación fueron mayores que la aleación de referencia (A356).

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 1.85°C para las aleaciones complejas y son similares a los reportados en la bibliografía.

En el caso de la modificación la DT_E fue del orden de 1-2.5°C a excepción de la aleación 4A que fue de 4.76°C. En comparación con la aleación de referencia modificada, las aleaciones complejas modificadas presentaron DT_E menores a las referidas en la bibliografía, esto se pudo deber a la adición de los elementos aleantes.

En general, se pudo observar que las propiedades tensiles todas fueron mayores que las de las aleaciones de referencia tanto las que fueron refinadas y modificadas como las que no lo fueron.

Las mayores resistencias a la tensión fueron obtenidas en las aleaciones 4 A y 3 A.

En cuanto al % de elongación este 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 0.45 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.

Se identificaron pequeñas partículas globulares con la estequiometría aproximada de Al₆Si₄O₄Mg, las cuales se presentaron en algunas aéreas 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.

Otro 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, tal como se refirió en los antecedentes de este trabajo.

En general las aleaciones modificadas presentaron un mayor nivel de porosidad, efecto que se refirió en los antecedentes (Stuart D. McDonald 2004) De acuerdo a los antecedentes, la presencia de poros disminuye seriamente la resistencia a la tensión y en el % elongación

Por lo que es recomendable mejorar la técnica de degasificación, así como la adición de escoria y colocar filtros al momento de la colada en el molde.

V. CONCLUSIONES.

Las conclusiones de este trabajo considerando los resultados y su análisis son las siguientes:

La presencia de elementos aleantes en un nivel mayor al nominal, favorece la formación de fases intermetálicas complejas en las zonas interdendríticas su fracción y composición particular depende de la cantidad de elemento aleante adicionada, debido a la baja solubilidad de los elementos aleantes en la solución de α Al. Las principales fases intermetálicas formadas en las aleaciones experimentales fueron: α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, β - Al_3FeSi , Mg_2Si , Al_3NiCu y $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$.

La presencia de Mg modifica parcialmente el Si eutéctico de la matriz de la aleación base.

La presencia de Sr cambia el mecanismo de crecimiento el Si eutéctico, lo cual 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 no provocan refinación de grano de las aleaciones estudiadas.

La adición de Ti como agente nucleante, promovió la nucleación heterogénea y por lo tanto facilito la formación de fase primaria (α - Al) disminuyendo o desapareciendo el sobreenfriamiento, el cual se asocia a la refinación de grano.

Las magnitudes de sobreenfriamiento de la fase primaria son ligeramente mayores que la aleación de referencia A356.

Las propiedades mecánicas están fuertemente ligadas a las fracciones de fase intermetálicas, así como a su distribución y morfología. 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.

BIBLIOGRAFIA.

ASM METALS HANDBOOK “Mechanical Testing” Ninth Edition Vol 15 Metals Park Ohio pp 1622-1695.

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).

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).

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).

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).

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).

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).

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).

L. Bäckerud, E. Król and J. Tamminen; “Solidification Characteristics of Aluminium Alloys”, vol 1: Wrought Alloys, Printed in Norway by Tangen Trykk A/S, pp 63-74 (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).

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).

F. Paray and J.E. Gruzleski; “Factors to Consider in Modification”, AFS Transactions, vol 115, pp. 833-842 U.S.A. (1994).

H.A.H. Steen and H. Hellawell; “The Growth of Eutectic Silicon-Contributions to Undercooling”, Acta Metallurgica, vol 23, pp 529-535 U.S.A. (1975).

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)

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).

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)

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).

Bibliografía adicional.

J.R. Davis; “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM Speciality Handbook, 3rd Edition pp 31-45 U.S.A. (1994).

U.E. Hatch; “Aluminum Properties and Physical Metallurgy”, ASM 4th Edition pp 224-239 U.S.A. (1990).

ASM METALS HANDBOOK “Mechanical Testing” Ninth Edition Vol 8 Metals Park Ohio pp 84-89.

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)

The American Foundrymen Society inc. "Aluminum casting technology" Des plaines, Illinois U.S.A. (1994).

S.D. McDonald, A.K. Dahle, J.A. Taylor, D.H. StJohn, J.W. Zindel; "Microstructural Evolution of an Al-Si-Mg foundry Alloy During Solidification."

Stuart D. McDonald, Arne K. Dahle, John A. Taylor, and David H. StJohn; "Modification-Related Porosity Formation in Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys" Metallurgical and Materials Transactions B Volume 35B, pp 1097-1106 U.S.A. December 2004

L.LIU, F.H. Samuel; "Effect of Inclusions on the Tensile Properties of Al-7%Si-0.35%Mg (A356.2) Aluminium Casting Alloy", Journal of Materials Science 33 pp 2269- 2281 U.S.A. (1998).

N. Roy, A.M. Samuel, and F.H. Samuel; "Porosity Formation in Al-9wt Pct Cu Alloy Systems: Metallographic Observations", Metallurgical and Materials Transactions A Volume 27 A, pp 416-430 U.S.A. (February 1996).

M.B Djurdjevic, W. Kasprzak, C.A. Kierkus, W.T. Kierkus and J.H. Sokolowski; "Quantification of Cu Enriched Phases in Synthetic 3XX Aluminum Alloys Using the Thermal Analysis Technique", AFS Transactions 01-089 pp 1 – 12 U.S.A..

A.M. Samuel, P. Ouellet, F.H. Samuel and H.W. Doty; "Microstructural Interpretation of Thermal Analysis of Commercial 319 Al Alloy With Mg and Sr Additions", AFS Transactions 97-156 pp 951 – 962 U.S.A.

Z. LI, A.M. Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran, and S. Valtierra; "Effect of Alloying elements on the Segregation and Disolution of CuAl_2 Phase in Al-Si-Cu 319 Alloys", Journal of Material Science 38 pp 1203-1218, U.S.A. (2003).

A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty, and S. Valtierra; "Influence of Composition, Sr Modification, and Annealing Treatment on the Structure and Properties of Cast Al-4 Pct Mg Alloys" Metallurgical and Materials Transactions, 34A pp 115-129 U.S.A. (January 2003).

F.H. Samuel, A.M. Samuel, H.W. Doty and S. Valtierra; "Decomposition of Fe-Intermetallics in Sr-Modified Cat 6XXX Type Aluminum Alloys for Automotive Skin." Metallurgical and Materials Transactions; 32A pp 2061-2075 U.S.A. (August 2001).

F.H. Samuel, P.Ouellet, A.M. Samuel and H.D. Doty; "Effect of Mg and Sr Additions on the Formation of Intermetallics in Al-6 Si-3.5Cu -(0.45 to 0.8)Fe 319 Type Alloys", "Metallurgical and Materials Transactions; 29A (2871-2884). U.S.A. December 1998;

Liao Hengcheng, Sun Guoxing; "Restraining effect of strontium on the Crystallization of Mg₂Si Phase During Solidification in Al-Si-Mg Casting Alloys and Mechanisms", Materials Science and Engineering A358 pp 164-70 U.S.A. (2003).

ANEXOS

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

154

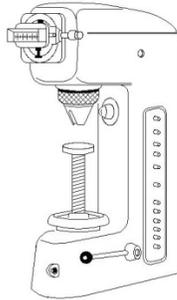
REFERENCIA: Tentative method for estimating the average grain size of non ferrous metals, ASTM E91-51T, ASTM Standards 1977.

Anexo I. Tabla de número de tamaño de grano ASTM.

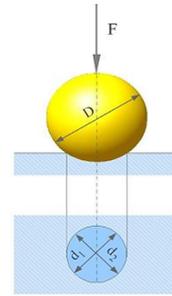
Anexo II. Condiciones utilizadas en el ensayo de dureza Brinell.

Ensayo de dureza Brinell.

El ensayo Brinell es una prueba de indentación, simple para determinar la dureza de una amplia variedad de materiales. La prueba consiste en aplicar una carga constante (fuerza es el termino correcto técnicamente, sin embargo, carga es usado por los usuarios y realizadores de este ensayo), usualmente entre 500 y 3000 kgf, por un tiempo especificado entre los 10- 30 segundos, usando una esfera de carburo de tungsteno de 5 o 10 mm de diámetro, en la superficie plana de la muestra.



Máquina para Realizar el ensayo.



Penetrador.

El periodo de tiempo es requerido para asegurar que el flujo plástico del metal trabajado ha cesado. Después de remover la carga, la impresión resultante, se mide en milímetros, usando un microscopio de bajo poder. La dureza se determina tomando el diámetro de indentación (dos lecturas en ángulo recto una de otra).

Calculando el número de dureza Brinell por la división de carga aplicada por el área de la superficie de indentación de acuerdo a la siguiente formula.

$$HB = \frac{2P}{\pi * D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Donde P es la carga en kg.

D es el diámetro del penetrador en mm.

d es el diámetro de la indentación en mm.

Las cargas estándar usadas son 500, 1000, 1500, 2000, 2500 y 3000 kg.

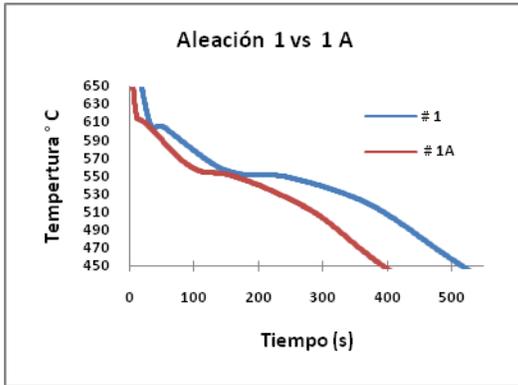
La carga usada en el ensayo depende del tamaño de impresión, espesor de la muestra y la superficie de la misma. Comúnmente se usa la carga de 500kg para metales relativamente suaves como el cobre y las aleaciones de aluminio.

La carga de 3000 kg se usa para el ensayo en materiales más duros tales como aceros y hierros.

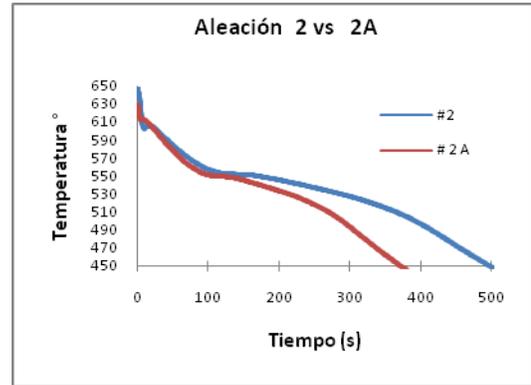
Anexo III. Graficas de las curvas de enfriamiento.

Respuesta térmica.

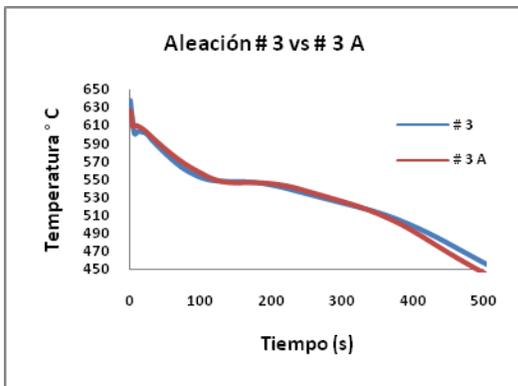
En el anexo III se presentan las curvas de enfriamiento comparativas entre cada par de aleaciones, obtenidas con el adquisidor de datos (PERSONAL DAQVIEW PLUS).



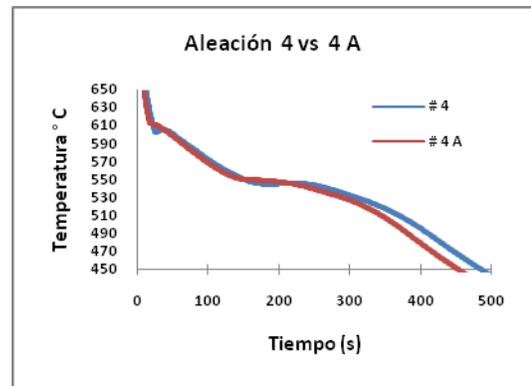
1 vs 1A.



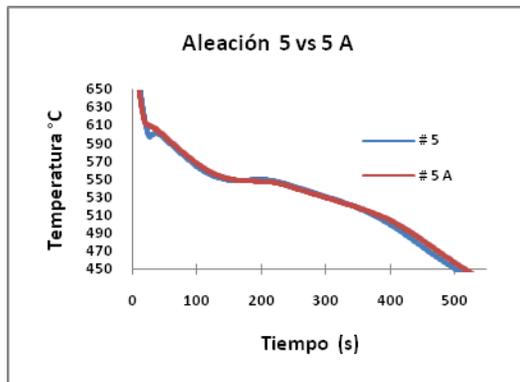
2 vs 2A.



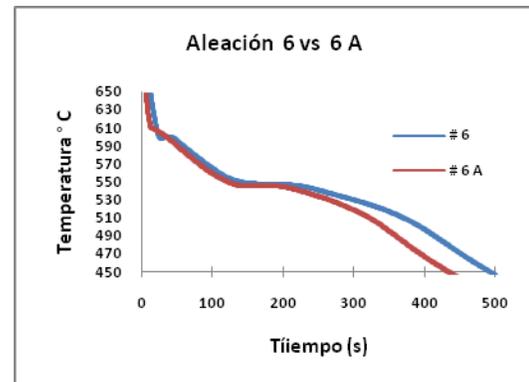
3 vs 3A.



4 vs 4A.



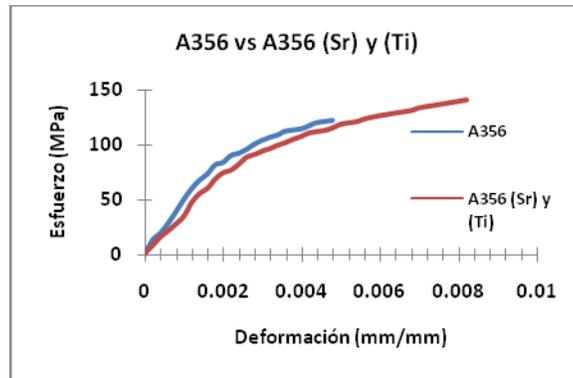
5 vs 5A.



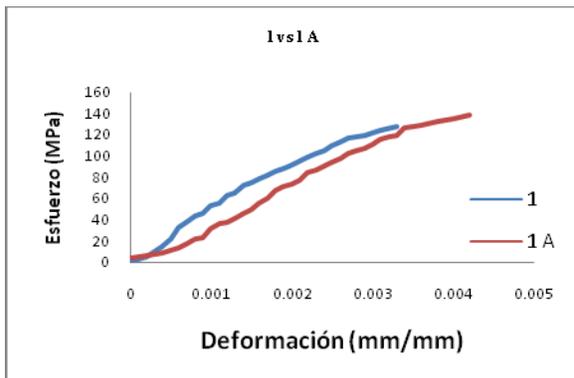
6 vs 6A.

Anexo IV, Graficas obtenidas del Ensayo de Tracción.

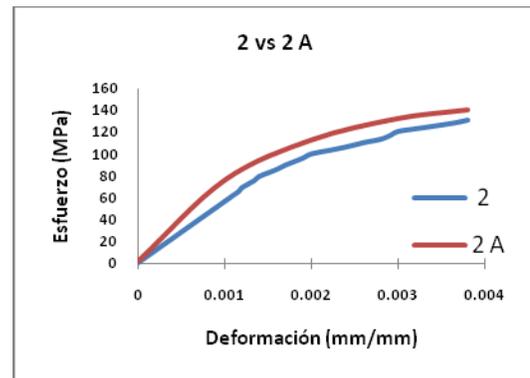
En el Anexo IV se presentan las curvas de esfuerzo-deformación obtenidas de la maquina MTS 810.



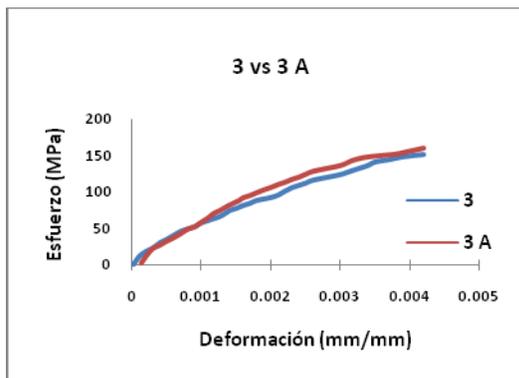
A356 vs A356 M y R (aleaciones de referencia)



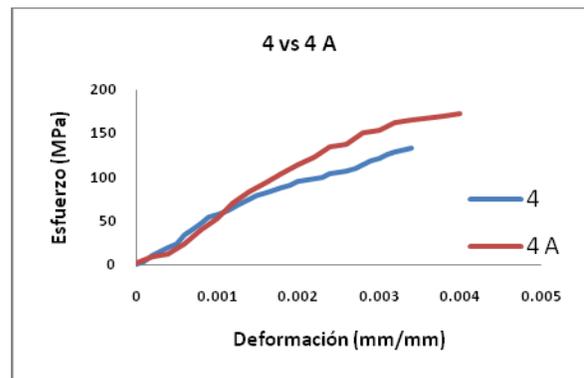
1 vs 1A.



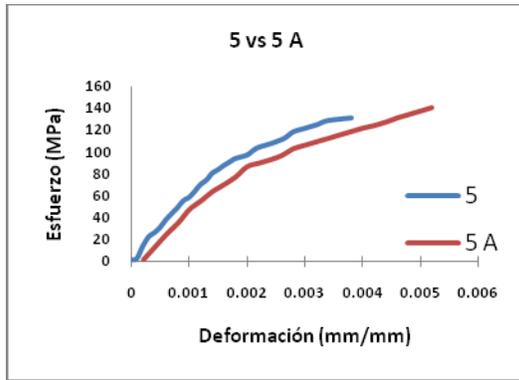
2 vs 2A.



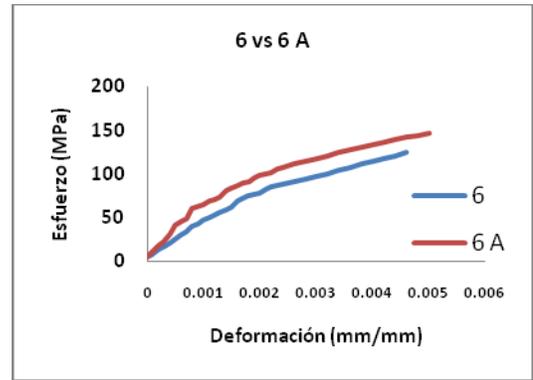
3 vs 3A.



4 vs 4A.



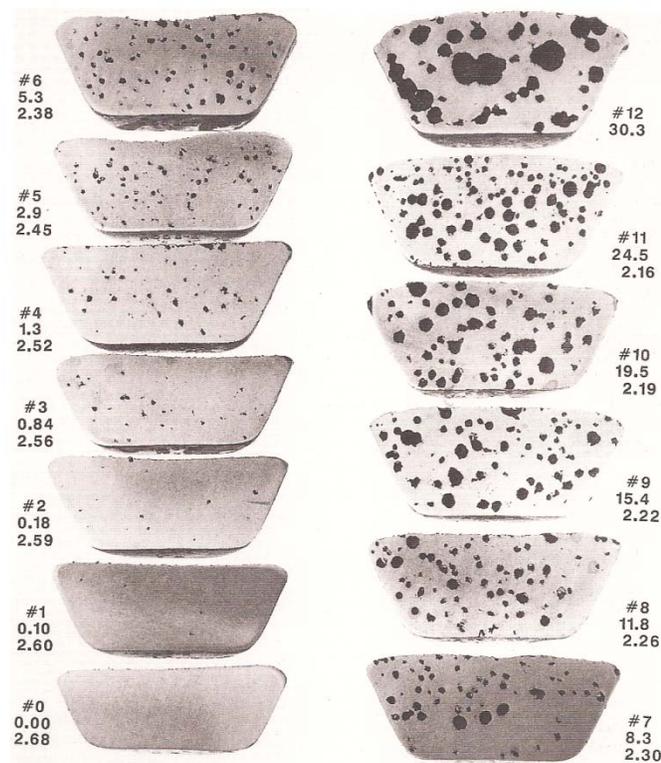
5 vs 5A.



6 vs 6A.

Anexo V.

Estándar de control de porosidad para una aleación A356. El número del centro indica el porcentaje del área de la porosidad, el número inferior indica la densidad.



Anexo VI.

En el anexo VI 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 4.4. 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.

$$Al \ 57.42g * \left(\frac{1}{26.982} \right) = 0.294gmol \quad Fe \ 16.45g * \left(\frac{1}{55.845} \right) = 0.294gmol$$

$$Si \ 9.46g * \left(\frac{1}{28.086} \right) = 0.336gmol \quad Mn \ 9.68g * \left(\frac{1}{54.938} \right) = 0.176gmol$$

$$Cr \ 4.33g * \left(\frac{1}{52.004} \right) = 0.083gmol \quad Ni \ 1.59g * \left(\frac{1}{58.693} \right) = 0.027gmol$$

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

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.

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

$$Si \frac{0.388 \text{ g mol}}{0.170 \text{ g mol}} = 2 \quad Mn \frac{0.176 \text{ g mol}}{0.170 \text{ g mol}} = 1$$

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