



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

FACULTAD DE QUÍMICA

ANÁLISIS TÉRMICO Y MICROESTRUCTURA  
DE ALEACIONES COMPLEJAS A356 CON  
Cu, Mg Y Ni

**T E S I S**

PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

**INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

P R E S E N T A:

**GORDILLO CARREÑO STALIN**



México, D.F.

2010



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

JURADO ASIGNADO:

Presidente: I.Q.M. GUILLERMO FAUSTO SALAS BANUET

Vocal: I.Q.M. TERESITA ROBERT NUÑEZ

Secretario: Dr. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA.

1<sup>er</sup>. Suplente: I.Q.M. EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

2<sup>do</sup>. Suplente: M.I. ADRIAN MANUEL AMARO VILLEDA

Edificio "D", Facultad de Química, UNAM.

Ciudad Universitaria.

TUTOR DE TESIS:  
Dr. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

---

SUPERVISOR TECNICO  
I.Q.M. EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

---

SUSTENTANTE  
STALIN GORDILLO CARREÑO

---

# ÍNDICE

## ÍNDICE.

Introducción.	I
Objetivos.	II
Hipótesis.	III
Capitulo I: Generalidades	1
1.1. Aleaciones de aluminio y aleantes principales.	1
1.2. Aleaciones aluminio-silicio.	4
1.2.1. Velocidad de solidificación (proceso de fundición).	5
1.2.2. Modificación de aleaciones hipoeutécticas.	6
1.2.2.1. Principales factores que afectan a la modificación.	8
1.2.3. Refinación de grano de aleaciones Al-Si.	11
1.2.3.1. Parámetros que afectan a la refinación de grano.	13
1.2.4. Propiedades y aplicaciones de las aleaciones Al-Si.	15
1.3 Aleaciones Al-Cu.	17
1.4 Aleaciones Al-Mg.	18
1.5 Aleaciones Al-Ni.	19
1.6 Aleaciones Al-Si-Mg.	20
1.7 Aleaciones Al-Si-Cu.	20
1.8 Aleaciones Al-Si-Ni.	22
1.9 Aleaciones Al-Si-Cu-Mg.	22
1.10 Efecto del hierro.	23
1.11 Análisis térmico.	23
1.11.1 Principios del análisis térmico.	24
1.11.2 Solidificación primaria del aluminio sin agentes nucleantes y con nucleantes.	26
1.11.3 Análisis térmico de la reacción eutéctica.	30
1.11.4 Efecto de la modificación sobre los parámetros de solidificación Eutéctica.	32
1.12 Porosidad por hidrogeno.	34

## ÍNDICE

Capitulo II: Desarrollo experimental.	36
2.1 Composición química nominal de las aleaciones experimentales.	36
2.2 Piezas de fundición experimentales.	37
2.3 Fabricación de las aleaciones.	38
2.3.1 Preparación de las aleaciones de referencia o blancos (fusión de la aleación A356).	38
2.3.2 Fabricación de las aleaciones complejas.	39
2.4 Fabricación de las copas de colada y adquisición de datos.	40
2.5 Método de análisis químico.	42
2.6 Preparación metalográfica.	42
2.7 Propiedades mecánicas.	43
Capitulo III: Resultados.	44
3.1 Composiciones químicas.	44
3.2 Microestructura.	45
3.3 Macroestructura-tamaño de grano, microestructura-nivel de modificación y % de porosidad.	48
3.4 Parámetros de solidificación.	52
3.5 Propiedades mecánicas.	54
3.6 Resultados Thermo-Calc.	54
Capitulo IV: Análisis de Resultados.	55
4.1 Macroestructura-refinación de grano.	55
4.2 Microestructura-modificación.	56
4.3 Microestructura-fases complejas precipitadas.	57
4.4 Parámetros de solidificación.	58
4.5 Propiedades mecánicas.	60
4.6 Resultados de Thermo-Calc.	62
Capitulo V: Conclusiones.	63
Bibliografía	64
Anexos	



## *INTRODUCCION*

Entre las diversas necesidades que tiene la industria de manufactura, esta el desarrollar aleaciones que sean ligeras y que posean mayores propiedades mecánicas. Es por ello la importancia de innovar aleaciones que tengan dichas características. Las aleaciones base aluminio de fundición, en especial la aleación A356, en los últimos años han alcanzado un amplio uso dentro de la industria, debido a su excelente resistencia a la corrosión y sus altas propiedades mecánicas como: resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia, etc., también por poseer buenas propiedades de fundición como la fluidez, además de responder al tratamiento térmico.

Recientes investigaciones [10,11] demuestran, que la adición de ciertos elementos aleantes como lo son el Ni, Cu, Mg y el tratamiento de modificación en la fase líquida, aplicados a una aleación A356 pueden incrementar sus propiedades mecánicas en condiciones de colada, mediante el control sobre la morfología, fracción de cada fase y microconstituyente formado.

Considerando lo anterior, en el presente trabajo se desarrollan aleaciones experimentales usando como base la aleación A356 con adiciones de Cu, Mg y Ni en cantidades superiores a las ya investigadas, y con tratamientos de modificación (Sr) y refinación de grano (Ti) en la fase líquida, con el propósito de ver el efecto que se tiene en las propiedades mecánicas en condiciones de colada y limitándose a relacionar la microestructura y la macroestructura con las propiedades tensiles y la dureza, apoyándose en el uso de herramientas del análisis térmico.



## ***OBJETIVOS***

El objetivo principal de esta tesis, es estudiar el efecto que tiene la adición de Cu, Mg y Ni sobre la microestructura y macroestructura en la aleación A356 con contenidos mayores a los nominales, en conjunto con los tratamientos de modificación (Sr) y refinación de grano (Ti), en condiciones de colada en molde de arena en verde. Finalmente en base a las características estructurales explicar la variación en las propiedades tensiles y la dureza.

Para cumplir con el objetivo principal de este trabajo se definieron los siguientes objetivos particulares:

1. Fabricar las aleaciones complejas y colarlas en moldes de arena en verde.
2. Realizar el análisis metalográfico de las aleaciones experimentales obtenidas: fases precipitadas, nivel de modificación, tamaño de grano y % de porosidad.
3. Relacionar los parámetros de solidificación con la eficiencia de refinación de grano y el nivel de modificación obtenido en las aleaciones experimentales.
4. Evaluar las propiedades tensiles y la dureza.
5. Relacionar la estructura con la variación en propiedades mecánicas.
6. Comparar los resultados experimentales con los predichos por el software THERMOCALC.



## ***HIPOTESIS***

La adición de Ni, Mg y Cu a la aleación A356, origina la precipitación de fases, que afectan sus propiedades tensiles y su dureza en condiciones de colada en molde de arena en verde. Los tratamientos en fase líquida de modificación con Sr, y de refinación con Ti, ocasionaran mejoras adicionales en la calidad microestructural, (morfología de los microconstituyentes y tamaño de grano final) mejorando las propiedades tensiles y la dureza.





## ***CAPITULO I***

### ***GENERALIDADES***

Las siguientes secciones tienen por objetivo presentar los fundamentos teóricos en los que se basa esta tesis experimental.

#### ***1.1 ALEACIONES DE ALUMINIO Y ALEANTES PRINCIPALES***

Las características del aluminio puro en condiciones de colada son relativamente pobres, por lo que la adición de elementos de aleación mejora tanto las propiedades mecánicas como sus características de fundición, resistencia a la corrosión y algunas propiedades tecnológicas: soldabilidad, maquinado, etc.

Los aleantes más importantes del aluminio son el cobre, el magnesio, el silicio, en menor importancia el níquel, el zinc y el cromo. Sin embargo también se tiene la presencia de impurezas asociadas a los procesos de fundición de las aleaciones base aluminio como son el hierro, el manganeso, entre otras. A continuación se describen los efectos más sobresalientes de estos elementos de aleación involucrados en esta tesis.

#### **Cobre (Cu)**

Incrementa la resistencia y la dureza de la aleación, ya sea con o sin tratamiento térmico, hace a las aleaciones tratables térmicamente, reduce contracciones internas e imparte maquinabilidad, tiende a reducir fluidez e incrementar las grietas en caliente. En general el cobre afecta la resistencia a la corrosión, siendo esta mínima, en porcentajes de 0.3% al 1% y en cantidades mayores la aleación tiende a una severa corrosión por reacciones galvánicas, sobre todo en piezas expuestas a sales atmosféricas, humedad y óxidos.



## CAPITULO I

---

### **Magnesio (Mg)**

Incrementa la resistencia a la tensión, la resistencia a la corrosión en atmósferas marinas, la maquinabilidad y la dureza. Además dadas sus características de solubilidad en estado sólido hace a las aleaciones susceptibles al tratamiento térmico. En porcentajes menores del 8% reacciona al tratamiento térmico siempre y cuando se encuentre en combinación con el silicio, cobre o con ambos elementos. Su presencia en las aleaciones de aluminio, tiende a que estas formen mucha escoria y óxidos, dificultando su colada, debido a que se reduce la fluidez.

### **Silicio (Si)**

Hace descender el punto de fusión, incrementa la dureza, mejora la fluidez al aluminio fundido, reduce contracciones externas y grietas en la pieza terminada, reduce el coeficiente de expansión y ayuda a la soldabilidad. En combinación con el magnesio, produce aleaciones tratables térmicamente, con una buena ductilidad y resistencia a la corrosión. En contenidos superiores al 4 % afecta la maquinabilidad.

### **Níquel (Ni)**

Imparte estabilidad dimensional y resistencia a la aleación para piezas que trabajarán a elevadas temperaturas. Sin embargo, reduce severamente la ductilidad. Se usa siempre en combinación con otros elementos y en un porcentaje no mayor del 5% ya que produce una elevada tendencia a la contracción durante la solidificación.

### **Hierro (Fe)**

Es la impureza más común encontrada en las aleaciones comerciales de fundición. Mejora en algunas aleaciones la resistencia a la tensión y en ocasiones se utiliza para reducir la contracción, arriba del 0.8% en aleaciones con silicio tiende a aumentar el tamaño de grano, generando una estructura que afecta gravemente las propiedades mecánicas de las piezas.



## CAPITULO I

---

### **Manganeso (Mn)**

Actúa como ligero refinador de grano que ayuda a reducir la contracción. Incrementa poco la resistencia tensil y la resistencia a la corrosión. Cuando se adicionan en aleaciones que contienen cobre y silicio, imparte a las piezas resistencia mecánica a elevadas temperaturas. Debe ser controlada en su combinación con el hierro ya que puede formar partículas o fases grandes de los componentes primarios que afectan la resistencia mecánica de la aleación. Se recomienda contenidos máximos de 0.4% de Mn para contrarrestar contenidos iguales o superiores al 0.8 % Fe presente en la aleación, la cantidad de Mn es siempre la mitad del contenido del Fe. En concentraciones hasta del 0.7% en aleaciones de fundición, incrementa la dureza y disminuye la ductilidad.

### **Titanio (Ti)**

Se usa como refinador de grano en contenidos de 0.10 a 0.25%. Para piezas coladas en molde de arena, el grano fino ayuda a mejorar las propiedades mecánicas. La presencia de titanio hace que en las fundiciones disminuyan la conductividad térmica, pero mejora su resistencia tensil y ductilidad. Actualmente para mejorar su respuesta a la refinación de grano se utiliza en combinación con el boro.

### **Boro (B)**

Es un potente refinador de grano, además no afecta la conductividad eléctrica. Cuando es usado en combinación con el titanio, actúa como refinador permanente es decir la refinación se mantiene en subsecuentes fusiones de las aleaciones de aluminio. Se recomienda controlar su contenido en un máximo del 0.01%.

### **Estroncio (Sr)**

Se utiliza para cambiar el silicio acicular a morfologías globulares fibrosas y mejorar las propiedades mecánicas como la resistencia y el % de elongación. El Sr se recomiendan adiciones entre 0.01 y 0.04 % dependiendo del contenido de Si en la aleación.



## CAPITULO I

### 1.2 ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO

Las aleaciones de Al-Si son de gran aplicación por sus excelentes propiedades de fundición, su resistencia a la corrosión y sus propiedades mecánicas.

En el continente americano las aleaciones Al-Si representan entre el 80 y el 90 % del total de la producción de piezas coladas base Al. Dentro de esta familia de aleaciones destacan las citadas en la *TABLA 1.1*.

*Tabla 1.1 Composición promedio de las aleaciones Al-Si de mayor aplicación industrial (AFS, 1990).*

Aleación	Método <sup>b</sup>	ELEMENTO ALEANTE (% Peso) <sup>a</sup>					
		Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319	S, P	6	3.5	<0.1	<1.0	<1.0	
332	P	9.5	3	1	1.2	1	
355	S, P	5	1.25	0.5	<0.06	<0.35	
A356.0	S, P	7	<0.20	0.35	<0.2	<0.1	
A357.0	S, P	7	<0.20	0.55	<0.2	<0.1	0.05Be
380	D	8.5	3.5	<0.1	<1.3	<3.0	
383	D	10	2.5	0.1	1.3	3	0.15 Sn
384	D	11	2	<0.3	<1.3	<3.0	0.35 Sn
390	D	17	4.5	0.55	<1.3	<0.1	<0.1 Mg
413	D	12	<0.1	<0.1	<2.0		
443	S, P	5.25	<0.3	<0.02	<0.08	<0.5	

(a) Remanente: Aluminio y otras impurezas, (b) S colada en molde de arena, P colada en molde permanente, D colada a presión.

El diagrama del sistema Al-Si, es un sistema de reacción eutéctica simple, *FIGURA 1.1*, con una fase de muy baja solución sólida, la  $\alpha(\text{Al})$  y una prácticamente insoluble que es el Si.

La máxima solubilidad de Si en Al es de  $1.5 \pm 0.1\%$  atm. a la temperatura eutéctica ( $577^\circ\text{C}$ ), la solubilidad decrece hasta  $0.005\%$  atm. a  $300^\circ\text{C}$ . La solubilidad máxima de Al en Si es de  $0.016 \pm 0.003\%$  atm. a  $1190^\circ\text{C}$ , haciéndose prácticamente insoluble debajo de esta temperatura.



## CAPITULO I

La microestructura de las aleaciones Al-Si depende fuertemente de tres factores:

- La composición química
- Procesos de fundición (velocidad de enfriamiento)
- Tratamiento aplicado a la aleación en fase líquida.

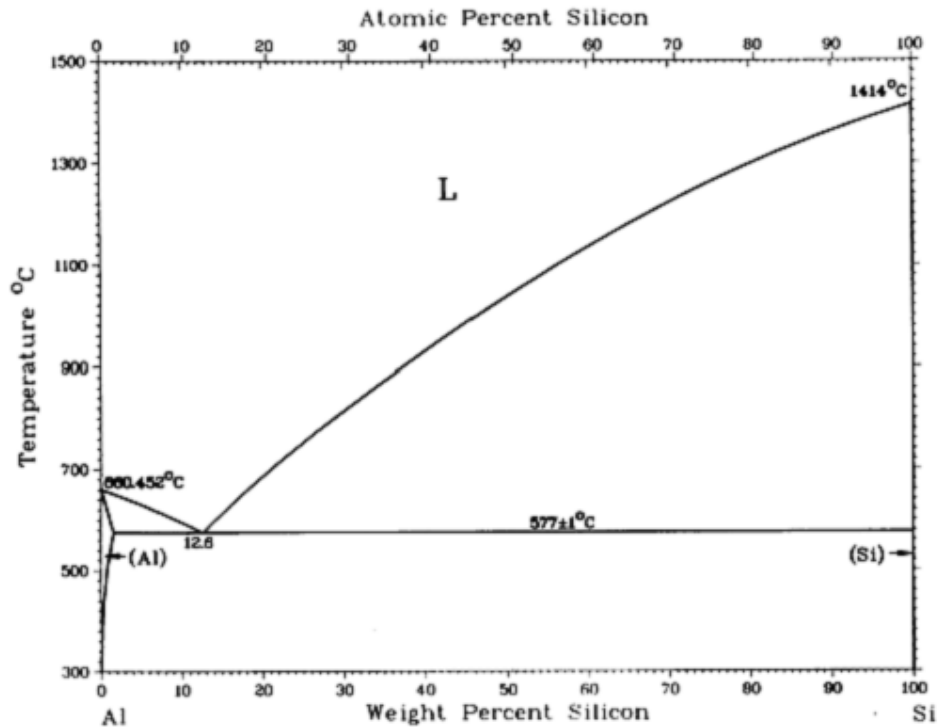


FIGURA 1.1.- Diagrama de fases Al-Si.

### 1.2.1 VELOCIDAD DE SOLIDIFICACIÓN (PROCESO DE FUNDICIÓN)

Velocidades de enfriamiento rápidas como las obtenidas por colada a presión originan una estructura eutética fina, dendritas con espaciamentos pequeños y también de grano pequeño. Velocidades de enfriamiento lento como las promovidas por moldes de arena, producen estructura eutética acircular más gruesa, con espaciamento interdendritico secundarios (DAS) y tamaños de grano mayores, por tal motivo en este caso es común el uso de modificadores del silicio de la fase eutética como lo son el



## CAPITULO I

---

estroncio y el sodio, con el objeto de fomentar la formación de una fase fina de silicio en el eutéctico Al-Si, condición generalmente aplicable a las aleaciones hipoeutécticas. Para las aleaciones coladas en molde de arena en las cuales el tamaño de grano puede ser relativamente grande, también es recomendable el tratamiento de refinación de grano con Ti o Ti-B. En general el tamaño de grano para velocidades de solidificación lentas que se asocia a moldes aislantes como son los de arena en verde esta regida por la lenta velocidad de extracción de calor y la cantidad de centros de nucleación que se forman precisamente durante la solidificación, los embriones formados pueden re-disolverse por fluctuaciones térmicas durante este proceso por lo que la disponibilidad de núcleos es baja promoviendo granos gruesos en la estructura final.

### ***1.2.2 MODIFICACION EN ALEACIONES Al-Si HIPOEUTECTICAS***

En aleaciones Al-Si sin modificar los cristales de silicio en la mezcla eutéctica crecen de una manera facetada. El crecimiento en ciertas direcciones cristalográficas es favorecido y algunos planos gemelos forman los llamados “bordes re-entrantes” que parecen ser especialmente efectivos en promover el crecimiento, *FIGURA 1.2*. El mecanismo de crecimiento es conocido como “TPRE” proveniente del inglés “Twin Plane Reentrant Edge”[13].

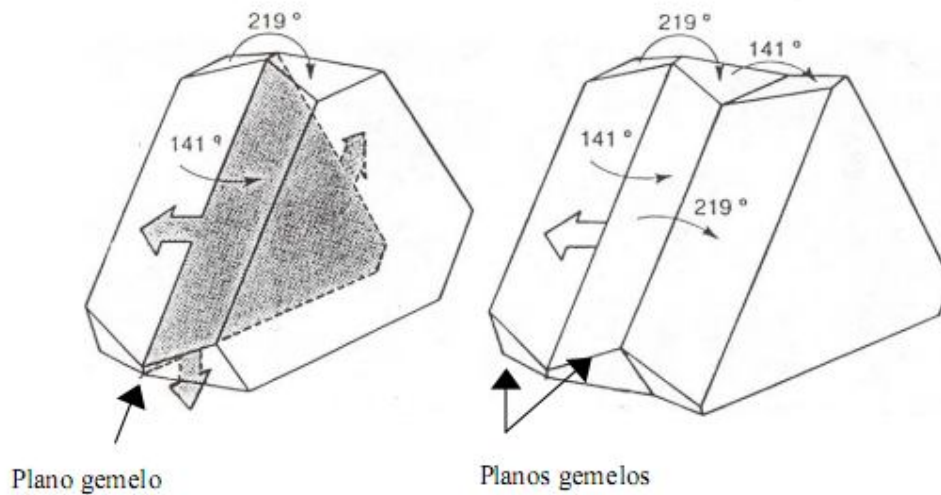
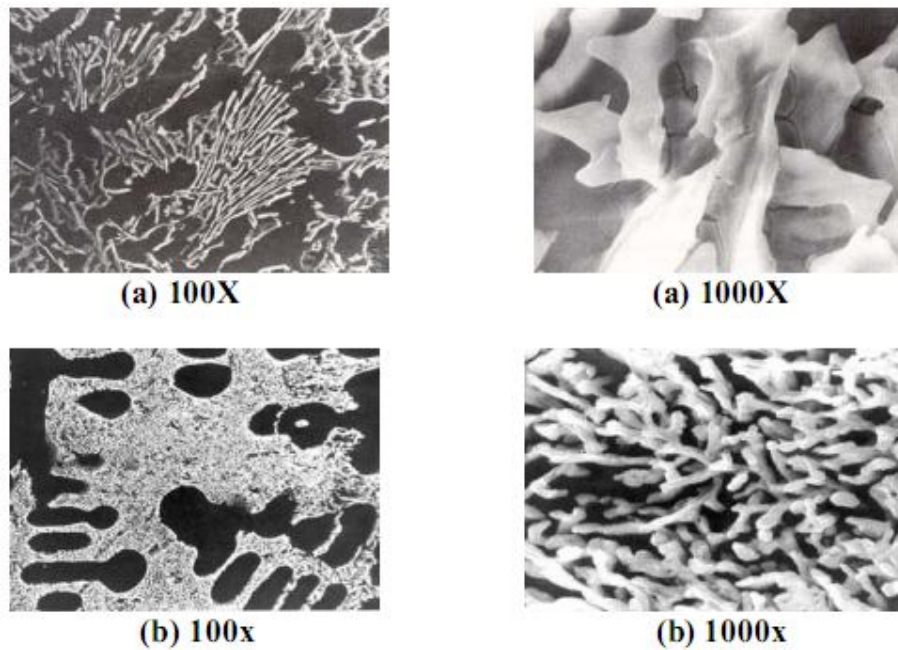


FIGURA 1.2.- Posición de planos gemelos y borde re-entrante durante el crecimiento de un cristal de silicio [13].

En experimentos de solidificación direccional, se ha demostrado que los cristales de silicio se forman delante de la fase de aluminio y la morfología de los cristales de silicio crece en forma de abanico. Dicha morfología, consiste de agujas de silicio, las cuales se derivan de los distintos sitios de nucleación. Este tipo de estructura eutéctica da como resultados propiedades mecánicas pobres en las piezas fundidas y el material es frágil.

Se ha reportado (Gruzleski J.E., 1990 [2]) que la modificación química con sodio o estroncio, cambia fuertemente la morfología de la fase eutéctica Al-Si de acircular a globular-fibrosa, FIGURA 1.3.



*FIGURA 1.3.- Cristales de silicio en una aleación A356 a) sin modificar y b) modificada [1], obtenida mediante microscopia electrónica de barrido.*

### **1.2.2.1 PRINCIPALES FACTORES QUE AFECTAN LA MODIFICACIÓN**

En términos generales, son cinco factores los cuales interactúan y determinan la modificación del Si eutéctico en las aleaciones hipoeutécticas Al-Si.

- 1) *Tipo de modificador usado:* el estroncio (Sr) y sodio (Na) son comúnmente usados para modificar el Si eutéctico y son capaces de producir un rango completo de microestructuras, es decir desde la estructura mal modificada (silicio en forma de placas) hasta una estructura sobremodificada (silicio en una mezcla de partículas gruesas y finas).
- 2) *Contenido de Si en la aleación:* a concentraciones más altas de silicio se requieren cantidades más grandes de modificador para producir una





modificación completa. Un incremento de hasta 50 % en la cantidad de estroncio necesario, es observado cuando el nivel de silicio es cambiado de 7% a 11%.

- 3) *Cantidad de modificador:* estudios realizados por L. Backerud y colaboradores [1], para obtener estructuras bien modificadas en aleaciones de aluminio 356, se recomiendan niveles entre 0.010 y 0.020% Sr para alcanzar una buena modificación.

Por otro lado R. DasGupta y colaboradores[3], nos indican que para obtener estructuras bien modificadas en aleaciones de aluminio 356, sugieren niveles entre 0.005 y 0.010% Sr para alcanzar un buen nivel de modificación.

E.N Pan y colaboradores [4], consideran que niveles entre 0.005 y 0.015 % Sr debe ser suficiente para fundiciones en molde permanente de sección delgada, mientras que 0.015-0.030% Sr es requerido para alcanzar modificación completa en piezas de fundición grandes hechas en arena y con velocidades de enfriamiento lentas, estos resultados fueron obtenidos también con una aleación A356.

- 4) *Impurezas presentes en el baño:* uno de los elementos que más influyen en el grado de modificación de una aleación de aluminio, es el fósforo (P), el cual esta presente en las aleaciones debido al contacto con el refractarios, herramental de trabajo, ciertos elementos aleantes, aditivos de tratamiento en fase líquida de la aleación, etc. En términos generales interfiere con los modificadores: Na y Sr. Generalmente las aleaciones con niveles de fósforo alto requieren concentraciones de modificador más grandes para producir una estructura modificada aceptable.



- 5) *Velocidad de solidificación*: las velocidades altas de solidificación ayudan al proceso de solidificación, por lo que en los procesos de molde permanente, se requieren niveles bajos de modificadores. Por otro lado, en los procesos de fundición a presión, generalmente no se utiliza la modificación, ya que las piezas producidas solidifican rápidamente y producen estructuras bastante finas; a este fenómeno se le llama modificación térmica.

Dependiendo de las condiciones de trabajo, tales como: temperatura del baño líquido, tiempo de retención del baño líquido y nivel de Sr presente, el poder de modificación puede decaer o disminuir debido a la excesiva afinidad por el oxígeno que tienen los elementos modificadores.

Niveles de Sr más altos que el necesario para producir una microestructura completamente modificada ejercen un efecto perjudicial en las propiedades de la aleación. Según Gruzleski J.E., 1990 [2], dos fenómenos distintos son asociados con la sobremodificación. El primero, es un engrosamiento de la estructura del silicio, la cual también es conocida como una reversión del silicio fibroso fino a forma de placas interconectadas gruesas. En la *FIGURA 1.4*, se muestra la microestructura de una aleación A356 tratada con 0.035% y con 0.115% de Sr. El silicio en forma de placas gruesas cuando el nivel de Sr es alto se muestra en la *FIGURA 1.4 b*. Este efecto ha sido poco estudiado y las razones de su ocurrencia son aun desconocidas. El segundo fenómeno, es la aparición de partículas intermetálicas  $Al_2Si_2Sr$ , *FIGURA 1.5*.

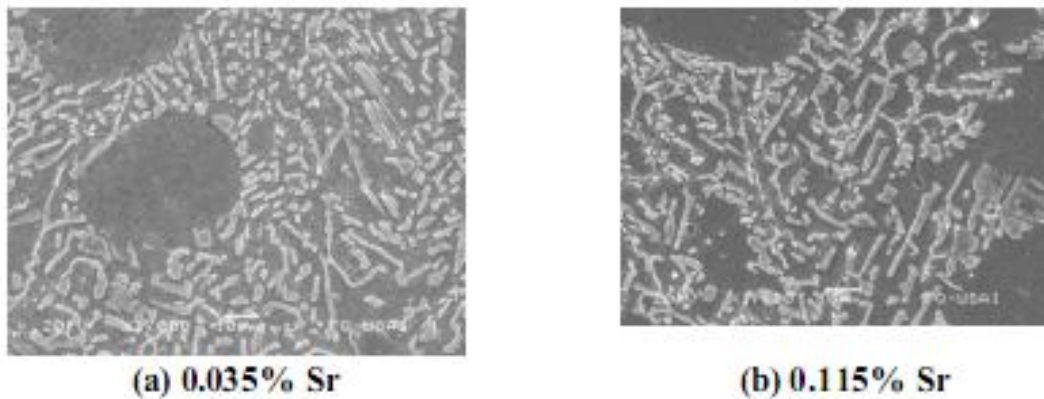


FIGURA 1.4.- Imágenes obtenidas con microscopio electrónico de una aleación A356.

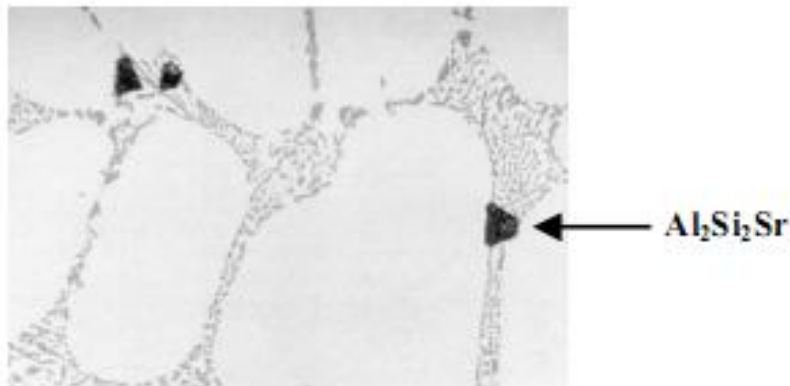


FIGURA 1.5.-Intermetálico  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  precipitados por la sobremodificación con 0.09% Sr en una aleación A356, 560X [1].

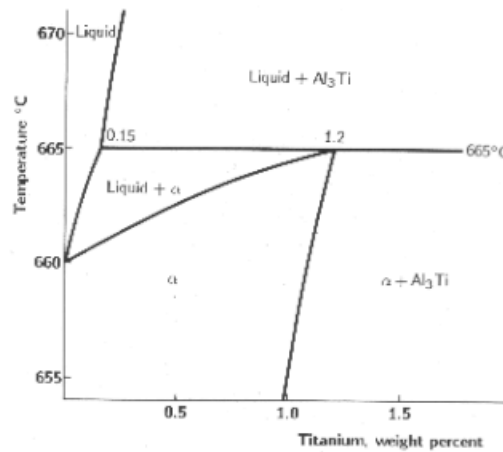
### 1.2.3 REFINACIÓN DE GRANO DE ALEACIONES Al-Si

Es bien conocido el hecho de que 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, que conducen generalmente a una mejora en sus propiedades tensiles.



## CAPITULO I

Una condición de crecimiento de grano más favorable, se puede obtener mediante la adición de partículas nucleantes que contribuyan a una reacción peritética. Tal reacción sucede en el sistema Aluminio-Titanio, una porción del diagrama de fase se presenta en la *FIGURA 1.6*. La reacción peritética ocurre a una temperatura de 665 °C y a una composición de 0.15 % wt de Ti.



*FIGURA 1.6. Diagrama de fase Al-Ti.*

La adición de partículas de aluminuro de titanio ( $\text{TiAl}_3$ ) permite que ocurra la reacción y transformación peritética en aluminio líquido. Si se adiciona una gran cantidad de partículas  $\text{TiAl}_3$  con composición inferior a la peritética (0.15 % wt de Ti), las partículas comenzarán a disolverse. En caso contrario, el aluminio líquido rodeará las partículas que llegan a enriquecerse de titanio. 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 Aluminio-Titanio. La norma AA (Aluminium Association) indica que el % en peso de Ti no debe de exceder el 0.25%, debido a que se corre el riesgo de generar intermetálicos que no sean benéficos para las propiedades mecánicas de la aleación



### 1.2.3.1 PARAMETROS QUE AFECTAN A LA REFINACION DE GRANO

Los parámetros más significativos que afectan la refinación de grano son los siguientes:

1) *Tipos de refinador.*- Existen diferentes tipos de refinadores y estos van a depender del uso y el tamaño de grano que se desea obtener. Se halla refinadores temporales que consiste básicamente de sales de Ti ( $K_2TiF_6$ ), Aleaciones maestras Al-Ti las cuales contienen partículas de  $TiAl_3$  y los permanentes que son mezclas de Ti y B ya sea en forma de sal ( $K_2TiF_6$ ,  $KBF_4$ ,  $K_2ZrF_6$ ) o Aleaciones maestras: Al-5Ti-1B, Al-5Ti-0.2B.

En la FIGURA 1.7 se muestra el grado de refinamiento que tienen estos tres tipos de refinadores, así como también se puede apreciar el efecto del tiempo de residencia sobre el decaimiento del poder refinante.

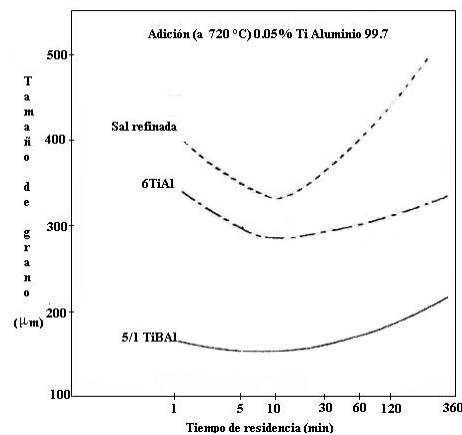


FIGURA 1.7.- Tipos de refinador, a) Sal refinadora, b)Al-Ti, c) Al-Ti-B.

2) *Tiempo de residencia.*- Es el tiempo que permanece el baño líquido a una cierta temperatura antes de proceder a la etapa de colada, a largos tiempos de permanencia el poder de refinamiento se pierde gradualmente, este efecto se observa en la FIGURA 1.7.

En la FIGURA 1.8 se describe de manera general las etapas en las cuales se activa el proceso de refinación de grano, en la FIGURA 1.8 el tiempo óptimo de contacto es el



## CAPITULO I

punto donde el refinador alcanza el máximo poder refinante y después de este tiempo se empieza a notar el decaimiento del tamaño de grano

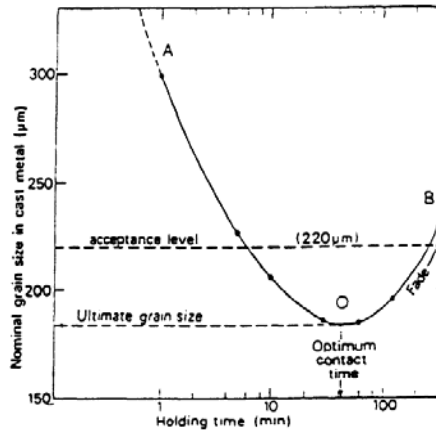


FIGURA 1.8.- Efecto del tiempo de residencia de un refinador vs. el tamaño de grano.

El decaimiento puede deberse a la disolución de sitios de nucleación y/o a su asentamiento o flotación de acuerdo a su alta o baja densidad con respecto a la fusión, así como a fenómenos de oxidación por efecto de la temperatura y presencia de oxígeno.

4) *Tipo de aleación.* Cuando una aleación de aluminio contiene ciertos elementos aleantes tales como Cr, Zr, Li y altas cantidades de silicio se observa que al ser refinado por medio de una aleación maestra de Al-5Ti-1B en niveles de adición 0.01% Ti, únicamente el refinamiento de grano es parcial o existe una completa ausencia de refinamiento de grano, lo cual no ocurriría con la ausencia de tales elementos. Lo anterior es llamado efecto de envenenamiento.

La refinación de grano ejerce influencia sobre ciertas propiedades de las aleaciones Al-Si hipoeutécticas en condiciones de colada, especialmente en la fractura en caliente, la porosidad y la distribución de los microrechupes. En general, propiedades como la resistencia a la tensión y la elongación, son generalmente mejoradas con la refinación de grano (Grulezki J.E, 1990[2]). Esto se debe habitualmente a que se mejora la



## CAPITULO I

---

distribución de la porosidad. Sin embargo, para las aleaciones que poseen cantidades significativas de fases eutéctica, como las aleaciones Al-Si con contenidos iguales o superiores al 9 % Si, el incremento o mejora de sus propiedades mecánicas depende en mucho menor grado del tamaño de grano, debido a la fracción de fase eutéctica asociada al contenido de silicio. 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 es más importante la aplicación del tratamiento de modificación que el de refinamiento de grano.

### ***1.2.4 PROPIEDADES Y APLICACIONES DE LAS ALEACIONES Al-Si***

Las propiedades de este tipo de aleaciones son amplias y variadas, entre las que destacan el uso en componentes automotrices y de aeronáutica, componentes para bombas, componentes para maquinaria, etc. Para los casos específicos de la aleación A356 y A357, estas aleaciones son muy atractivas para componentes automotrices y de aeronáutica, ejemplos específicos son los rines de automóvil los cuales en condiciones de modificación con Sr o Na alcanzan niveles muy superiores de resistencia y ductilidad respecto a las no modificadas.

El gran campo de aplicación industrial de las aleaciones A356 y A357, se debe entre muchas razones a que tiene excelentes características de respuesta al tratamiento térmico, propiedades de fundición y propiedades metalúrgicas. La variedad de tratamientos a que es susceptible, hace que sus propiedades mecánicas se puedan controlar en un rango amplio de acuerdo a las necesidades particulares de la aplicación. Algunas de las propiedades típicas de estas aleaciones en diferentes condiciones se presentan en la *TABLA 1.2*. Entre otras propiedades metalúrgicas y de fundición



## CAPITULO I

destacan, su excelente fluidez, resistencia a la fractura en caliente y resistencia a la contracción durante la solidificación.

Tabla 1.2. Propiedades típicas de aleación A356, en diferentes condiciones.[12]

Condición	R. Tracción (Ksi)	R. Cedencia (Ksi)(0.2%)	Elongación (%)	R. al corte (Ksi)	R. Compres. (Ksi)	HBN (500Kg, 10mm.)	Limite de Resist. (Ksi)
Arena-F	24	18	6	----	----	----	----
Arena-T51	25	20	2	20	21	60	8
Arena-T6	33	24	3.5	26	25	70	8.5
Arena-T7	34	30	2	24	31	75	9
Arena T71	28	31	3.5	20	22	60	8.5
PM-F	26	18	5	----	----	----	----
PM-T51	27	20	2	----	----	----	----
PM-T6	38	27	5	30	27	80	13
PM-T7	32	24	6	25	24	70	11

PM= molde permanente

Para el caso de aleaciones modificadas con Na o Sr, se tienen las siguientes propiedades TABLA 1.3 [5], que establecen la relación morfológica del Si del eutéctico con sus propiedades mecánicas.

Tabla 1.3. Propiedades mecánicas de la aleación A356, tratadas con diferentes modificadores.

Modificador	Estructura	De colada		Tratado térmicamente*		
		UTS (Mpa)	E(%)	UTS (Mpa)	E(%)	Q(Mpa)
Ninguno	Acircular	180	6.8	304	11.8	465
Sodio	Fibroso	195	16.4	292	15.1	469
Estroncio	Fibroso	196	15.9	301	14.4	475
Antimonio	Laminar	201	11.9	293	16.5	475

\*Tratamiento de solución a 540°C por 10 hrs., enfriamiento rápido, envejecido por 6 hrs. A 160°C





### 1.3 ALEACIONES Al-Cu

La adición de cobre aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos.

En la FIGURA 1.9 se presenta el diagrama de equilibrio de las aleaciones binarias Al-Cu y se observa que existe un punto eutéctico a 548°C y a una composición del 33% en cobre. En este punto se tiene en equilibrio una solución sólida de aluminio (fase  $\alpha$ ) y un intermetálico  $\text{CuAl}_2$ . En el diagrama de equilibrio también se puede ver que la solubilidad del cobre en la fase  $\alpha$  varía con la temperatura: es máxima a la temperatura del eutéctico (5.7%) y presenta valores del 0.1-0.2% a los 250°C. Esta diferencia de solubilidad es la que permite que estas aleaciones sean susceptibles de ser tratadas térmicamente.

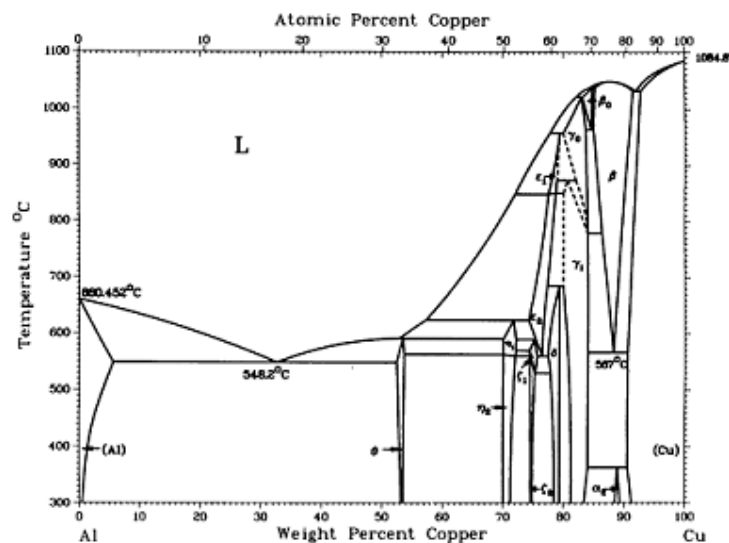


FIGURA 1.9 Diagrama de fases Al-Cu



## CAPITULO I

---

Las aleaciones de aluminio y cobre tienen la tendencia a hacerse quebradizas en caliente y a contraerse, lo cual disminuye según se aumenta el contenido de cobre, pero el uso de una buena técnica en la fundición generalmente elimina esta desventaja.

En general, las aleaciones más utilizadas industrialmente son las que presentan una concentración de cobre entre 4 y 6%, ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos térmicos de endurecimiento.

### ***1.4 ALEACIONES Al-Mg***

En general, estas aleaciones contienen magnesio en proporciones inferiores al 10%. El magnesio va asociado a otros elementos como el cobre, silicio, cinc, etc., es decir, formando aleaciones ternarias, en las que el magnesio se encuentra en proporciones del 0.1 al 1%.

Desde el punto de vista del diagrama de equilibrio binario del sistema Al-Mg (*FIGURA 1.10*), en la parte rica en Al, ésta presenta una solución sólida de Mg en Al, con un máximo de solubilidad de 18.9% atm. a una temperatura eutéctica de 450°C reduciéndose a 1.2% atm. a 100°C. Otro punto importante es la presencia del compuesto intermetálico  $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ , el cual se precipita entre 38.5 y 40.3% atm. de Mg. Un detalle del sistema Al-Mg, en la zona rica en Al, puede observarse en la *FIGURA 1.10*.

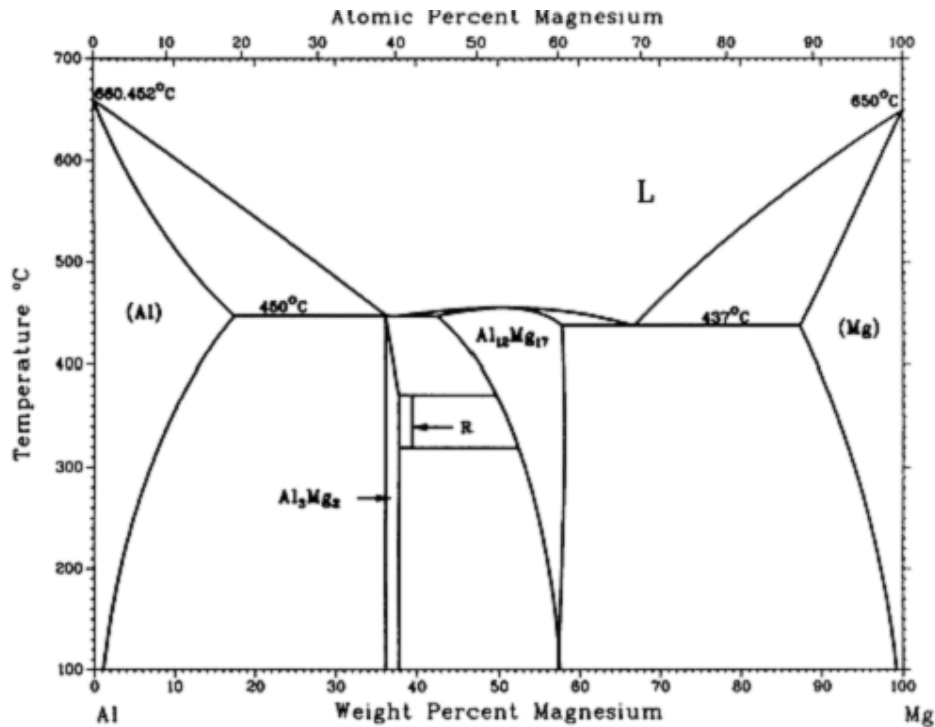


FIGURA 1.10 Diagrama Al-Mg

Las aleaciones Al-Mg, son más ligeras que el propio aluminio, ya que la densidad del Mg es de 1.74 gr./cm<sup>3</sup>. Poseen buenas propiedades mecánicas, se mecanizan con facilidad y tienen buena resistencia a la corrosión.

### 1.5 ALEACIONES Al-Ni

Ciertas cantidades de Ni promueven fundamentalmente la precipitación interdendrítica del intermetálico NiAl y NiAl<sub>3</sub>, con morfologías gruesas y masivas, que mejoran la dureza y resistencia del material a altas temperaturas, sin embargo acarrear fuertes problemas de fragilidad y baja resistencia.

El níquel y cromo, además de endurecer la aleación, mejora su resistencia a la corrosión. Los puntos eutécticos de las aleaciones de aluminio con estos elementos



## CAPITULO I

---

están por debajo de la proporción del 1%. Además, en general, pasado el punto eutéctico, la temperatura de iniciación de la solidificación asciende rápidamente.

Por todo esto, ninguno de estos elementos citados forma parte de las aleaciones en proporciones superiores al 1%.

### ***1.6 ALEACIONES Al-Si-Mg***

La aleación A356 en su composición química nominal contiene niveles del orden de 0.35% de Mg en peso, presentando una estructura típica de la aleación Al-Si hipoeutéctica. Cuando el nivel de Mg se incrementa a niveles del orden de 0.55% en peso, la estructura acircular del eutéctico Al-Si sin modificar, se presenta de forma más fina.

Cuando a esta aleación se le agrega Sr como agente modificador en niveles del 0.015%, se presenta una adecuada modificación de su estructura. En el caso de alcanzar niveles de Mg superiores al 0.65% y en presencia de niveles de hierro del orden de 0.4% en peso, se puede formar la fase intermetálica  $Al_8FeMg_3Si_6$ , la cual es difícil de disolver durante el tratamiento térmico de solución a 540°C.

### ***1.7 ALEACIONES Al-Si-Cu***

Cuando se adiciona a la aleación base Al-7Si solamente cobre, este promueve la formación y precipitación del intermetálico  $CuAl_2$ , la cantidad presente de esta fase es función de la cantidad de cobre adicionado.

Una característica importante de esta fase es su morfología, la cual tiene forma de bloques precipitados en las regiones interdendríticas en conjunto con el eutéctico Al-Si. Cuando se trata con pequeñas adiciones de Sr (0.02% en peso), la morfología del Si de



## CAPITULO I

la fase eutéctica Al-Si y también la del intermetálico  $\text{CuAl}_2$  son cambiadas drásticamente, el Si pasa de forma acicular a globular fibroso. Mientras que el  $\text{CuAl}_2$  de bloques a globular, esto se interpreta como mejores propiedades mecánicas.

La figura 1.4 muestra las sección rica en Al del diagrama de equilibrio Al-Mg<sub>2</sub>Si, la tabla 1.4 muestra las fases, temperaturas y rango de temperatura a los cuales se forma. Adicionalmente la figura 1.5 muestra las reacciones del sistema Al-Si-Mg.

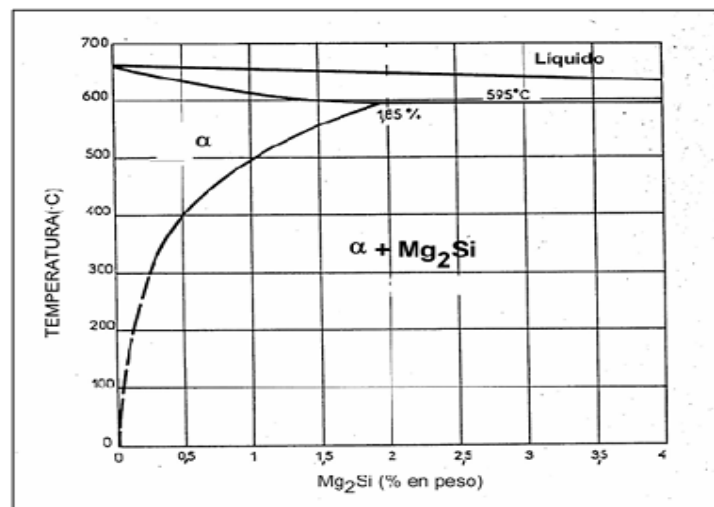


FIGURA 1.11 Diagrama de equilibrio Al-Mg<sub>2</sub>Si

Tabla 1.4. Principales fases sólidas de aleaciones ternarias Al-Si-Mg.

FASE	Rango de temperatura (°C)
(Mg)	<650
(Al)	<660.45
(Si)	<1414
$\beta, \text{Mg}_2\text{Al}_3$	<453
$\epsilon, \text{Mg}_{23}\text{Al}_{30}$	450-428
$\xi, \text{Mg}_{48}\text{Al}_{52}$	452-410
$\gamma, \text{Mg}_{17}\text{Al}_{52}$	<460
$\text{Mg}_2\text{Si}$	<1065



Tabla 1.5. Principales reacciones en el equilibrio invariante (Aleaciones Al-Si-Mg)

T(°C)	Reacción	Fases	Composición (% atm)		
			Al	Mg	Si
587	L→(Al)+Mg <sub>2</sub> Si	L	84.5	11	4.5
		(Al)	97.6	2.9	0.4
		Mg <sub>2</sub> Si	---	66.7	33.3
557	L→(Al)+(Si)+Mg <sub>2</sub> Si	L	80.9	6.0	13.1
		(Al)	97.6	1	1.4
		(Si)	---	---	100
		Mg <sub>2</sub> Si	---	66.7	33.3
437	L→(Mg)+γ+Mg <sub>2</sub> Si	L	30.9	69.1	0.03
		(Mg)	11.5	88.5	0.0005
		Mg <sub>17</sub> Al <sub>22</sub>	39.7	60.3	---
		Mg <sub>2</sub> Si	---	66.7	33.3

### 1.8 ALEACIONES Al-Si-Ni

La presencia de Ni provoca la precipitación de una fase masiva localizada en las regiones interdendríticas, identificada como NiAl<sub>3</sub>, cuando estas muestras son tratadas con Sr la presencia de este elemento solo produce cambios morfológicos de acircular a fibroso del Si eutéctico, mientras que la morfología del intermetálico NiAl<sub>3</sub> permanece inalterada.

### 1.9 ALEACIONES Al-Si-Cu-Mg

Las aleaciones Al-Si-Cu-Mg son muy utilizadas en la industria automotriz por su alta relación resistencia/peso. Estas aleaciones tienen una resistencia media entre las aleaciones Al-Si y las Al-Cu, lo cual hace que sean útiles en aplicaciones donde la resistencia requerida no sea muy alta. El Si imparte elevada fluidez y el Cu aumenta la resistencia mecánica.



## CAPITULO I

---

El mecanismo por el cual la resistencia se incrementa es la formación de precipitados de tipo coherente con la matriz de Al. Para la aleación ternaria Al-Si-Cu el precipitado  $Al_2Cu$  es el encargado de aumentar la dureza, pero al adicionar Mg precipita el  $Mg_2Si$ , el cual junto con  $Al_2Cu$ , origina mayores aumentos en la dureza y la resistencia.

### ***1.10 EFECTO DEL HIERRO***

El hierro es la impureza mas común que pueden ser encontradas en las aleaciones base Al. Su solubilidad es alta en fase líquida (1.87 % a 665 °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.

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 mas comunes que se presentan según (Backerug L., 1990) son  $Al_5(Mn,Fe)_3Si_2$ ,  $AlFe_5Si$ , Si;  $Mg_2Si$ ,  $Al_8Mg_3FeSi_6$ .

### ***1.11 ANÁLISIS TÉRMICO***

Esta técnica es utilizada principalmente para establecer la relación con el tamaño de grano y el grado de modificación eutéctica a partir de la medición y control de algunos parámetros de solidificación. Las curvas de enfriamiento obtenidas mediante análisis térmico se generan registrando la variación de temperatura como una función del tiempo, mediante adquisidores de datos.



## CAPITULO I

---

### *Análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (CA-CCA)*

A pesar de que el uso de las curvas de enfriamiento data desde hace muchos años, hoy en día el uso de esta técnica ha cobrado auge debido al desarrollo y perfeccionamiento del equipo electrónico. Esta técnica consiste en registrar la temperatura de una muestra representativa de metal líquido, mientras se enfría desde un estado líquido, pasando por un proceso de solidificación, hasta llegar a un estado completamente sólido. La curva de enfriamiento es una gráfica de temperatura vs. tiempo, cuya forma dependerá de las fases que sean producidas durante el proceso de solidificación. Mediante el uso de la curva de enfriamiento y su primera derivada es posible determinar con precisión los parámetros térmicos o de solidificación que pueden ser correlacionados con la microestructura y posteriormente con las propiedades mecánicas de la pieza fabricada por fundición.

En la industria del aluminio, esta técnica se ha empleado principalmente como medida de control de los tratamientos de metal líquido en la refinación de grano y modificación del eutéctico Al-Si, así como en la medición del DAS, dado que los parámetros característicos cambian significativamente con la velocidad de enfriamiento o con la adición de agentes modificantes y refinantes.

#### ***1.11.1 PRINCIPIOS DEL ANÁLISIS TÉRMICO***

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 1.12a.*





## CAPITULO I

La solidificación inicia con la formación de la fase primaria sobre un rango de temperaturas y está asociada con un cambio de pendiente, puntos “ $\beta$ ” y “ $\delta$ ” en la FIGURA 1.12b; posteriormente se inicia la solidificación de la fase eutéctica, la cual se manifiesta en la curva de enfriamiento como una meseta. Finalmente al termina de solidificar la fase eutéctica (punto “ $\theta$ ”), la pendiente cambia nuevamente asociada al enfriamiento de la fase sólida. 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.

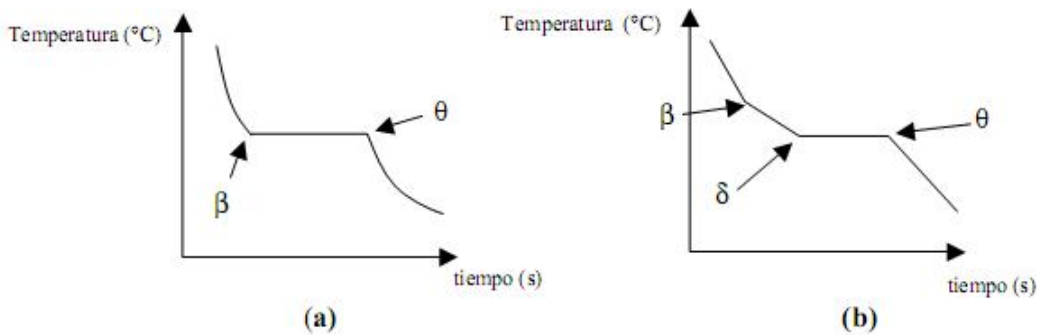


FIGURA 1.12.- Curvas de enfriamiento ideales a) aleación eutéctica y b) aleación hipo o hipereutéctica.

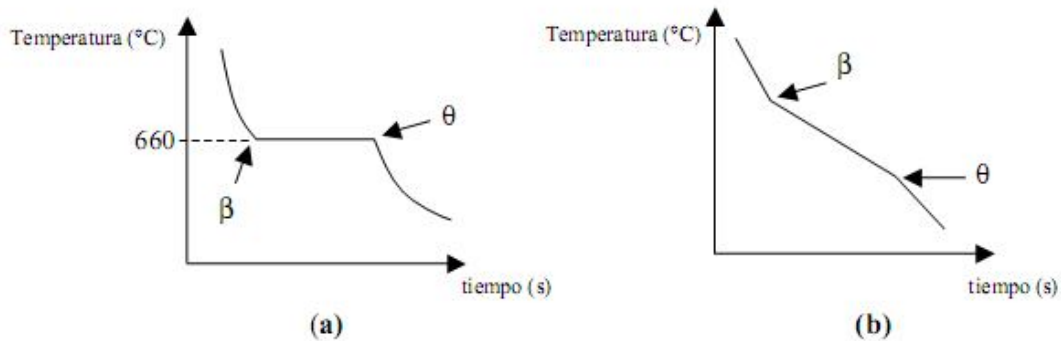
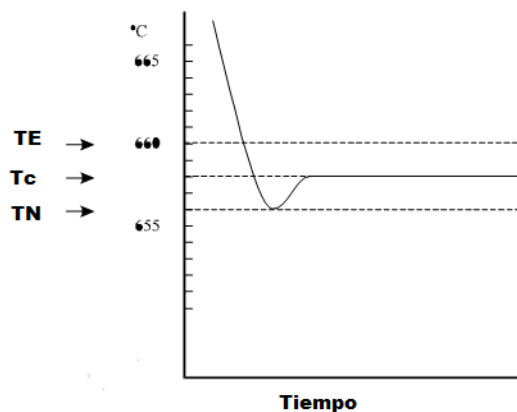


FIGURA 1.13.- Curvas de enfriamiento ideales para a) aluminio puro y b) aleación con solución sólida



**1.11.2 SOLIDIFICACIÓN PRIMARIA DEL ALUMINIO SIN AGENTES  
NUCLEANTES Y CON NUCLEANTES**

El Aluminio no empieza a solidificar inmediatamente a la temperatura de equilibrio (TE), 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 (TN), 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 (TC), 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 1.14* muestra la curva de enfriamiento para el aluminio puro.



*FIGURA 1.14. Curva de Enfriamiento para Aluminio Puro.*

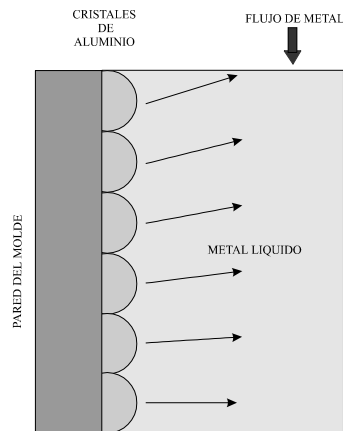
Para que la nucleación ocurra espontáneamente en aluminio puro, es necesario un subenfriamiento de 3 a 5 °C por debajo de la temperatura de equilibrio. Esto significa



## CAPITULO I

que después de la nucleación, la temperatura se incrementará cerca de  $2^{\circ}\text{C}$  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 1.15*.



*FIGURA 1.15. 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 (TC), y el calor restante es transferido a la pared del molde.

La *FIGURA 1.16* 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



## CAPITULO I

manera columnar sin nucleación adicional, resultando granos gruesos y alargados. Los granos columnares dan propiedades de colada indeseables en muchas aplicaciones.

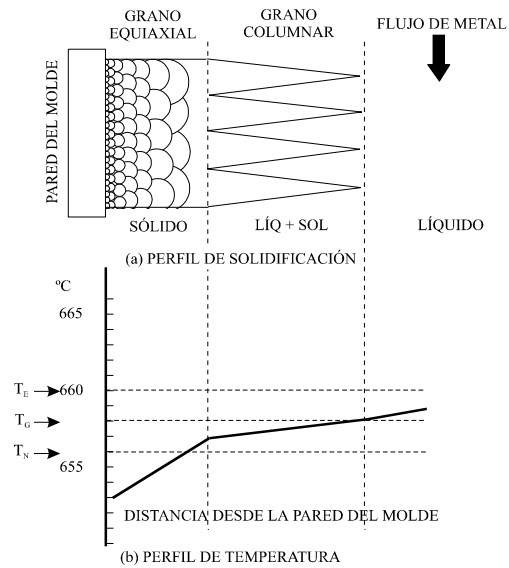


FIGURA 1.16. Perfiles de solidificación y temperatura para aluminio puro.

Sin la adición de partículas nucleantes, se requiere de un subenfriamiento de 4°C para que ocurra una nucleación espontánea. La adición de agentes nucleantes (refinadores de grano) reducen el subenfriamiento a 1°C o menos, mejorando la nucleación de aluminio y así se obtiene una estructura equiaxial de grano muy fino, lo cual provee propiedades homogéneas al material.

Con la adición de partículas nucleantes, la escala de temperatura y curva de enfriamiento pueden ser esquematizados como se muestra en la FIGURA 1.17.

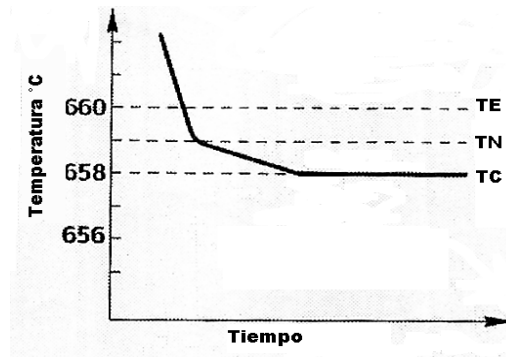


FIGURA 1.17 Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio con partículas nucleantes. La temperatura de nucleación (TN) ha sido incrementada y está por encima de la temperatura de crecimiento en estado estable (TC).

En la FIGURA 1.18 se representa esquemáticamente la nucleación, crecimiento de cristal y distribución de temperatura de aluminio con adición de agentes nucleantes.

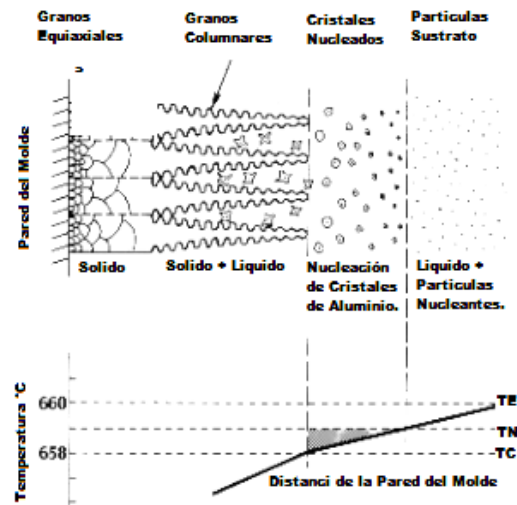


FIGURA 1.18. Perfiles de solidificación y temperatura de aluminio con partículas nucleantes adicionadas después de que la zona de grano columnar se ha formado.

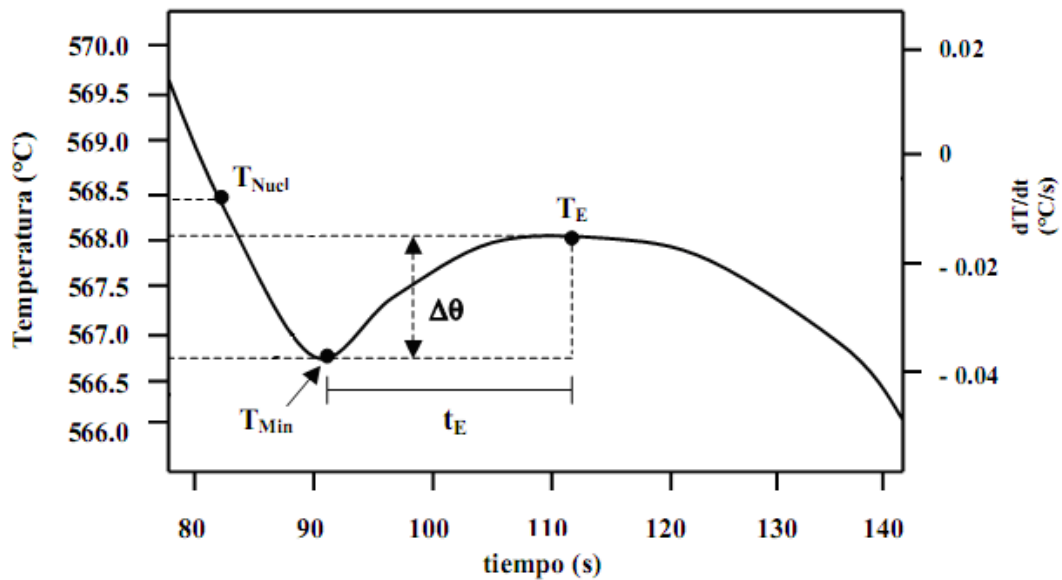


## CAPITULO I

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.

### 1.11.3 ANÁLISIS TÉRMICO DE LA REACCIÓN EUTÉCTICA

Los parámetros térmicos de la región eutética, permiten establecer una relación con el nivel de modificación, entre los cuales, los más importantes de acuerdo la bibliografía [1,3,6,7,8] se presentan en la *FIGURA 1.18*. Así mismo, es posible establecer la interpretación del cambio microestructural de la matriz provocado por la presencia de Sr.



*FIGURA 1.18.- Región eutética típica de una curva de enfriamiento [1,6].*

Los parámetros térmicos que se presentan en la *FIGURA 1.18* se definen a continuación:



## CAPITULO I

---

$T_{Nucl}$  = *Temperatura de nucleación eutéctica*: Es la temperatura donde los primeros cristales de Si nuclean y comienzan a crecer; es manifestado por un cambio de pendiente en la curva de enfriamiento y a su vez es el comienzo del pico eutéctico en la curva de primera derivada. Dicho cambio ocurre antes del mínimo en la curva de enfriamiento, indicando que la nucleación eutéctica y el inicio del crecimiento ocurren antes del mínimo.

$T_{Min}$  = *Temperatura mínima antes de la temperatura eutéctica*: es la temperatura a la cual los cristales de silicio recién nucleados junto con la fase  $\alpha$ -Al en la proporción eutéctica han crecido a tal magnitud que el calor latente evolucionado durante el proceso de crecimiento se iguala al flujo de calor liberado por la muestra. Esto depende de la velocidad de enfriamiento y de la capacidad calorífica del sistema.

- 1)  $T_E$  = *Temperatura de crecimiento eutéctico*: después de una posible recalcencia, durante la cual la liberación de calor latente supera la extracción de calor fuera del sistema.
- 2)  $\Delta\theta = T_E - T_{Min}$  = *Temperatura de recalcencia*: es la diferencia entre la temperatura de crecimiento eutéctico y la temperatura mínima
- 3)  $t_E$  = *Tiempo de subenfriamiento del eutéctico* Tiempo entre el máximo y mínimo de la recalcencia eutéctica. También es definido como el periodo de tiempo necesario para alcanzar el punto máximo de la reacción eutéctica, el cual es medido desde la temperatura eutéctica mínima (recalcencia).



#### ***1.11.4 EFECTO DE LA MODIFICACIÓN SOBRE LOS PARÁMETROS DE SOLIDIFICACIÓN EUTÉCTICA.***

Existen 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.

Estudios realizados por L. Backerud y colaboradores [1], concluye que la nucleación, además de las temperaturas de crecimiento eutéctico son bajadas por la adición del modificante en un orden de 10°C. Durante el periodo de tiempo cuando el efecto de modificación es óptimo, las curvas de enfriamiento muestran:

- 1 Una temperatura de nucleación baja (TNucl),  $\leq 565$  °C
- 2 Una temperatura de crecimiento eutéctico (TE),  $\leq 562$  °C
- 3 Ausencia de una función de recalcencia (TNucl - TMin  $< 1$  °C)

Por otra parte, R. DasGupta y colaboradores [3], registraron y graficaron la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr, *FIGURA 1.19*. En general, la descripción del comportamiento de la curva es la siguiente: inicialmente la temperatura de crecimiento del eutéctico (TE) 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.



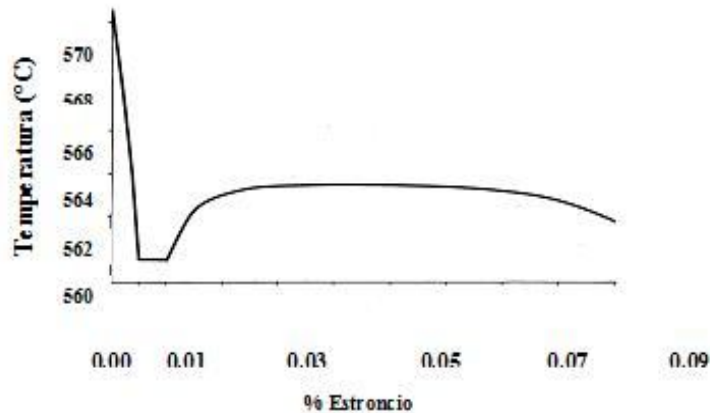


FIGURA 1.19. Variación de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr.

Por otro lado, D. Apelian y J.J. A. Cheng 1986 [7], estudiaron el efecto de la adición de Sr en la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico (TE), FIGURA 1.20. En ambas aleaciones se puede observar un incremento gradual en TE y después disminuye con la subsiguiente adición de Sr. Finalmente, los valores se mantienen en  $\approx 2.8$  °C para la aleación Al-7% Si y en  $\approx 7.4$  °C para la aleación A356.

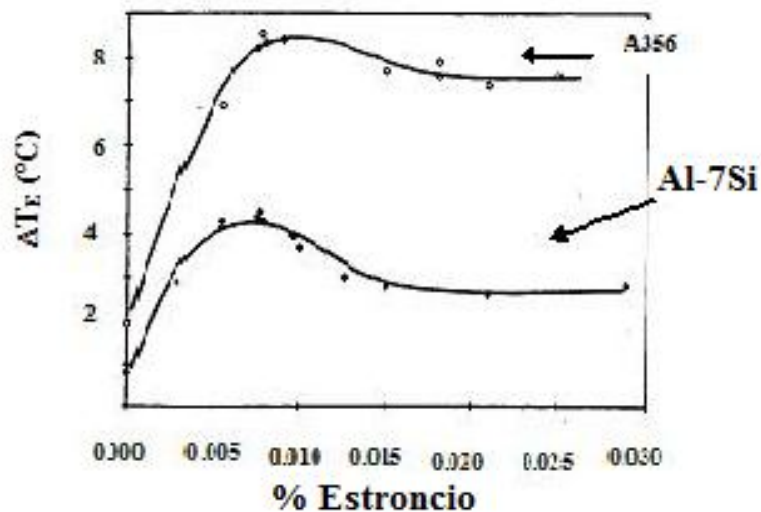


FIGURA 1.20. Variación de la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr para una aleación Al-7Si y A356.



### ***1.12 POROSIDAD POR HIDROGENO.***

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

El control de condiciones de fusión y del tratamiento del metal liquido, pueden resultar en niveles muy bajos de hidrogeno disuelto. Durante el enfriamiento y solidificación, el hidrogeno disuelto es superior a la solubilidad en el sólido, por lo que se precipita en forma molecular, formando poros primarios o secundarios. La porosidad primaria o interdendrítica se forma cuando el contenido de hidrogeno es alto y este es expulsado en el frente de solidificación, resultando en una saturación súper critica y la formación de la burbuja.

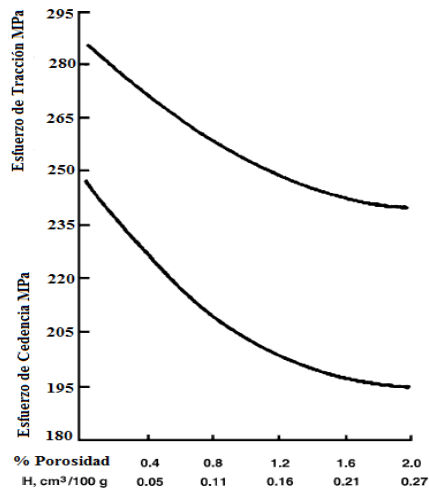
El hidrogeno puede ser introducido a través de la disociación de la humedad de la atmósfera y productos de combustión, permitiendo la difusión del hidrogeno atómico dentro del baño liquido.

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



## CAPITULO I

La desgasificación, mediante el uso de gases inertes o activos, reduce la concentración de hidrogeno, por difusión dentro de las burbujas del gas introducido.



*FIGURA 1.21. Efecto de la porosidad por hidrogeno sobre el esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo de tracción en una aleación A356 T6.*

En la *FIGURA 1.21* 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; la porosidad por hidrogeno impacta negativamente en las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada.



## CAPITULO II

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

#### 2.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA NOMINAL DE LAS ALEACIONES EXPERIMENTALES

En base a la revisión bibliográfica realizada [10, 11] se determinaron los niveles de adición de Cu, Mg y Ni, en la aleación base A356 para promover la precipitación de fases complejas. Las composiciones nominales establecidas para fabricar las aleaciones experimentales se presentan en la *TABLA 2.1*.

*Tabla 2.1 Composición química de las aleaciones nominales experimentales, las aleaciones "a" fueron aleaciones modificadas y refinadas.*

<b>Composición Química Nominal de las aleaciones experimentales</b>				
<b>Aleación</b>	<b>% Si</b>	<b>%Cu</b>	<b>%Mg</b>	<b>%Ni</b>
1	6.5-7.5	1.5	1	0.25
1 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	1	0.25
2	6.5-7.5	1.5	1	0.5
2 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	1	0.5
3	6.5-7.5	1.5	1.5	0.25
3 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	1.5	0.25
4	6.5-7.5	1.5	1.5	0.5
4 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	1.5	0.5
5	6.5-7.5	1.5	2	0.25
5 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	2	0.25
6	6.5-7.5	1.5	2	0.5
6 <sup>a</sup>	6.5-7.5	1.5	2	0.5

#### **Tratamiento de refinación y modificación**

Para realizar el tratamiento de modificación se utilizó una aleación maestra Al-10Sr. Considerando los estudios de E.N. Pan y colaboradores [4], así como experiencias previas desarrolladas en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Química de la UNAM, las cantidades definidas para realizar la modificación fueron entre 0.010 y 0.035% de Sr en peso, de tal forma que la aleación A356 alcance una modificación completa en piezas de fundición hechas en moldes de arena en verde.



## CAPITULO II

Para el caso de la refinación de grano se utilizó una aleación maestra Al-5Ti-1B, el nivel adicionado de Ti para refinar las aleaciones experimentales fue entre 0.10% y 0.25% en peso, que son los niveles máximos permisibles en las aleaciones base aluminio de fundición.

### 2.2 PIEZAS DE FUNDICIÓN EXPERIMENTALES

Se diseñó un molde (FIGURA 2.1) para llenar 3 barras de 2 cm de diámetro por 18 cm de altura. Se realizaron moldes de arena en verde para cada una de las aleaciones mostradas en la TABLA 2.1, los moldes fueron hechos de arena sílica, con un contenido de bentonita total del 10% (6% bentonita cálcica y 4% de bentonita sódica) y un rango de humedad entre 3.5 y 4%. Con el objetivo de que las piezas tuvieran la menor cantidad de defectos, se diseñó un sistema de colada tipo estrella (FIGURAS 2.1b y 2.1c) para el llenado simultáneo de las tres barras.

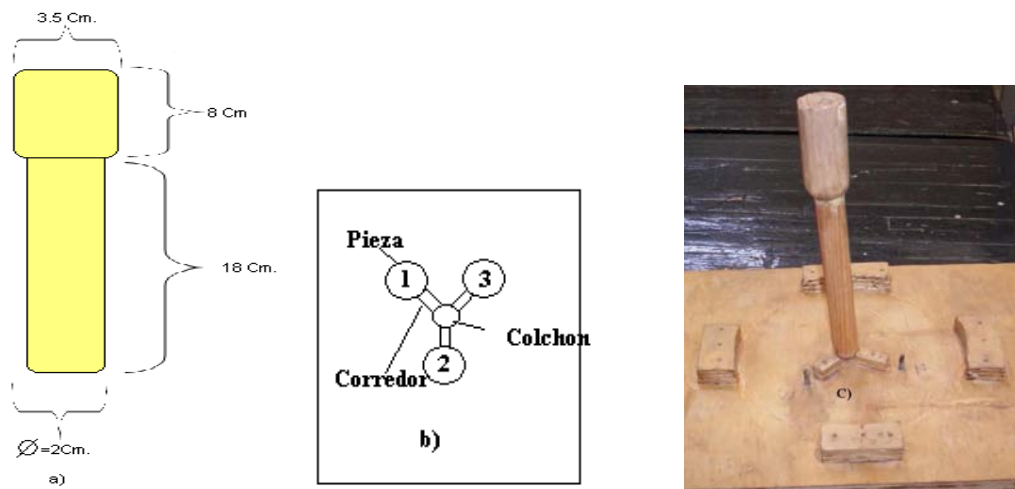


FIGURA 2.1. Modelo utilizado para la fabricación de las probetas, (a) Muestra las dimensiones de cada probeta, (b) y (c) posiciones de cada probeta para realizar la colada tipo estrella.



### **2.3 FABRICACIÓN DE LAS ALEACIONES**

Para fabricar las aleaciones complejas, se utilizó un horno eléctrico de resistencia con un crisol de carburo de silicio. La técnica de fusión aplicada se describe a continuación:

#### **2.3.1 PREPARACIÓN DE LAS ALEACIONES DE REFERENCIA O BLANCOS (FUSIÓN DE LA ALEACIÓN A356)**

- Pre calentamiento del horno a una temperatura aproximada de 710 °C.
- Pre calentamiento de la carga, 3.8 Kg de aleación base A356.
- Cargar el crisol con los 3.8 Kg de la aleación base pre calentada.
- La aleación base se funde y se lleva a una temperatura de trabajo aproximada de 790 °C.
- Desgasificación del metal líquido con gas argón por un tiempo promedio de 8 minutos.
- Retiro de la escoria de la superficie del baño líquido.
- Llenado de las copas de colada para análisis térmico (triplicado).
- Llenado de los moldes, a una temperatura de colada de 740°C.
- Toma de muestra para el análisis químico.

Después de estas operaciones queda aproximadamente 1.9 Kg de metal líquido residual en el crisol del horno, a partir del cual se obtienen las aleaciones refinadas y modificadas de acuerdo al siguiente procedimiento:

- El metal líquido se lleva nuevamente a la temperatura de trabajo (790 °C)
- Se añade la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-5Ti-1 B al baño líquido, se homogeniza a través de agitación aproximadamente 2 minutos.
- Se añade la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-10% Sr al baño líquido y se agita por 2 minutos
- El baño líquido se desgasifica con gas argón por un tiempo aproximado de 4 minutos.
- Toma de muestra para análisis químico (control del nivel de Ti y Sr)
- Retiro de la escoria de la superficie del baño líquido.
- Llenado de las copas de colada para el análisis térmico (por triplicado).
- Llenado de los moldes a una temperatura de colada de 740°C



### **2.3.2 FABRICACIÓN DE LAS ALEACIONES COMPLEJAS**

Para la fabricación de las muestras complejas se siguió un método similar con las respectivas diferencias cuando se adicionan los aleantes, a continuación se describe la preparación de las mismas.

- Pre calentamiento del horno a una temperatura aproximada de 710 °C.
- Pre calentamiento de la carga, 3.6 Kg. de aleación base A356.
- Se carga el crisol con los 3.8 Kg. de la aleación base pre calentada.
- La aleación base se funde y se lleva a una temperatura de trabajo aproximada de 790 °C
- Se agrega la cantidad correspondiente de la aleación maestra Al-33% Cu, se homogeniza con agitación, aproximadamente por 2 minutos.
- Se agrega la cantidad correspondiente de la aleación maestra Al-10% Ni, se homogeniza con agitación, aproximadamente por 2 minutos.
- Se sumerge hasta el fondo del baño metálico la cantidad correspondiente de la aleación maestra Al-33% Mg envuelta en papel aluminio, se homogeniza con agitación aproximadamente por 1 minuto.
- Toma de muestra para análisis químico.
- Desgasificación con gas argón por un tiempo aproximado de 6 minutos de la aleación líquida.
- Retiro de la escoria de la superficie del baño líquido.
- Llenado de las copas de colada para su análisis térmico
- Llenado de los moldes, a una temperatura de colada aproximada 740°C
- Toma de una muestra para verificar el análisis químico final.

Después de estas operaciones, queda aproximadamente 1.9-2.0 Kg de metal líquido residual en el crisol del horno, a partir del cual se obtienen las aleaciones refinadas y modificadas de acuerdo al siguiente procedimiento:

- Se lleva nuevamente el metal líquido a la temperatura de trabajo (790 °C)
- Se adiciona la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-5Ti-1B al baño líquido, se homogeniza a través de agitación aproximadamente 2 minutos.

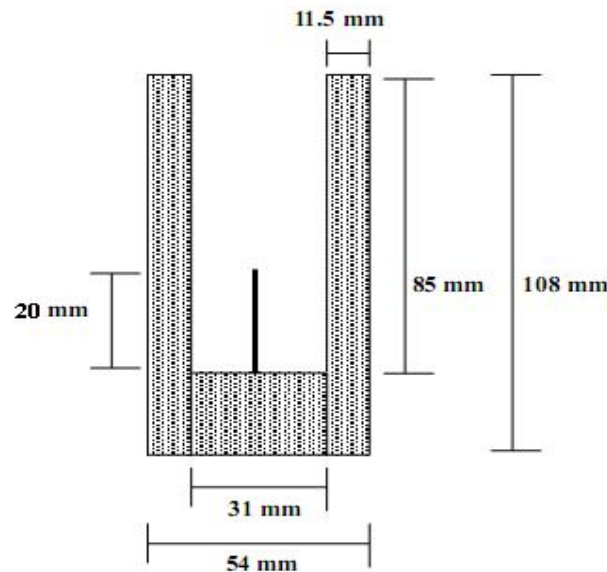


## CAPITULO II

- Se adiciona la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-10% Sr al baño líquido y se agita por 2 minutos
- Toma de muestra para análisis químico (control del Ti y el Sr).
- Desgasificación con gas argón por un tiempo de 2 minutos del baño metálico.
- Retiro de la escoria de la superficie del baño líquido.
- Llenado de las copas de colada para análisis térmico (por triplicado).
- Llenado de los moldes, a una temperatura de colada de 740°C
- Toma de muestra para análisis químico final.

### 2.4 FABRICACIÓN DE LAS COPAS DE COLADA Y ADQUISICION DE DATOS

Con el fin de obtener las curvas de enfriamiento de cada aleación experimental, se fabricaron moldes de arena sílica tipo copa (*FIGURA 2.2*). Se colocaron termopares tipo K fueron ubicados al centro y aproximadamente a la misma distancia de 2 cm. desde el fondo de las copas.



*FIGURA 2.2* Copa para análisis térmico.

El registro de las temperaturas se realizó mediante un adquisidor de datos marca Iotech modelo Personal Daq-56 versión 0.6. Antes de iniciar las pruebas experimentales fue calibrado con una muestra de Al con 99.99% de pureza, dando como resultado una temperatura de solidificación de 656.639°C; por lo cual se utilizó un valor de 3.361°C





## CAPITULO II

para corregir los resultados de los parámetros de temperatura. A partir de las curvas de enfriamiento generadas se obtuvieron los parámetros de solidificación para caracterizar la refinación de grano y la modificación.

En el caso particular de la refinación de grano, estos parámetros fueron los siguientes:

$T_{\text{Nucl}}$  = Temperatura de nucleación de la fase primaria  $\alpha$  (Al)

$T_{\text{Min}}$  = Temperatura mínima

$\Delta T_{\text{Nucl}}$  = Sobreenfriamiento dado por la diferencia entre  $T_{\text{Nucl}}$  y  $T_{\text{Min}}$

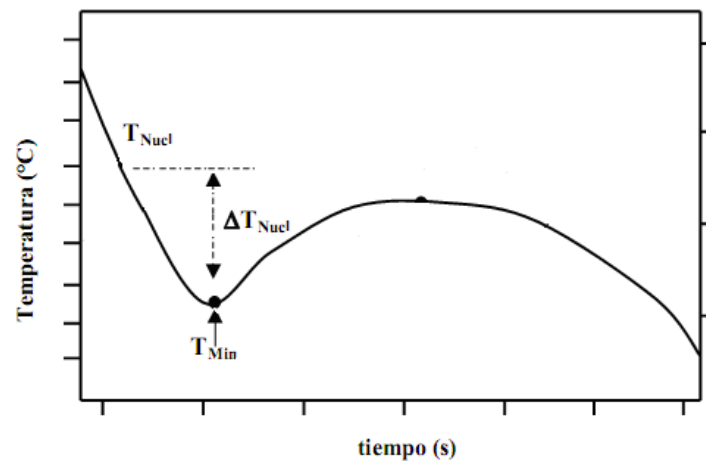


FIGURA 2.3 Parámetros de solidificación utilizados para evaluar la eficiencia del refinador de grano.

Para el caso de modificación sólo se utilizó como parámetro térmico para evaluar el nivel de modificación la Depresión de la Temperatura eutéctica, de acuerdo a lo siguiente:

$T_E$  = Temperatura eutéctica de la aleación sin modificar o sin Sr.

$T_{E(\text{Sr})}$  = Temperatura eutéctica de la aleación modificada o con Sr.

DPE = Depresión de la Temperatura Eutéctica dada por la diferencia entre  $T_E$  y  $T_{E(\text{Sr})}$ .

Estos parámetros se ilustran en la FIGURA 2.4.

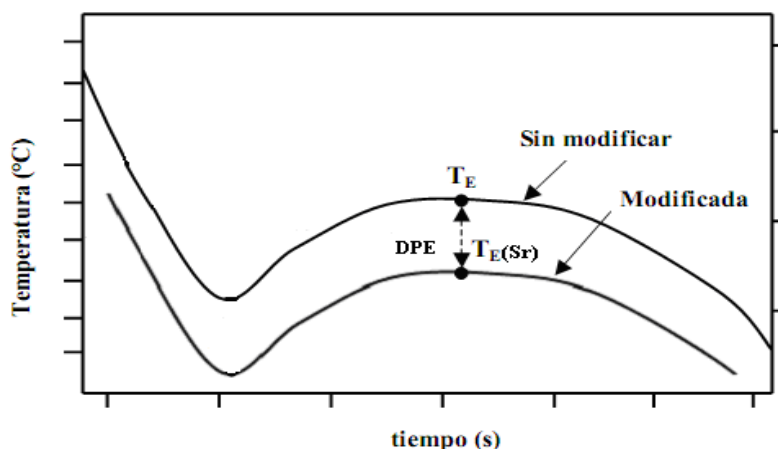


FIGURA 2.4 Depresión de la temperatura eutéctica debido a la adición de Sr.

### 2.5 MÉTODO DE ANÁLISIS QUÍMICO

El análisis químico de las aleaciones se efectuó mediante Espectrometría de Emisión Atómica, con equipo marca SPECTRO Analytical Instruments. Los análisis fueron realizados por triplicado, de forma tal que las composiciones químicas mostradas en el capítulo experimental son el promedio de estos tres análisis.

### 2.6 PREPARACIÓN METALOGRÁFICA

De las barras de colada obtenidas de cada aleación, se cortó una sección en la parte superior de aproximadamente 1 cm de altura y se prepararon metalográficamente por técnicas convencionales. Se procedió a realizar un análisis de porosidad, sin ataque de la muestra, comparandola con el patrón de porosidad mostrado en el anexo 1.

Después del conteo de la porosidad, se procedió el ataque de las muestras para revelar las fases precipitadas. Para ello se utilizó reactivo Grafen, el cual es una mezcla de 84 ml. de agua destilada, 15.5 ml. de  $HNO_3$  concentrado, 0.5 ml. HF concentrado y 3 g. de  $CrO_3$ . Este reactivo promueve un alto contraste entre las fases formadas en las aleaciones complejas. Las muestras atacadas se observaron al microscopio metalográfico óptico marca OLYMPUS modelo PMG3 y se tomaron fotografías por medio de una cámara Evolution LC conectada al software Image-Pro Plus.

También fueron preparadas muestras a las cuales se aplicó un macroataque con el objeto de observar el tamaño y la forma del grano que tiene cada aleación experimental antes y después del tratamiento de refinación de grano. Para esto se llevaron las



## CAPITULO II

---

muestras hasta lija 600 y se macroatacó con una solución al 20 % de cloruro cúprico, seguida de un enjuague con una solución compuesta de 6 partes de  $\text{HNO}_3$  por 1 HF. Para la evaluación del tamaño de grano se utilizó el patrón incluido en el anexo 1, que sigue la norma ASTM.

### ***2.7 PROPIEDADES MECÁNICAS***

Las barras coladas fueron maquinadas bajo la norma ASTM A371 y posteriormente sometidas al ensayo de tensión en una máquina universal MTS. Finalmente se midió la dureza Brinell bajo condiciones estándar para materiales no ferrosos (Norma ASTM E10), para todas las aleaciones experimentales.



## ***CAPITULO III***

### ***RESULTADOS***

En este capítulo se exhiben los resultados y discusiones de la etapa experimental. Los resultados se presentan en el siguiente orden: composición química final de las aleaciones experimentales, microestructura y análisis por Microscopía electrónica de barrido (SEM). Posteriormente se presenta una tabla de resultados donde se resumen la macroestructura con el correspondiente tamaño de grano, la microestructura con el nivel de modificación y nivel de porosidad. También se presentan los parámetros de solidificación primaria y eutéctica con una curva de enfriamiento representativa. Se presentan en forma tabular las propiedades mecánicas y finalmente los datos obtenidos por el software THERMOCALC para compararlos con las temperaturas de solidificación primaria y eutéctica.

#### ***3.1 COMPOSICIONES QUIMICAS***

Las composiciones químicas experimentales obtenidas para cada aleación se muestran en la *TABLA 3.1*.

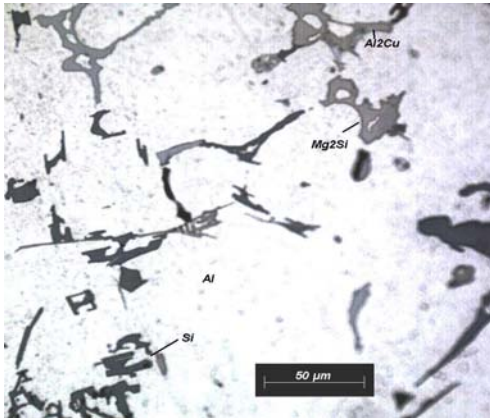
*TABLA 3.1 Composición química de las aleaciones experimentales.*

<b>Aleación</b>	<b>COMPOSICION QUIMICA EXPERIMENTAL</b>							
	<b>%Si</b>	<b>%Fe</b>	<b>%Cu</b>	<b>%Mn</b>	<b>%Mg</b>	<b>%Ni</b>	<b>%Ti</b>	<b>%Sr</b>
<i>1</i>	7.21	0.4337	1.356	0.1582	0.833	0.2074	0.0194	0.0002
<i>1a</i>	6.45	0.3873	1.497	0.1326	1.066	0.2505	0.1833	0.0203
<i>2</i>	6.71	0.4257	1.515	0.1625	0.964	0.5550	0.0189	0.0002
<i>2a</i>	7.15	0.403	2.125	0.1436	1.121	0.3659	0.179	0.0141
<i>3</i>	7.25	0.4192	1.346	0.1584	1.623	0.3173	0.0479	0.0007
<i>3a</i>	7.13	0.4043	1.946	0.1359	1.648	0.2417	0.1775	0.0265
<i>4</i>	6.64	0.3853	1.641	0.1614	1.77	0.3618	0.02	0.0002
<i>4a</i>	6.3	0.3861	1.502	0.1436	1.341	0.3054	0.2045	0.0131
<i>5</i>	6.85	0.4271	1.882	0.3966	2.236	0.1240	0.0271	0.0008
<i>5a</i>	6.41	0.4087	1.361	0.1566	1.752	0.2734	0.2042	0.0338
<i>6</i>	7.68	0.4033	1.795	0.2312	1.772	0.3223	0.0191	0.0004
<i>6a</i>	6.14	0.3884	1.357	0.148	2.002	0.4466	0.1569	0.0161
<i>A356</i>	6.71	0.3275	0.077	0.077	0.378	0.0059	0.0568	0.0004
<i>A356a</i>	6.65	0.3161	0.0668	0.073	0.305	0.0053	0.1947	0.0261

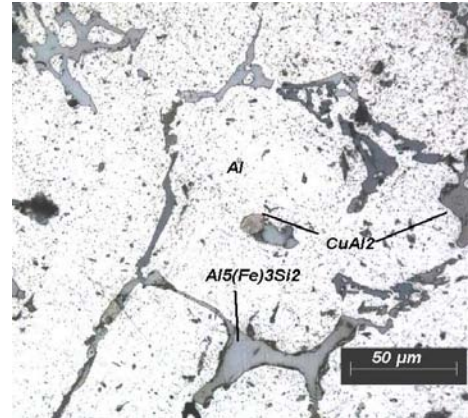


### 3.2 MICROESTRUCTURA

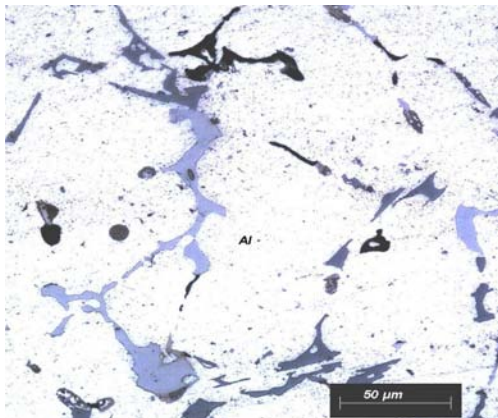
En la FIGURA 3.1 se muestran las microestructuras de las aleaciones complejas obtenidas por microscopía óptica, en ellas se pueden observar las diferentes fases precipitadas, su morfología y la ubicación de las mismas.



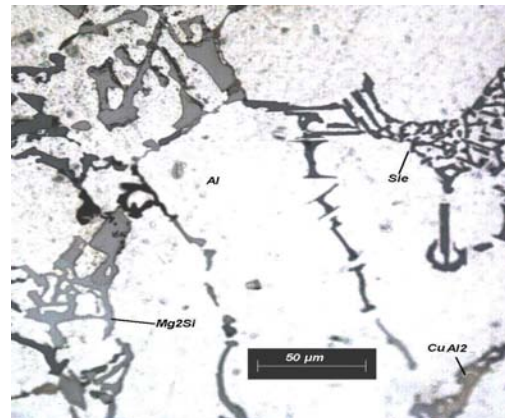
Aleación 1



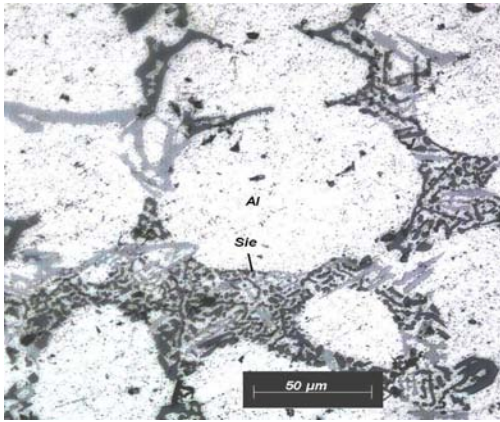
Aleación 1a



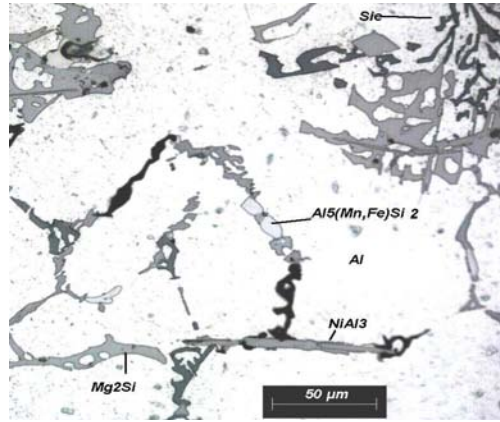
Aleación 2



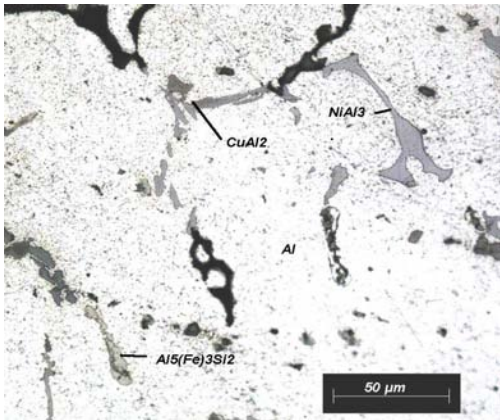
Aleación 2a



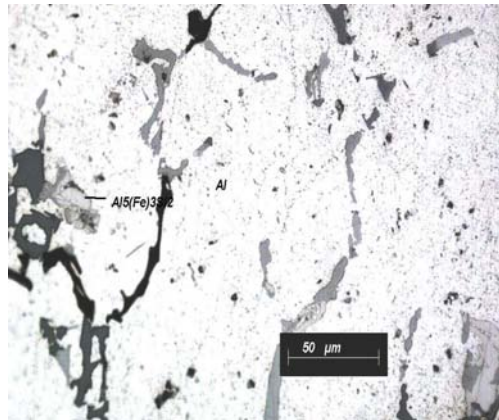
Aleación 3



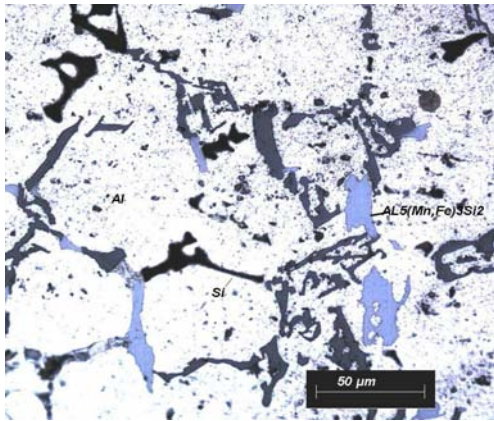
Aleación 3a



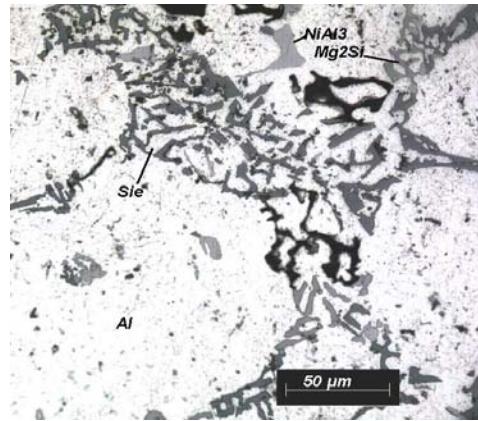
Aleación 4



Aleación 4<sup>a</sup>



Aleación 5



Aleación 5<sup>a</sup>

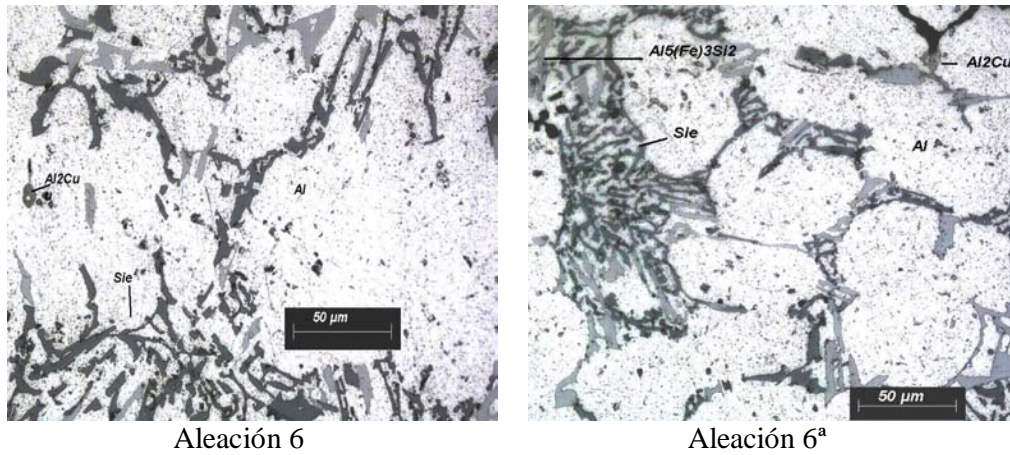


FIGURA 3.1 Microestructuras de las aleaciones complejas indicando las fases principales

Los resultados de los análisis por Microscopía electrónica de barrido (MEB) utilizando análisis EDS (espectrometría de electrones retrodispersados) aplicado a la muestra 3a se presentan a continuación. Las imágenes obtenidas por MEB, así como la tabla de composición química de cada fase se presentan en las FIGURA 3.2 y la TABLA 3.2.

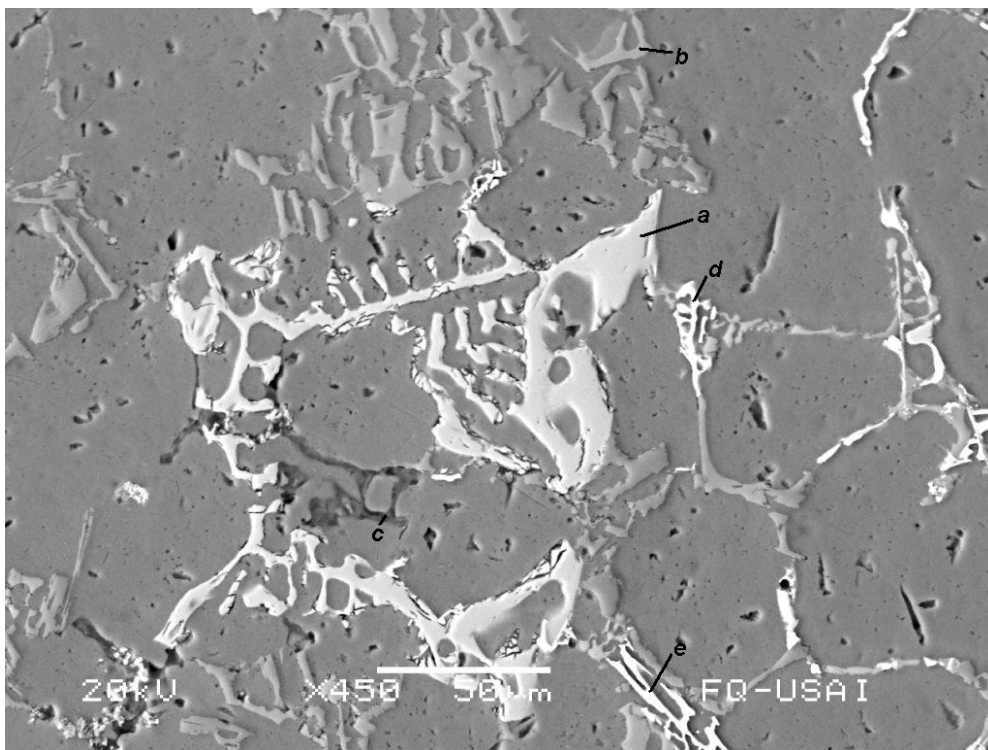


FIGURA 3.2 Fases principales obtenidas por MEB-EDS de la aleación 3 a.



% Peso	A	b	c	d	e
Al	57.42	44.74	63.56	38.15	41.57
Si	9.46	54.41	29.08	0	0.33
Cr	4.33	0	4.5	0	0
Mn	9.68	0	0	0	0
Fe	16.45	0	0	0.71	0.75
Ni	1.59	0	0	24.45	29.46
Cu	1.07	0.71	1.54	36.69	27.88
Mg	0	0.15	1.33	0	0

TABLA 3.2. Composición química de las fases principales obtenida por MEB-EDS.

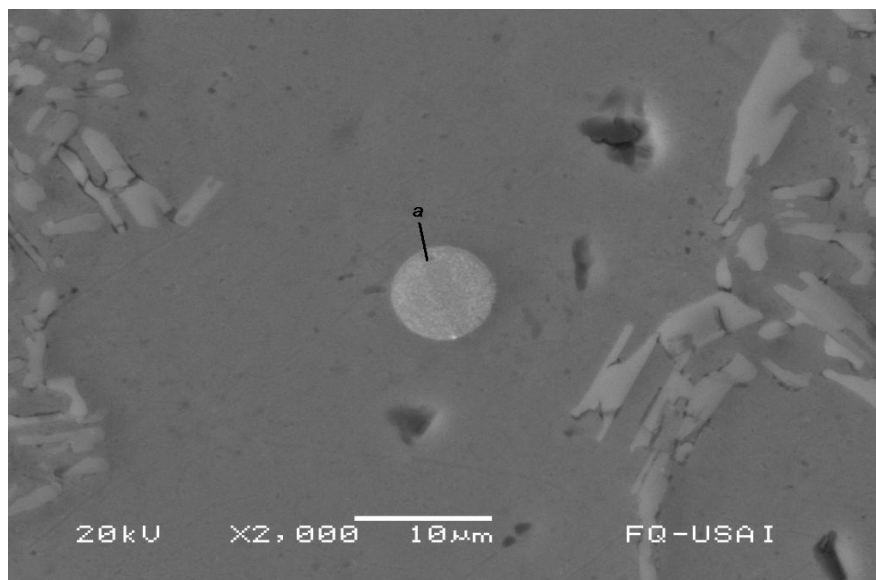


FIGURA 3.3 Fase obtenida por MEB-EDS de la aleación 3 a.

% PESO	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mg
a	55.53	19.29	4.33	0.73	0.76	8.14	9.01	6.55

TABLA 3.3. Composición química obtenida por MEB-EDS.

### 3.3 MACROESTRUCTURA-TAMAÑO DE GRANO, MICROESTRUCTURA-NIVEL DE MODIFICACION Y % DE POROSIDAD.

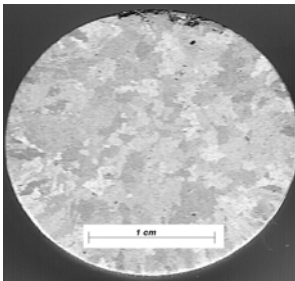
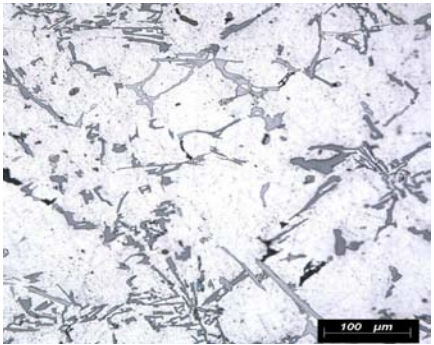
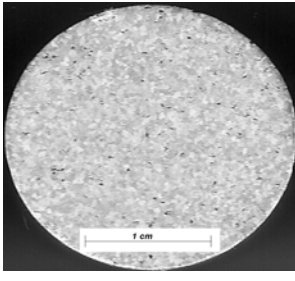
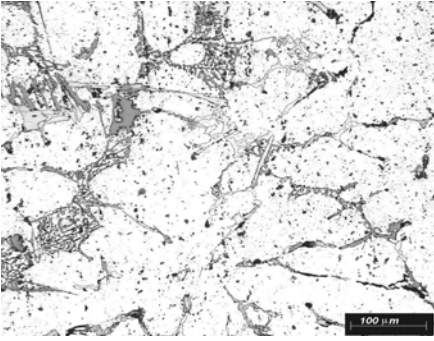
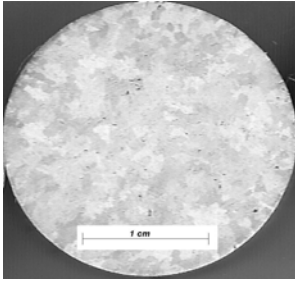
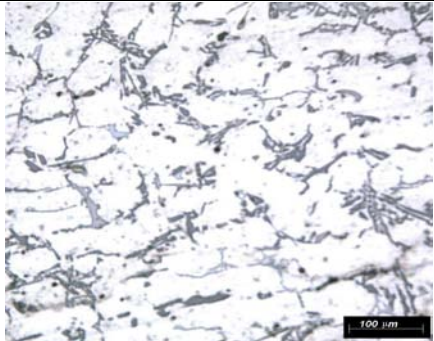
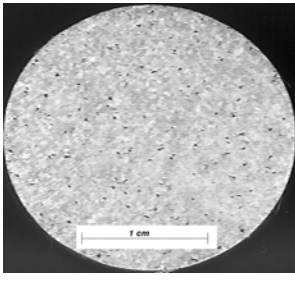
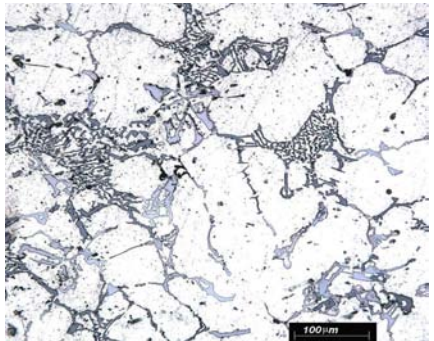
El tamaño de grano (TG) y el efecto del tratamiento de refinación se determinaron de acuerdo a las condiciones normalizadas por ASTM E91-51T. Finalmente, para determinar la porosidad (%P) de las piezas experimentales se utilizó un patrón comparativo reportado en Anexo 1. Los resultados para cada una de las aleaciones se muestran en la TABLA 3.4.





### CAPITULO III

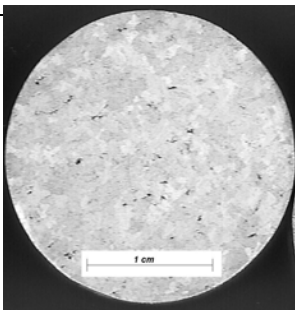
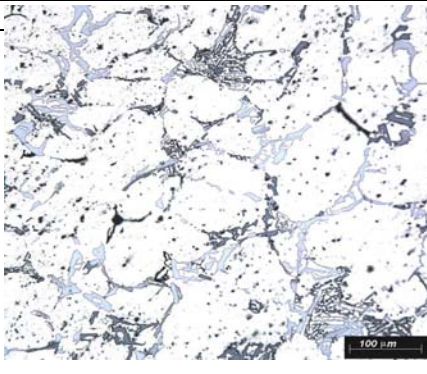
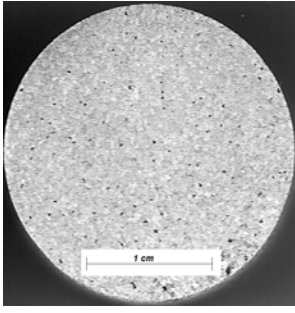
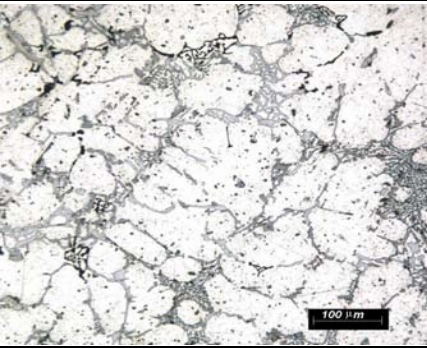
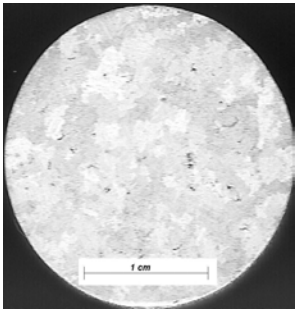
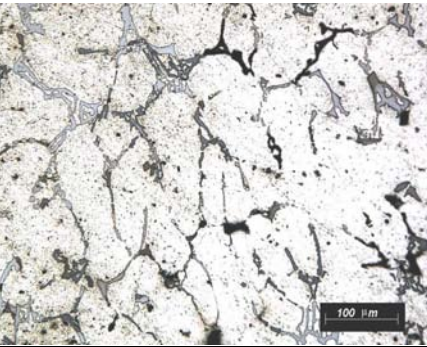
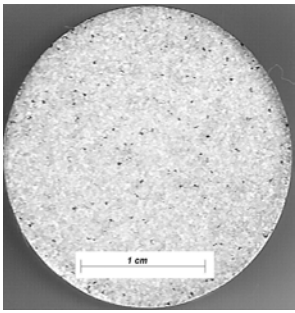
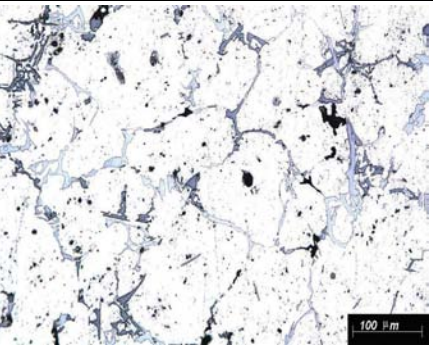
**TABLA 3.4** Resumen comparativo de la evaluación % de porosidad, Tamaño de grano y Nivel de modificación-microestructura para las aleaciones experimentales.

Aleación	%P	TG ASTM	Macroestructura	Nivel de Modificación	Microestructura
1	0.1	6		2	
1a	0.8	11		5	
2	0.2	7		3	
2a	0.8	11.5		5	



CAPITULO III

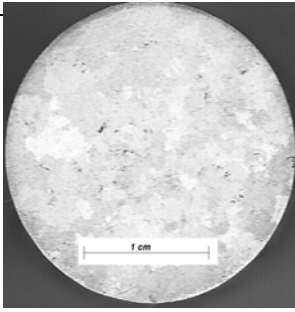
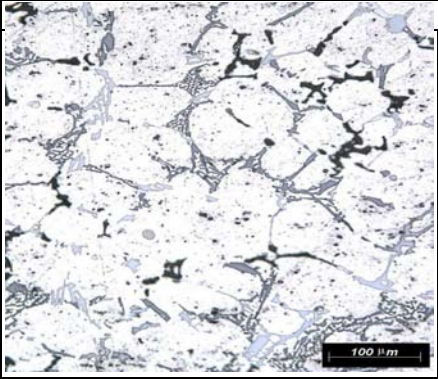
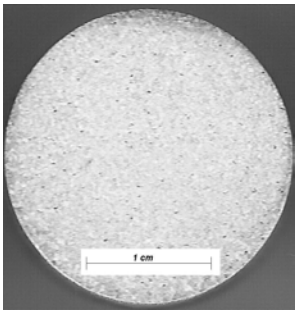
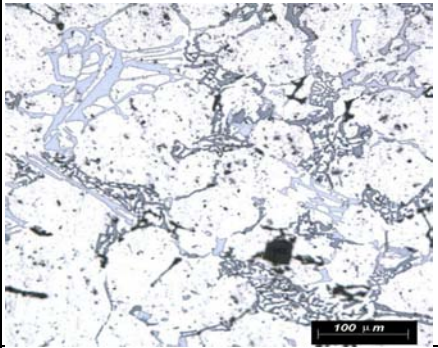
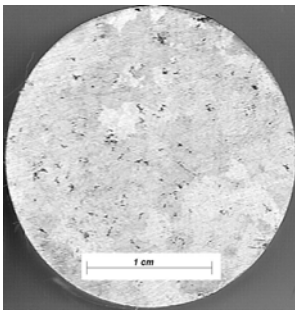
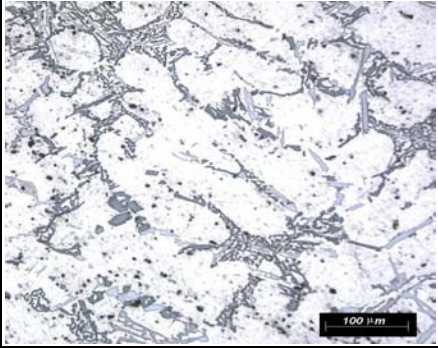
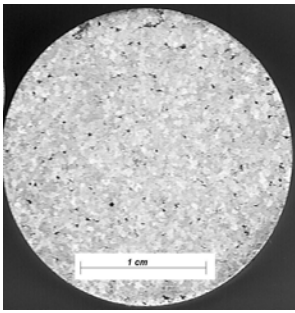
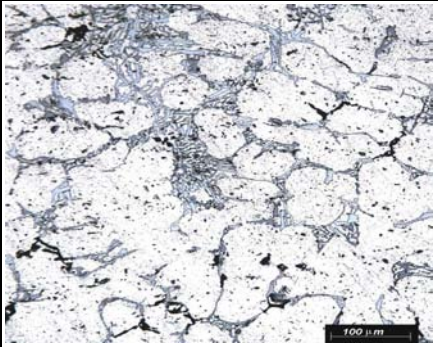
Continuación TABLA 3.4.

<i>Aleación</i>	<i>%p</i>	<i>TG ASTM</i>	<i>Macroestructura</i>	<i>Nivel de Modificación</i>	<i>Microestructura</i>
3	0.2	6.5		3	
3a	0.8	12		5	
4	0.2	6		2	
4a	0.8	12		5	



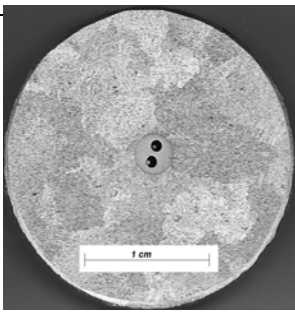
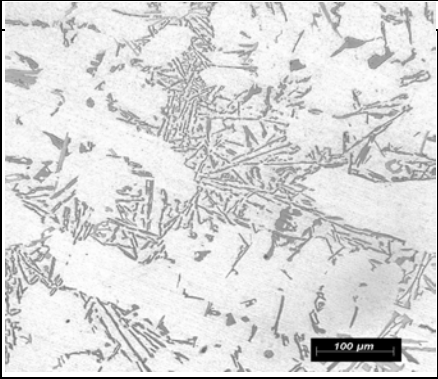
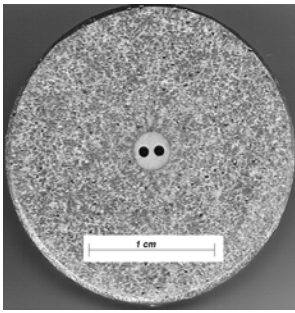
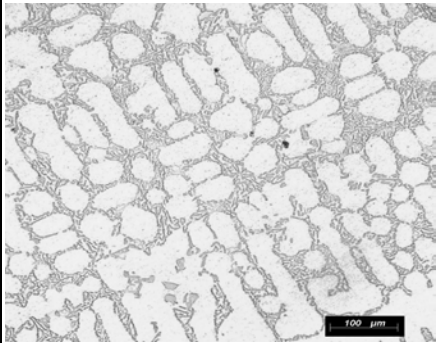
CAPITULO III

Continuación TABLA 3.4.

<i>Aleación</i>	<i>%P</i>	<i>TG ASTM</i>	<i>Macroestructura</i>	<i>Nivel de Modificación</i>	<i>Microestructura</i>
5	0.2	5.5		3	
5a	0.2	12		4	
6	1.3	6		3	
6a	0.8	11		5	



Continuación *TABLA 3.4.*

<i>Aleación</i>	<i>T.G. ASTM</i>	<i>%P</i>	<i>Macroestructura</i>	<i>Nivel de Modificación</i>	<i>Microestructura</i>
A356	4	0.2		1	
A356a	11	0.2		5	

### 3.4 PARAMETROS DE SOLIDIFICACIÓN

Los parámetros de solidificación primaria y de solidificación eutéctica obtenidos a partir de dichas curvas se presentan en esta sección. Las curvas de enfriamiento obtenidas para cada aleación se presentan en el Anexo 1.

A manera de ejemplo, la *FIGURA 3.4*, muestra dos curvas de enfriamiento para la aleación base A356 y para la misma aleación con tratamiento de modificación y refinación de grano.

Los resultados de los parámetros de solidificación primaria a los cuales se asocia la refinación de grano y los de solidificación eutéctica a los cuales se asocia la modificación del Si eutéctico, se presentan en la *TABLA 3.5*.



A356

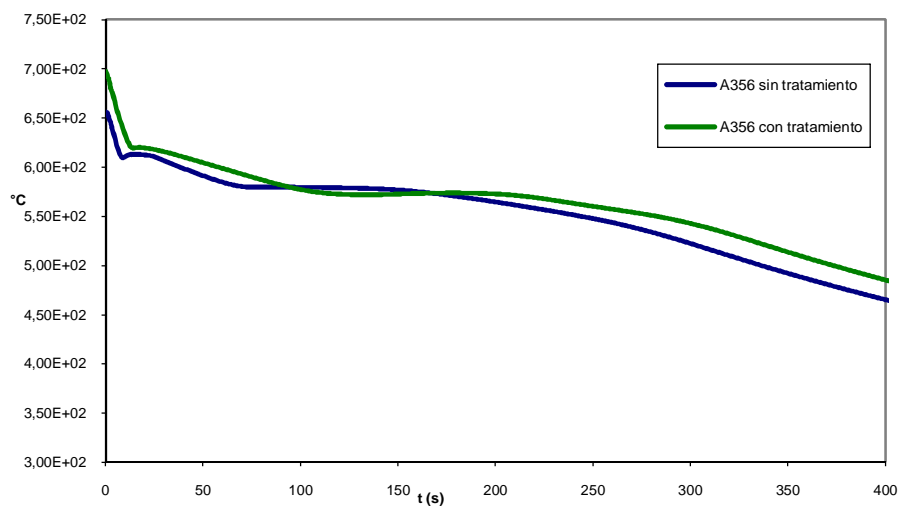


FIGURA 3.4 Curvas de enfriamiento para la aleación A356 sin tratamiento en fase líquida y la aleación A356 refinada y modificada.

TABLA 3.5 Resultados de los parámetros térmicos de solidificación primaria y la solidificación eutéctica para las aleaciones experimentales, donde  $T_{Nucl}$ =Temperatura de nucleación de la fase primaria  $\alpha$ ;  $T_{Min}$ = Temperatura mínima;  $\Delta T_{Nucl}$ = Sobreenfriamiento;  $T_E$ =Temperatura eutéctica de la aleación sin modificar;  $T_{E(Sr)}$ = Temperatura eutéctica de la aleación modificada;  $DPE$ = Depresión de la temperatura eutéctica.

ALEACION	Solidificación primaria			Solidificación eutéctica		
	$T_{Nucl}$	$T_{Min}$	$\Delta T_{Nucl}$	$T_E$	$T_{E(Sr)}$	$DPE$
1	612.25	609.06	3.19	564.03	0	9.17
1 <sup>a</sup>	613.59	613.1	0.49	0	554.86	
2	609.35	605.12	4.23	564.12	0	7.21
2 <sup>a</sup>	609.63	609.15	0.48	0	556.91	
3	611.35	609.03	2.32	550.23	0	5.2
3 <sup>a</sup>	607.64	607.13	0.51	0	545.03	
4	606.26	603.03	3.23	551.54	0	5.46
4 <sup>a</sup>	618.84	618.25	0.59	0	546.08	
5	607.61	606.12	1.49	548.52	0	3.416
5 <sup>a</sup>	616.65	616.05	0.6	0	545.104	
6	607.24	603.12	4.12	550.1	0	3.6
6 <sup>a</sup>	612.36	612.06	0.3	0	546.5	
A356	613.86	610.63	3.23	579.23	0	7.19
A356a	620.56	619.2	1.36	0	572.04	



### 3.5 PROPIEDADES MECÁNICAS

Los resultados obtenidos del ensayo de tensión y la dureza Brinell se presentan en la TABLA 3.6, donde RT es la resistencia a la tensión, RC es la resistencia a la cedencia o límite elástico, %E es el porcentaje de elongación y HB es la dureza Brinell.

TABLA 3.6 Propiedades mecánicas de las aleaciones de referencia y las aleaciones complejas.

Aleación	RT (MPa)	RC (MPa)	% E	HB
1	139	137	0.4921	79.58
1a	132	135	0.4134	58.02
2	144	147	0.47	81.55
2a	129	135	0.374	72.36
3	107	109	0.42	69.11
3a	127	130	0.393	76.75
4	123	124	0.42	69.11
4a	139	140	0.35	74.07
5	125	110	0.68	85.71
5a	147	140	0.81	75.84
6	132	117	0.59	77.68
6a	126	133	0.47	72.36
A356	122	122	0.5	54
A356a	141	141	0.8	55

### 3.6 RESULTADOS THERMO-CALC

El software Thermocalc se utilizó básicamente para determinar los parámetros de solidificación primaria y solidificación eutéctica. Para realizar los cálculos correspondientes, se usó la composición química experimental de cada una de las aleaciones, los resultados se muestran en la TABLA 3.7. El software tiene la limitante de predecir únicamente la temperatura de nucleación, por lo que no es posible pronosticar el sobreenfriamiento para relacionarse con la refinación de grano. De la misma forma, Thermocalc solo puede predecir la temperatura de solidificación eutéctica y no la depresión que sufre ésta cuando se encuentra presente el Sr, es decir no se puede predecir la DPE.



TABLA 3.7 Parámetros térmicos obtenidos por el programa Termo-Calc comparado con lo obtenido experimentalmente, donde  $T_{nuc}$  TC(°C)=Temperatura de nucleación calculada;  $T_{nuc}$  Exp(°C)= Temperatura de nucleación experimental;  $T_E$  TC(°C)= Temperatura eutéctica calculada;  $T_E$  Exp(°C)= Temperatura eutéctica experimental.

<b>ALEACIÓN</b>	<b><math>T_{nuc}</math> TC(°C)</b>	<b><math>T_{nuc}</math> Exp(°C)</b>	<b><math>T_E</math> TC(°C)</b>	<b><math>T_E</math> Exp(°C)</b>
1	606	612.25	566	564.03
1a	613	613.59	563	554.86
2	608	609.35	562	564.12
2a	606	609.63	561	556.91
3	603	611.35	559	550.23
3a	605	607.64	557	545.03
4	605	606.26	555	551.54
4a	619	618.84	558	546.08
5	617	607.61	553	548.52
5a	619	616.65	563	545.104
6	599	607.24	557	550.1
6a	611	612.36	554	546.5



## ***CAPITULO IV***

### ***ANALISIS DE RESULTADOS***

#### ***4.1 MACROESTRUCTURA –REFINACIÓN DE GRANO***

En relación a la macroestructura, en las probetas que no tienen tratamiento de modificación y refinación de grano (*TABLA 3.4*), se aprecia que hay una ligera reducción en el tamaño de grano por la presencia de los elementos aleantes en comparación con la aleación de referencia A356 sin tratamiento en fase líquida. La reducción del tamaño de grano va de 4 ASTM (9 mm diámetro promedio) para la aleación de referencia (A356) a tamaños ligeramente menores entre 5.5 y 7 ASTM (5.5 a 3 mm diámetro promedio). La refinación por presencia de elementos aleantes se conoce generalmente como “refinación por bloqueo”, la ligera refinación de grano se debe a que los aleantes afectan el intervalo de solidificación de la aleación base generando una zona de coexistencia líquido-dendritas de mayor magnitud, condición bajo la cual algunos fragmentos actúan como débiles centros de nucleación heterogénea, con lo que se incrementan la densidad de sitios que originan macroestructuras más finas. La adición de los elementos aleantes en los contenidos ensayados es posible que ocasionen este fenómeno, adicionalmente algunas fases intermetálicas que solidifiquen a temperaturas superiores a las de la nucleación primaria podrían actuar como centros de nucleación heterogénea similares al  $TiAl_3$ , pero estos con un potencial mucho más reducido, por tanto la presencia de estos débiles centros de nucleación promueven solo una ligera reducción del macrograno. Esto puede ser factible en el caso de la presencia de Ni, en la cual se forman intermetálicos del tipo  $NiAl_3$ , esto se observa en la *TABLA 3.4*, para la aleación 2 que contiene 0.5 % Ni y tiene un tamaño de grano menor que la aleación 1 que tiene 0.25 % Ni.

Para todas las aleaciones realizadas, la adición de Ti como agente refinador provoco una significativa reducción del tamaño de grano, alcanzando tamaños ASTM entre 11 y 12 (0.8 a 0.55 mm de diámetro promedio). La refinación de grano por presencia de Ti en los niveles adecuados se explica en base a la formación del intermetálico  $TiAl_3$  a una temperatura superior a la temperatura de líquidus, a la cual inicia la formación de la fase primaria. La presencia de estas partículas de  $TiAl_3$  desempeña el papel de centros de nucleación heterogénea de tal forma que se promueve una gran cantidad de centros de





nucleación que finalmente terminan en la formación de granos finos y equiaxiales. En la *TABLA 3.4* se aprecia para todas las aleaciones tratadas con Ti tienen tamaños de grano fino, lo que significa que el mecanismo opera eficientemente tanto en la aleación base A356 como en las aleaciones complejas.

### **4.2 MICROESTRUCTURA –MODIFICACIÓN**

El análisis metalográfico de la aleación A356 sin modificar muestra una estructura dendrítica formada por la solución sólida  $\alpha(\text{Al})$  y el eutéctico Al-Si ubicada en la regiones interdendríticas, se aprecia que el Si eutéctico presenta morfologías aciculares (*TABLA 3.4 A356*). La misma aleación tratada con Sr presenta las mismas fases, con dos diferencias fundamentales. La primera, una definición más clara de las redes interdendríticas de la fase primaria  $\alpha(\text{Al})$  y la segunda y más importante es el cambio en la morfología del Si eutéctico a fina y globular fibrosas, que equivale a un nivel de modificación de 5 (ver *TABLA 3.4 A356a*).

Con respecto al efecto de la presencia de elementos aleantes sobre la morfología del Si eutéctico en las aleaciones complejas se observa que el cambio morfológico del Si es muy ligero, sin embargo este cambio se hace más notorio por la presencia de ciertos contenidos de Mg, como es el caso de la aleación 3 que contiene 1.6 % Mg, (observar la microestructura de la aleación 3 en la *FIGURA 3.1* del capítulo de resultados). Sin embargo el nivel de cambio morfológico definido por el nivel de modificación (NM), no es tan significativo como el que promueve la presencia de Sr; los resultados de la modificación del Si eutéctico en aleaciones Al-Si por presencia de Mg han sido reportados por Samuels [11], sin embargo este no explica el porque del cambio morfológico del Si. Una explicación podría ser la siguiente, en base a que el Sr afecta la cinética de crecimiento del Si eutéctico, como se menciona en el capítulo I, cambiando las condiciones de crecimiento del mismo con diferentes direcciones cristalográficas, el Mg siendo un elemento del mismo grupo una fracción del mismo podría actuar como un débil modificador de la cinética del crecimiento del Si eutéctico, la alteración de esta cinética de crecimiento se vería debilitada, debido a que una fracción posiblemente elevada del Mg presente se combina con los otros elementos presentes en la aleación para formar los elementos intermetálicos correspondientes o para permanecer en



solución sólida que posteriormente servirá para que estas aleaciones respondan a tratamientos térmico.

En el mismo sentido también puede apreciarse que contenidos del 0.5 % de Ni alteran ligeramente la morfología del Si eutéctico. Para el caso del ligero cambio morfológico del Si eutéctico por presencia de aleantes este va desde estructuras mal modificada (2 en la escala de nivel de modificación) hasta una estructura ligeramente modificada (3 en la escala de nivel de modificación).

Cuando las aleaciones complejas son tratadas con Sr es posible notar que todas las microestructuras alcanzan mayores niveles de modificación que son predominantemente de nivel 5 que equivale a una buena modificación. Esto supondría que posiblemente para las aleaciones complejas, especialmente con Mg se demandaría una menor cantidad de Sr para alcanzar adecuados niveles de modificación del Si eutéctico, además de que el incremento de aleantes disminuye la fracción de Si eutéctico disponible para ser modificado.

### **4.3 MICROESTRUCTURA-FASES COMPLEJAS PRECIPITADAS**

Las microestructuras observadas mediante microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB), *FIGURAS 3.1, 3.2 y 3.3*, además de mostrar las fases principales  $\alpha$  (Al) primario y el eutéctico predominante Al-Si, se identificaron fases secundarias precipitadas localizadas preferentemente en las regiones interdendríticas, ya sea en forma de colonias eutécticas globulares como el Al-CuAl<sub>2</sub> el cual es asociado a la reacción eutéctica compleja dada por: Al líquido + CuAl<sub>2</sub> + Si + Al<sub>5</sub>FeSi que se realiza alrededor de los 525°C [11].

Se puede apreciar en las *FIGURAS 3.1 y 3.2* fases en forma de placas masivas como el NiAl<sub>3</sub>, esta fase en presencia de contenidos suficientes de cobre puede formar partículas de Al<sub>3</sub>NiCu (*FIGURA 3.2 d*). La reacción de formación del NiAl<sub>3</sub> se presenta alrededor de los 630°C dada por la reacción Al+NiAl<sub>3</sub> [11]. Como se puede observar en la *FIGURA 3.2f* la fase intermetálica NiAl<sub>3</sub>, no sufre cambio morfológico con la presencia del Sr, con lo que estas fases masivas en forma de placas pueden disminuir las propiedades mecánicas de la aleación y anular el efecto benéfico de modificación de Si eutéctico promovido por la presencia de Sr.



En el caso de la presencia de Mg este ocasiona la formación de colonias interdendríticas masivas (aleación 5 y 5a *TABLA 3.4*) esta fase en forma de redes en tonalidad gris-tenué localizadas entre la red del eutéctico primario (Al+Si), es el  $Mg_2Si$  y se origina a partir de la reacción eutéctica  $Al+Si+MgSi_2$  la cual se presenta alrededor de los  $555^{\circ}C$  [11].

La presencia del Fe promueve la precipitación de la fase  $Al_5Fe_3Si_2$ , el cual tiende a aumentar el tamaño de grano, debido a su fragilidad afecta gravemente las propiedades mecánicas de las piezas.

### **4.4 PARÁMETROS DE SOLIDIFICACIÓN**

#### *Parámetros de solidificación primaria (refinación de grano)*

El efecto de la presencia de los niveles de aleación ensayados es difícil de evaluar, debido a que los contenidos de Si no son los mismos para todas las aleaciones experimentales, una disminución de Si provoca un incremento de la temperatura de liquidus y viceversa, por lo que esto enmascara el efecto de los aleantes sobre esta temperatura. Esta variación en el nivel de Si en las aleaciones experimentales es permitido para la aleación A356, la cual tiene contenidos de Si entre 6.5% y 7.5%, de acuerdo con la norma AA.

Sin embargo el efecto del Ti sobre la temperatura de nucleación ( $T_{nuc}$ ) y la temperatura mínima ( $T_{min}$ ) para determinar en base estos dos parámetros el nivel de sobreenfriamiento ( $\Delta T$ ) y relacionarlo con la eficiencia del refinador de grano es posible interpretarlo claramente.

Analizando los valores de sobreenfriamiento de  $\Delta T$  en la *TABLA 3.5* se puede observar que cuando no está presente el Ti se obtienen los mayores valores de  $\Delta T$ , los cuales van desde 1.5 hasta  $4.2^{\circ}C$ , a estos valores de sobreenfriamiento se asocian los tamaños de grano gruesos observados en las macroestructuras correspondientes. Cuando se tiene la presencia de Ti se reduce la energía necesaria para realizar la nucleación, facilitando la formación de núcleos estables alcanzándose esta más rápidamente y con una alta densidad de núcleos potenciales, lo que provoca una disminución del sobreenfriamiento necesario para iniciar la nucleación y el posterior crecimiento de la fase primaria  $\alpha$  (Al). Lo anterior se ve reflejado en la reducción del sobreenfriamiento a valores que oscilan entre  $0.3$  y  $0.6^{\circ}C$ . Estos últimos valores, aunque los



sobreenfriamientos no son reducidos a cero, se tienen una fuerte correlación con la eficiencia del Ti como refinador. Los resultados obtenidos prueban que la técnica de análisis térmico puede ser utilizada como método de control macroestructural (refinación de grano) de aleaciones complejas base aluminio, utilizando el parámetro de magnitud de sobreenfriamiento como un indicativo del tamaño de macrograno.

### *Parámetros de solidificación eutéctica (modificación)*

Para poder medir el parámetro de la modificación con Sr se deben comparar dos curvas de enfriamiento una sin presencia de Sr y la otra con Sr, para poder determinar la depresión de la temperatura eutéctica (DPE), que es el parámetro más común que se ha reportado en la literatura para correlacionarse con el grado de modificación del Si eutéctico.

El análisis de la temperatura eutéctica para la aleación A356 sin modificar ( $T_E = 564.03$  C) y modificada ( $T_{E(Sr)} = 554.86$ ) (TABLA 3.5) muestra que la diferencia entre ellas es de 7.19 C, este parámetro es la Depresión de la Temperatura Eutéctica (DPE) que presenta una muestra tratada con Sr en relación a una aleación sin tratamiento con Sr; como se puede observar en la microestructura correspondiente (ver TABLA 3.4 A356-A356a) esta depresión se manifiesta como un significativo cambio morfológico del Si eutéctico, estos resultados coinciden con los reportados por otros autores[1,3,7].

El mecanismo de crecimiento natural en una aleación Al-Si (sin presencia de algún agente modificante) en donde los cristales de silicio crecen en forma de planos gemelos para dar como resultado una estructura con agujas de silicio eutéctico, se ve afectado cuando el Sr se encuentra en el baño líquido. De manera que los átomos de Sr adsorben en los escalones de crecimiento de silicio, provocando una estructura eutéctica consistente en  $\alpha$ -Al y Silicio en forma fibrosa o globular [1]. En este sentido, se explica que las temperaturas de la  $T_E$  se vean deprimidas, pues el mecanismo de crecimiento es modificado y la velocidad de crecimiento es retrasada.

Para las aleaciones complejas sin modificar, con la presencia de aleantes de Ni y Mg, cambiaron ligeramente la cinética de solidificación, por lo que estos elementos promueven una aparentemente modificación en el patrón de crecimiento cristalográfico durante la solidificación del eutéctico principal(Al-Si). Analizando la tabla 3.5 se puede apreciar que todas las  $T_E$  de las aleaciones complejas sin Sr son inferiores a la de la



## CAPITULO IV

---

aleación A356 también sin Sr. Esta podría ser la razón del ligero cambio morfológico del Si eutéctico provocado por la presencia de aleantes. También se tiene la posibilidad que la presencia de aleantes en las cantidades ensayadas provoque la formación y precipitación de eutécticos complejos (ternarios o cuaternarios) que disminuyan las correspondientes  $T_E$ .

Cuando el Sr está presente tanto en la aleación de referencia como en las aleaciones complejas se puede observar para todos los caso una depresión de la temperatura eutéctica (entre 3.4 y 9.2). Lo cual significa que independientemente de la presencia de elementos aleantes adicionales al Si, el Sr modifica la cinética de crecimiento del Si en el eutéctico principal promoviendo la modificación del mismo. Es difícil correlacionar la magnitud de la depresión eutéctica con la fracción de Si eutéctico a modificar, ya que hay aleaciones complejas como la 1 y la 2 las cuales presentan magnitudes de DPE mayores que la aleación de referencia, la cual tienen una mayor fracción de Si por modificar.

### **4.5 PROPIEDADES MECANICAS**

Las propiedades mecánicas están directamente relacionadas con las características microestructurales de las aleaciones de colada, en las que intervienen la morfología, ubicación y fracción de dichas fase, complementadas con parámetros como el DAS (que en este trabajo es constante), el nivel de porosidad y el tamaño de grano.

Las bajas propiedades tensiles (resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia y % de elongación) de la aleación A356 se relacionan con la estructura acircular gruesa o de placas del Si eutéctico, debido a que este es una fase frágil y dura, y por su morfología acicular provoca en condiciones de esfuerzo la acumulación de esfuerzos, lo que induce a la fragilidad del material. Cuando se le agrega el Sr, se promueve morfologías fibrosas globulares del Si eutéctico lo cual elimina la acumulación de esfuerzos, incrementando las propiedades tensiles.

La dureza de la aleación generalmente es definida por la fracción presente de los microconstituyentes más duros [11]. En general la adición de Ni a las aleaciones complejas tiene como propósito incrementar la dureza y conservar las propiedades a altas temperaturas.



## CAPITULO IV

---

En la *TABLA 3.6* se observa que el % de elongación es bajo para el caso de la mayoría de las aleaciones. El valor más alto es presentado por la aleación 5a, la cual no supera el 0.81 % muy similar a la aleación A356 refinada-modificada. Lo cual significa que la fracción presente de fases complejas promovida por los niveles ensayados de aleantes no tiene un efecto positivo sobre esta propiedad. Sin embargo para algunas aleaciones como la 5 modificada-refinada, se tiene un incremento en la resistencia a la tensión. El efecto benéfico de la presencia de aleantes, así como del tratamiento conjunto de refinación y modificación no parecen tener ningún aporte para el incremento en propiedades de aleaciones complejas en condiciones de colada. Esto se asocia básicamente al nivel de porosidad obtenido en las barras de colada. Se ha documentado [15] que la porosidad es una característica que reduce sensiblemente las propiedades de las aleaciones coladas, especialmente en la A356. La grafica 1.21 (capitulo 1) muestra el efecto de este parámetro sobre la reducción en propiedades mecánicas.

El análisis de la dureza muestra que esta se incrementa en todas las aleaciones complejas realizadas en este trabajo con relación a la aleación A356 (*TABLA 3.6*), esto es debido básicamente a las fracciones y morfologías de las fases complejas presentes. Se puede observar que el mayor incremento en dureza en relación con la aleación A356 es para la aleación 5, la cual alcanza valores de 85 HB en comparación de los 55 puntos de dureza HB que tiene la A356. Estos elevados incrementos de dureza cercanos a los de un hierro colado gris de clase baja, en general se asocian a la presencia de fases masivas que se encuentran relativamente bien distribuidas en la matriz de la aleación. Debido a la complejidad de las aleaciones, así como a la variedad de morfologías de fases intermetálicas precipitadas, es difícil atribuir a una fase en particular el incremento de la dureza.



#### **4.6 RESULTADOS DE THERMO-CALC**

Con el objetivo de comparar los parámetros de solidificación experimentales obtenidos en las aleaciones bajo estudio, se utilizó un software llamado Thermo-Calc, el cual con la composición química se pudo obtener en base al modelo de Scheil-Gulliver la predicción de las temperaturas de nucleación ( $T_{Nucl}$ ). También fue posible obtener las temperaturas eutécticas con y sin adición de Sr.

Los resultados de la *TABLA 3.7*, muestran las limitaciones que tiene este programa, debido a que no indica las temperaturas mínimas ( $T_{min}$ ) por lo que no es posible obtener los valores de  $\Delta T_{Nucl}$  para relacionarlos con el tamaño de grano con y sin presencia de Ti. También se puede observar diferencias entre los valores predichos por Thermo-Calc y los valores experimentales.

Para el caso contrario de las  $T_E$  se presentan resultados similares, Thermo-Calc no puede predecir la depresión de la temperatura eutéctica por la presencia de Sr, debido a que el cálculo que realiza se basa en parámetros termodinámicos, de aquí que la cinética, así como el desarrollo experimental en este tipo de estudios es un factor fundamental para la comprensión de fenómenos de solidificación.

## CAPITULO V

### CONCLUSIONES

*Las conclusiones obtenidas del presente trabajo son:*

- La adición de los aleantes (Cu, Ni y Mg) a la aleación A356 en las cantidades ensayadas, promueven la precipitación de intermetálicos o eutécticos complejos, estando en función de la cantidad de aleante adicionada.
- Las fases complejas precipitadas, mejoran las propiedades tensiles en comparación a la aleación de referencia (A356) sin los tratamientos de modificación y refinación.
- Los tratamientos de modificación y refinación en conjunto a las fases complejas precipitadas, no tienen gran influencia para el aumento de las propiedades tensiles.
- Existe buena evidencia para pensar que la presencia de los eutécticos complejos, influyen incrementando la dureza, en comparación a la aleación A356 sin tratamientos en la fase líquida y con tratamientos de modificación y refinación.



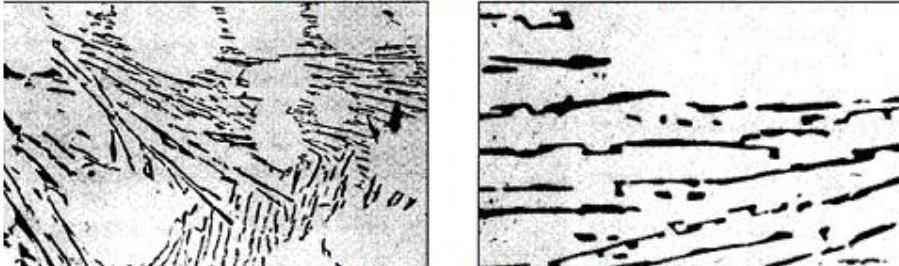
## ANEXOS

### ANEXO 1. Patrón de Nivel de Modificación

Las diferentes clases o rangos o niveles de modificación son asociados a diferentes morfologías del Si eutéctico, llamado patrón de modificación [6]. Para el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas se utiliza el siguiente patrón comparativo.



**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.

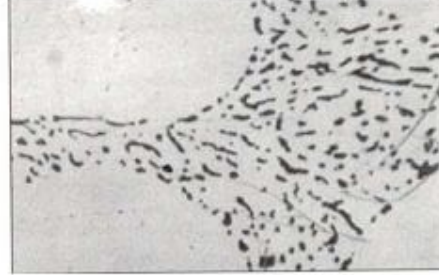
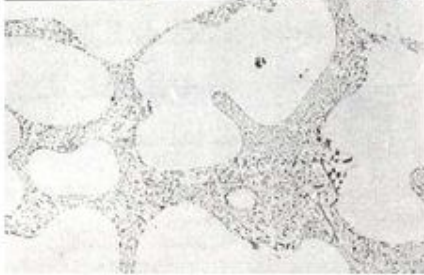


**Clase 3:** Estructura ligeramente modificada. La estructura laminar empieza a romperse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas estructuras aciculares.

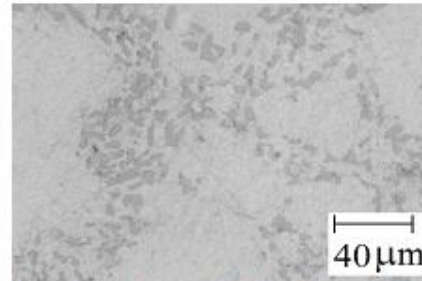
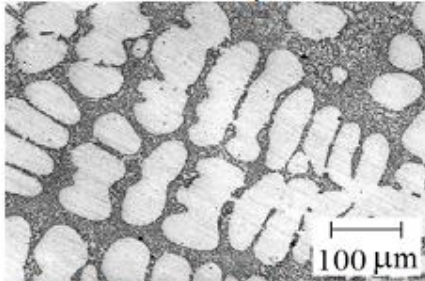
ANEXOS



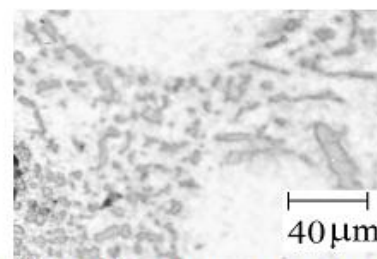
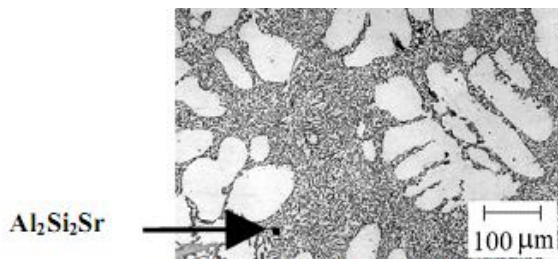
**Clase 4:** Estructura suficientemente modificada. La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.



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



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

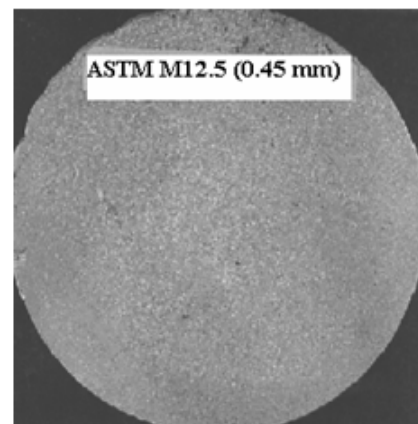
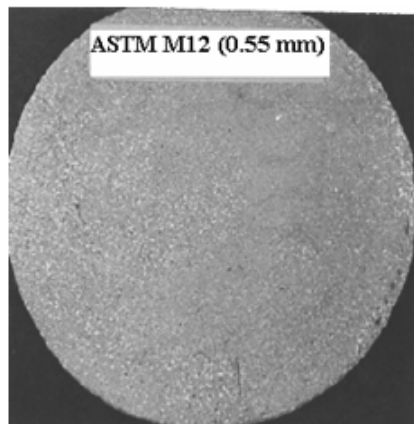
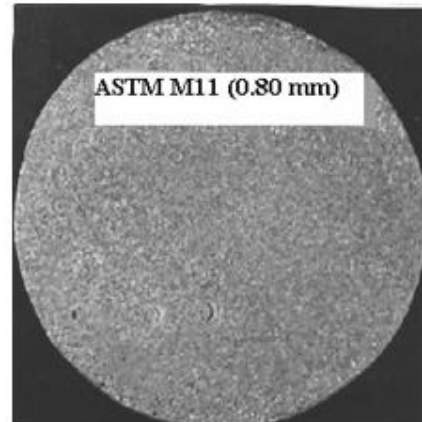
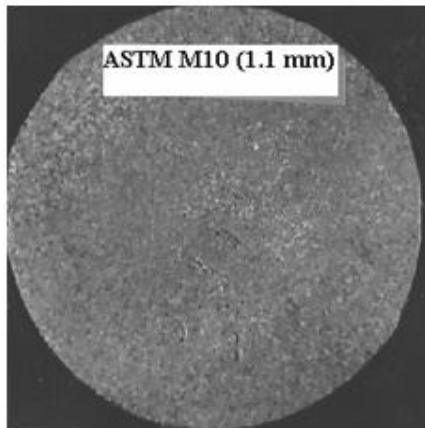
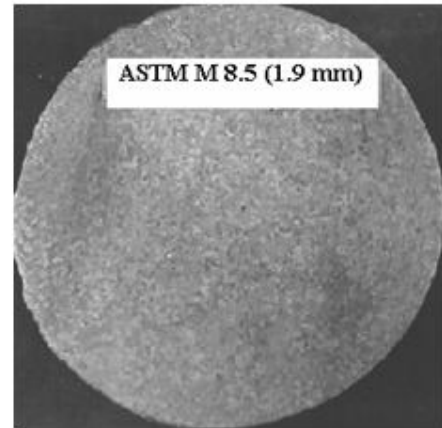
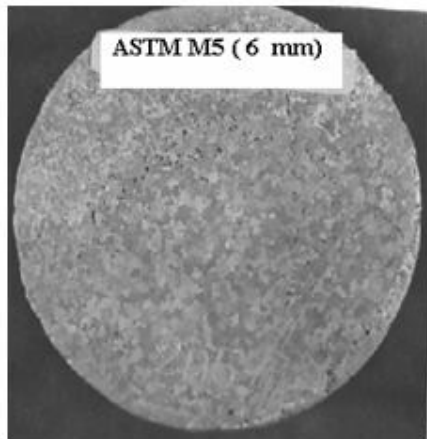


**Clase 7:** Estructura sobremodificada. El silicio está presente como una mezcla de partículas gruesas y finas y partículas de  $Al_2Si_2Sr$ .

# ANEXOS

## ANEXO 2 Patrón de refinación de grano

(ASTM E91-51T, ASM Standard 1977)



**Anexo 3. Tamaños de macrograno ASTM**

TABLA COMPARATIVA DE TAMAÑOS DE GRANO  
(MACRO Y MICROGRANO)

METODO DE COMPARACION  
AUMENTOS 1X

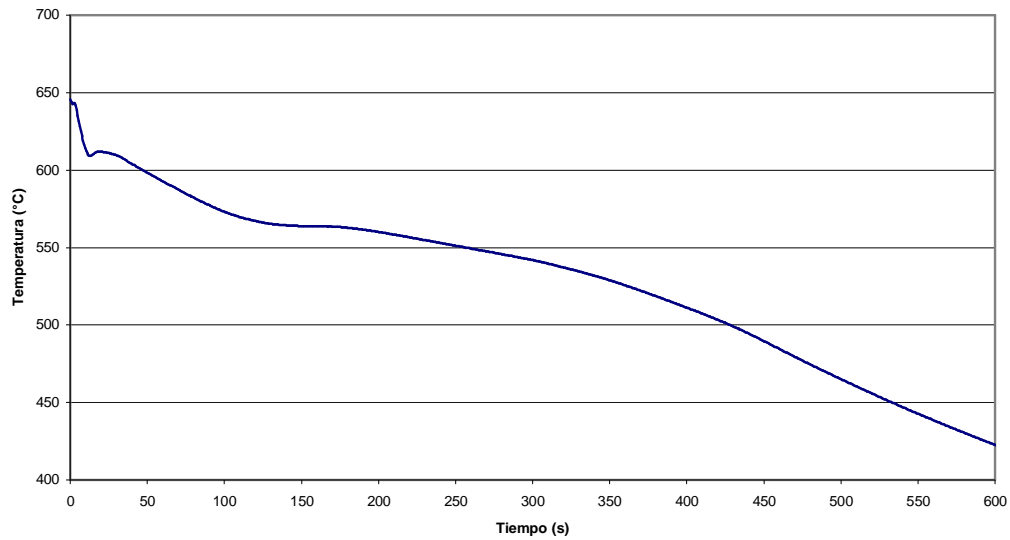
MACROGRANO Nº ASTM	MICROGRANO Nº ASTM	DIAMETRO DEL in	PROMEDIO GRANO mm	GRANOS POR in <sup>2</sup>
M0	----	1.40	36	0.5
M0.5	----	1.20	30	0.7
M1.0	----	1.00	25	1.0
M1.5	----	0.80	21	1.4
M2	----	0.70	18	2.0
M2.5	----	0.60	15	2.8
M3	----	0.50	13	4.0
M3.5	----	0.40	11	5.7
M4	----	0.35	9	8.0
M4.5	----	0.30	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
M12.5	0	0.020	0.50	2500
M13	----	0.019	0.45	2896
M13	0	0.016	0.40	4096
M13.5	----	0.014	0.36	5000
M13.5	----	0.013	0.33	5792
M13.5	0.5	0.012	0.30	7071
M14	----	0.011	0.28	8192
M14	1.0	0.010	0.25	10000
M14.5	----	0.009	0.23	11584
M14.5	1.5	0.008	0.21	14142
M15	----	0.0075	0.20	16384
M15	2	0.007	0.18	20000
M15.5	----	0.0065	0.16	23168

## ANEXOS

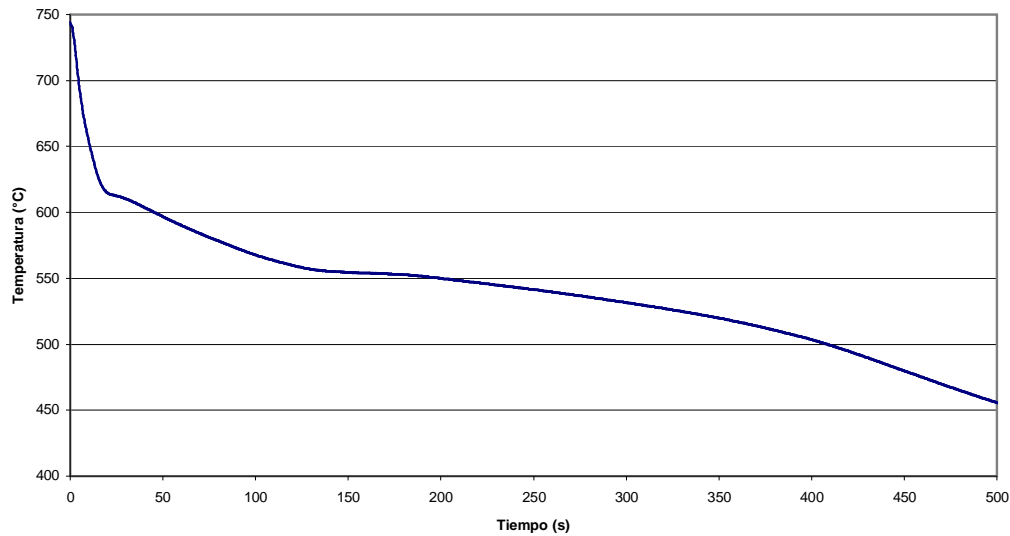
### ANEXO 4. CURVAS DE ENFRIAMIENTO Y RESULTADOS DE LOS PARÁMETROS TÉRMICOS

Para cada material se obtuvieron las curvas de enfriamiento que se presentan a continuación. Los datos obtenidos de las curvas de enfriamiento fueron corregidos con un factor de 3.361 °C, el cual se obtuvo del procedimiento de calibración del equipo de adquisición de datos (Sección 2.4). Por lo tanto, los datos reportados en el capítulo 3, son los resultados corregidos finales.

Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 1

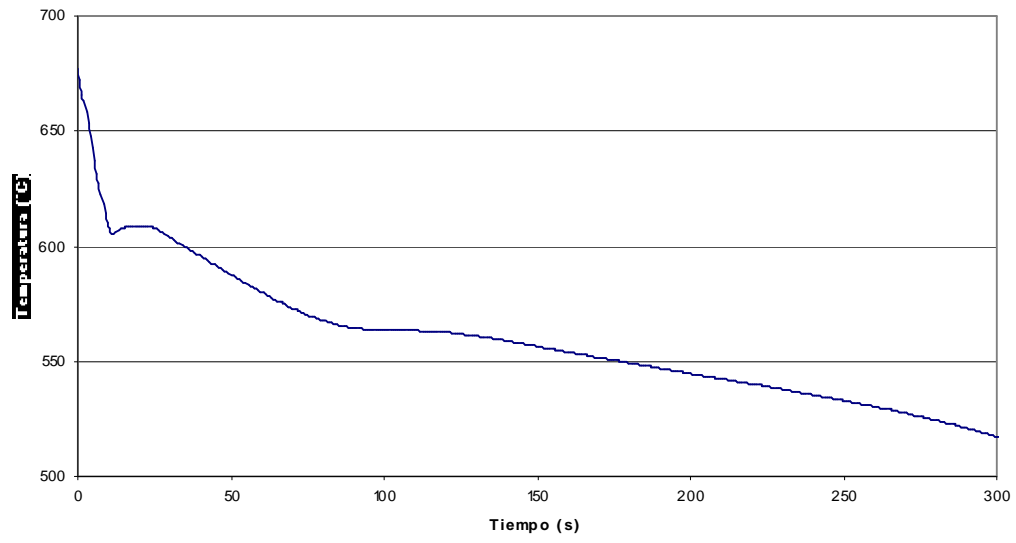


Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 1a

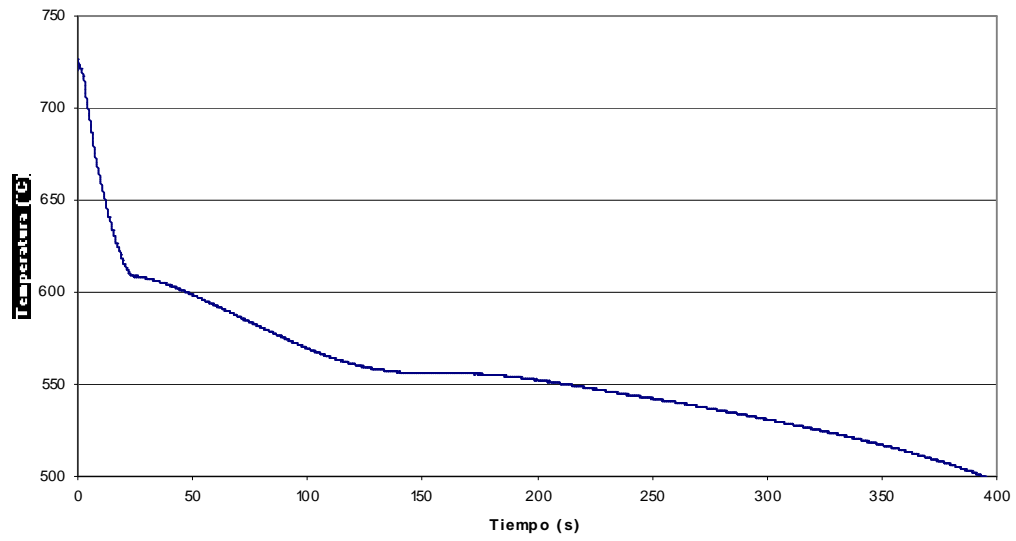


# ANEXOS

## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 2

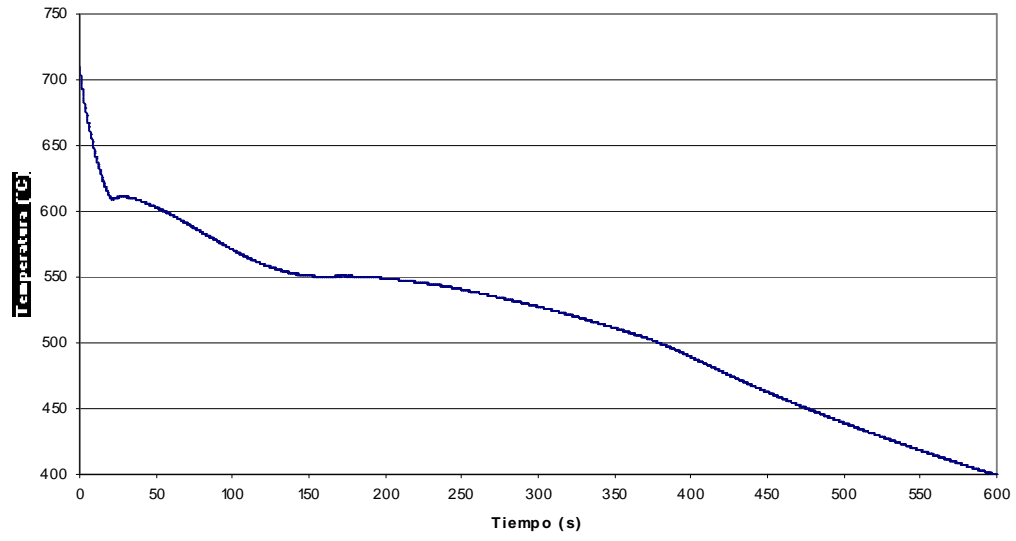


## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 2a

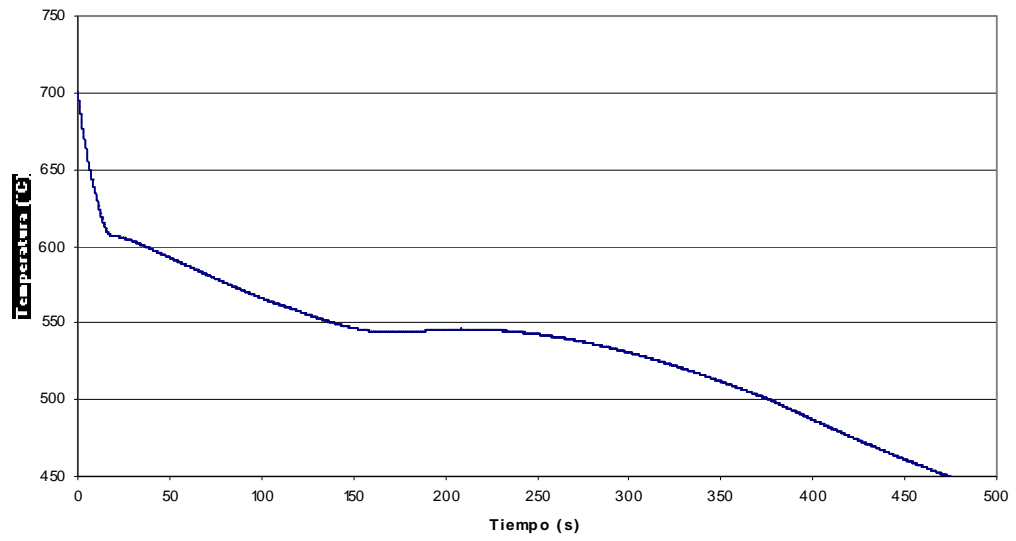


# ANEXOS

## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 3

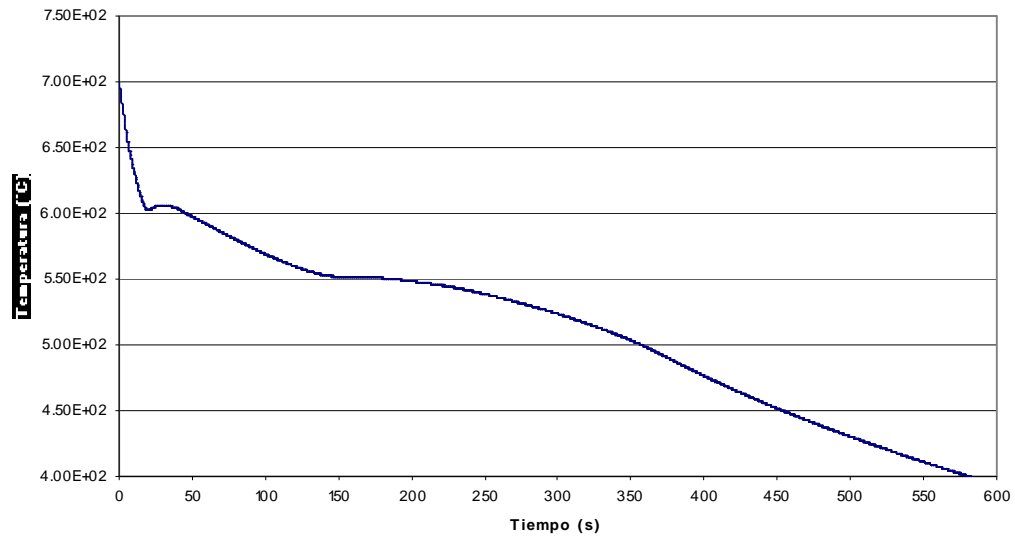


## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 3a

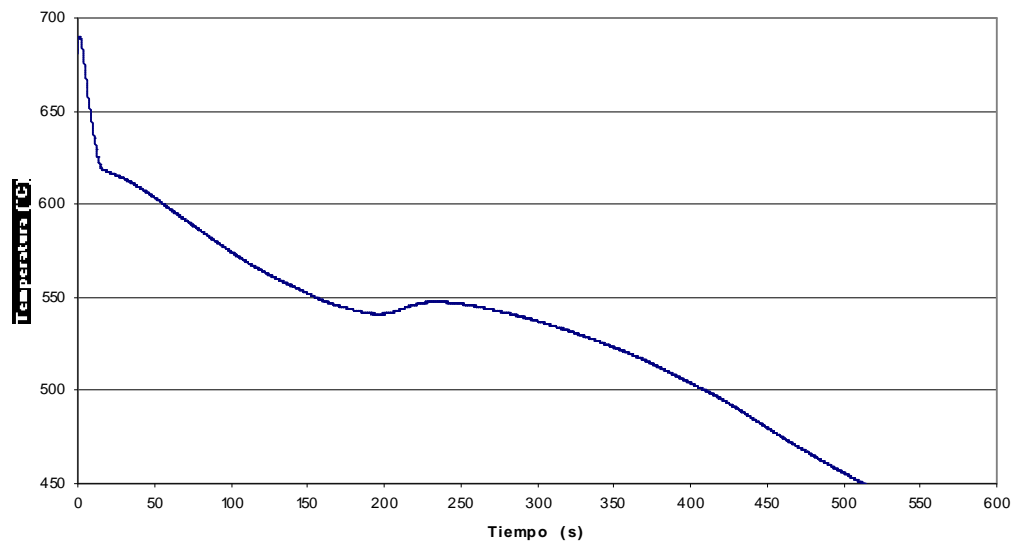


# ANEXOS

## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 4



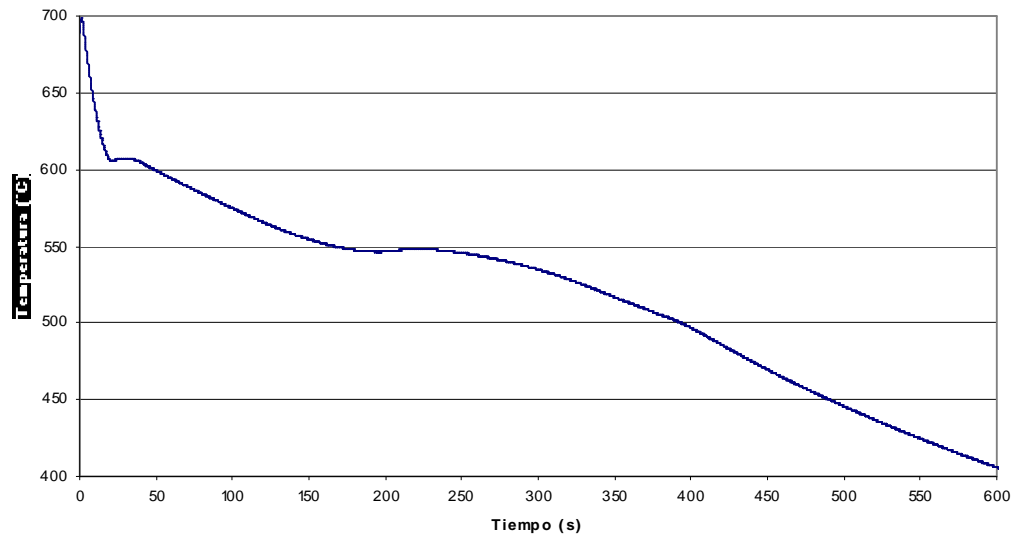
## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 4a



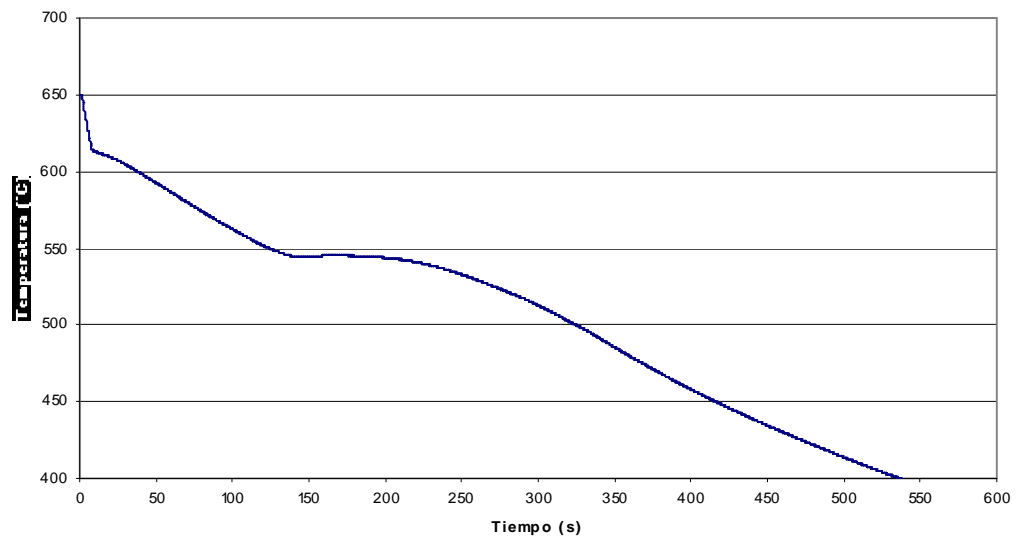


# ANEXOS

## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 5

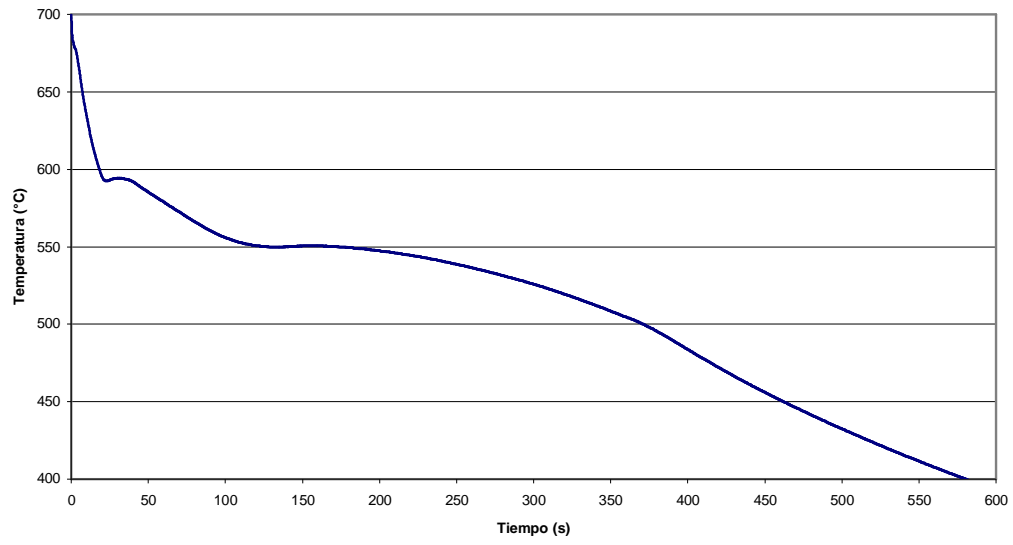


## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 5a

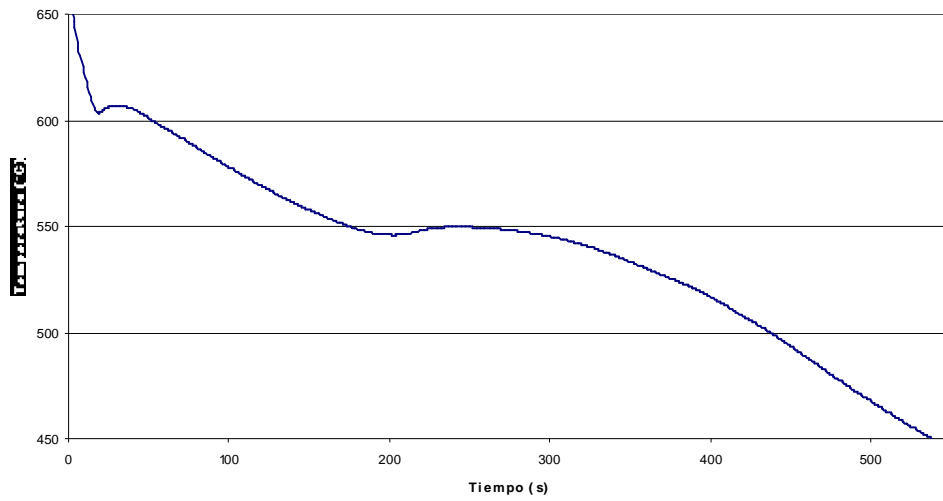


# ANEXOS

## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 6



## Curva de Enfriamiento Aleacion Compleja 6a



**ANEXO 5. Curvas Scheil Gulliver obtenidas por Thermo-Calc**

Las siguientes figuras presentan las curvas de fracción precipitada y de fase formada de acuerdo a los cálculos teóricos siguiendo el modelo de solidificación de Scheil-Gulliver en función del contenido de elementos aleados adicionado. De estas curvas se obtuvo la  $T_{Nuc}$  y la  $T_E$ , Por Ejemplo para la curva 1, observar que la  $T_{Nuc}$  es de XXXX y la  $T_E$  sin Sr es de XXXXX,

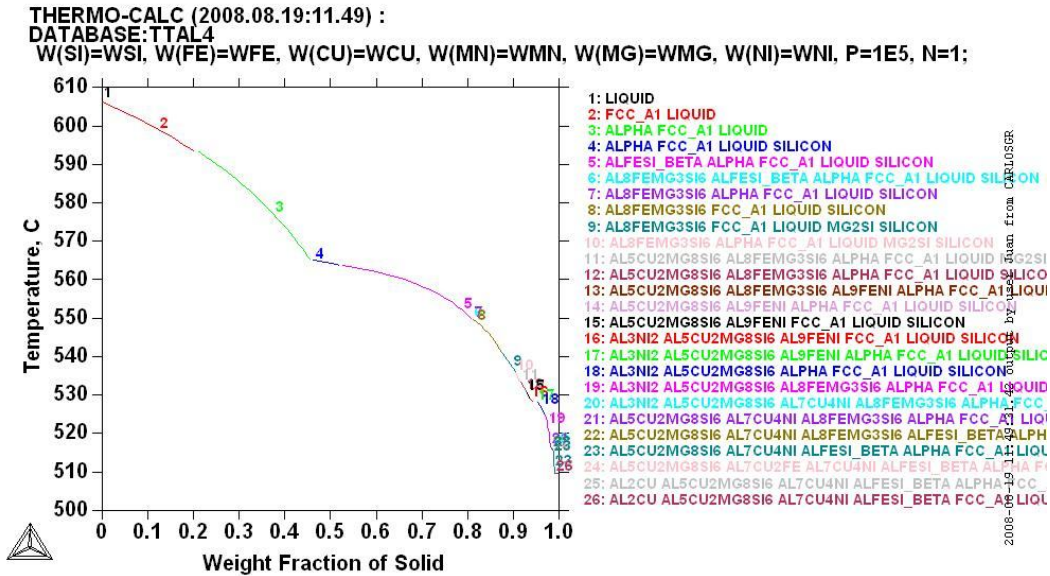


Figura 1.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 1.

ANEXOS

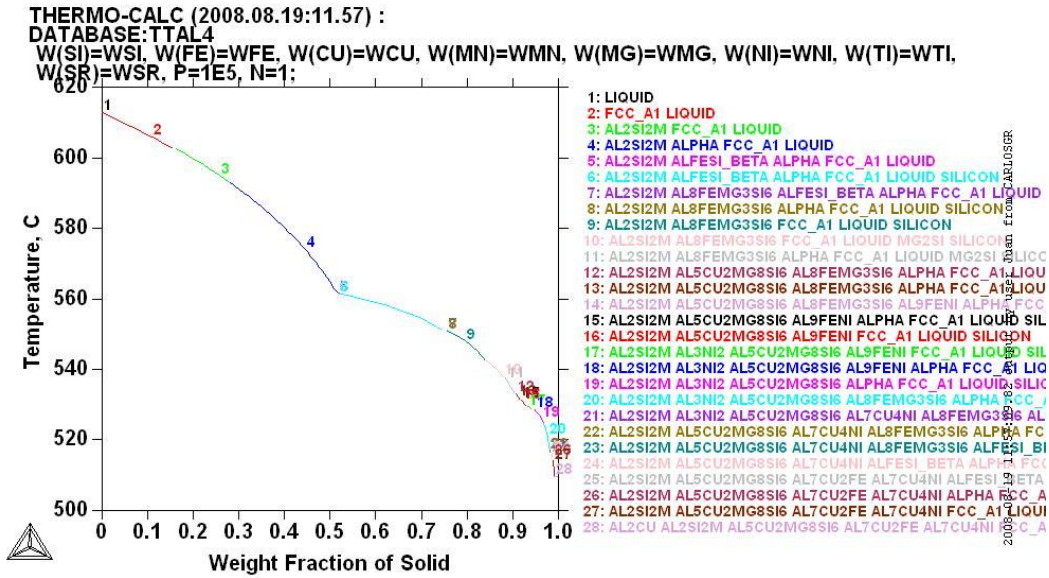


Figura 1.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 1a.

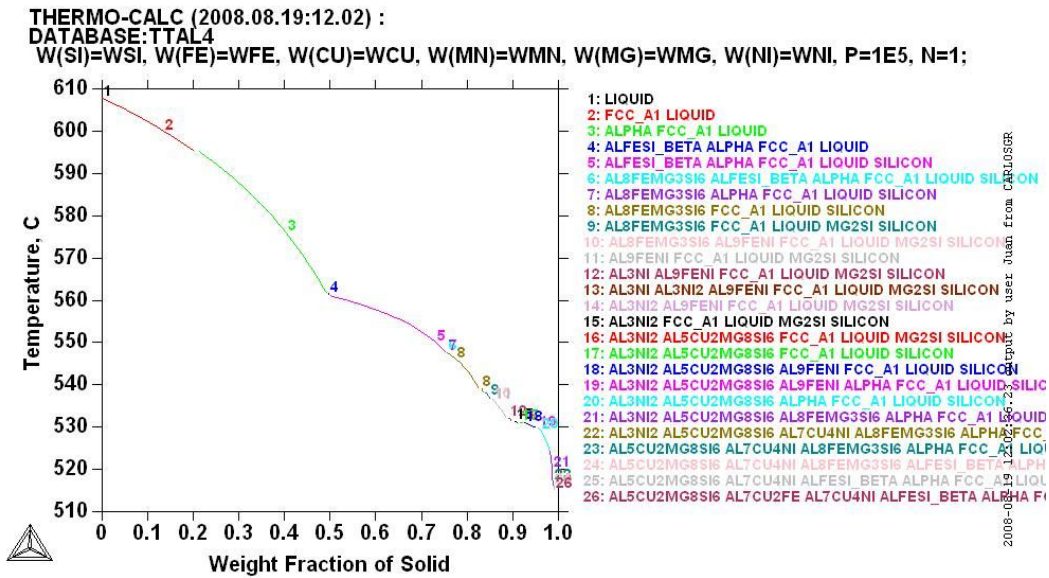


Figura 22.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 2.

ANEXOS

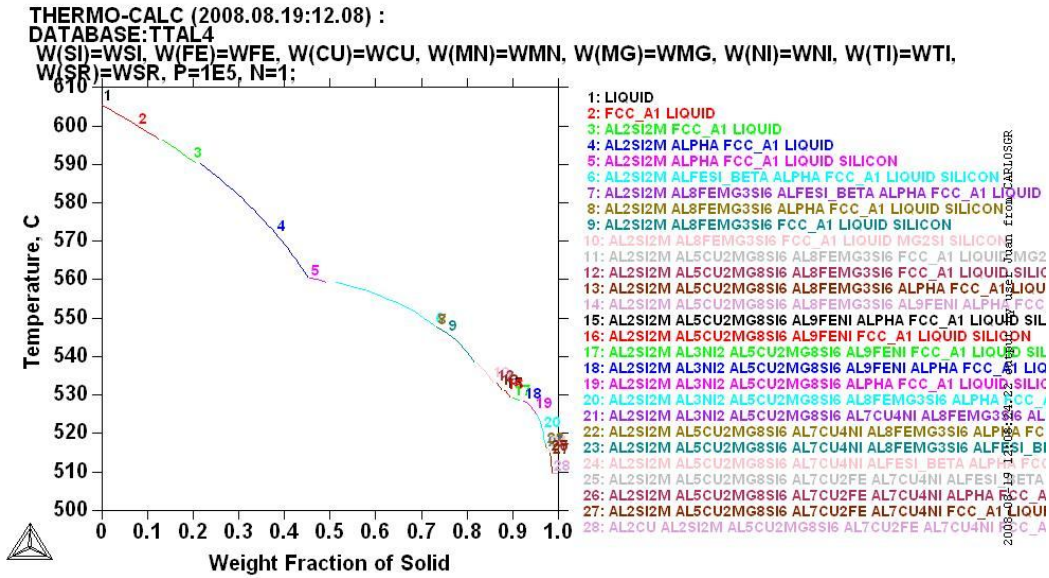


Figura 23.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 2a.

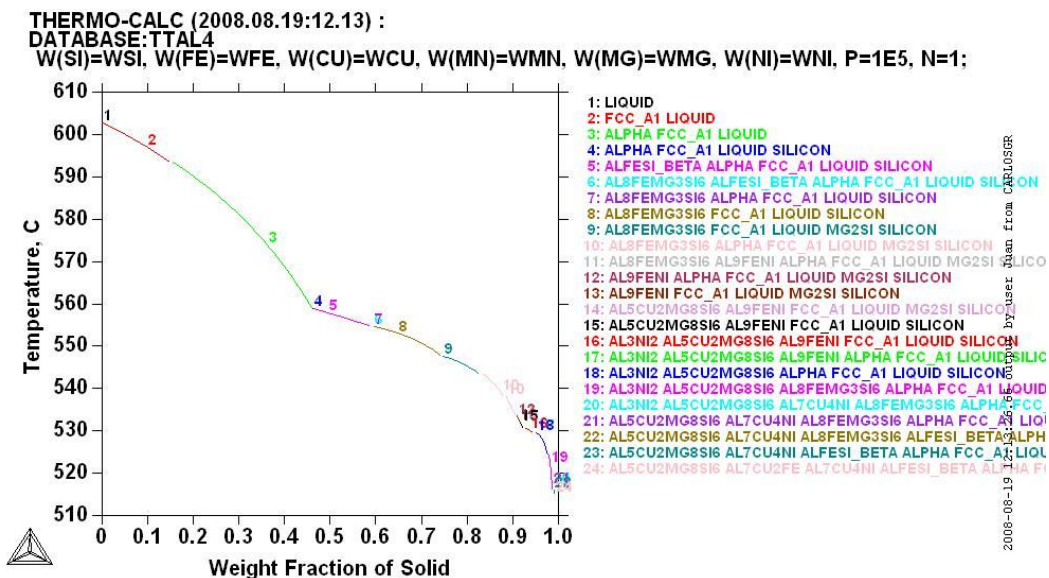


Figura 24.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 3.

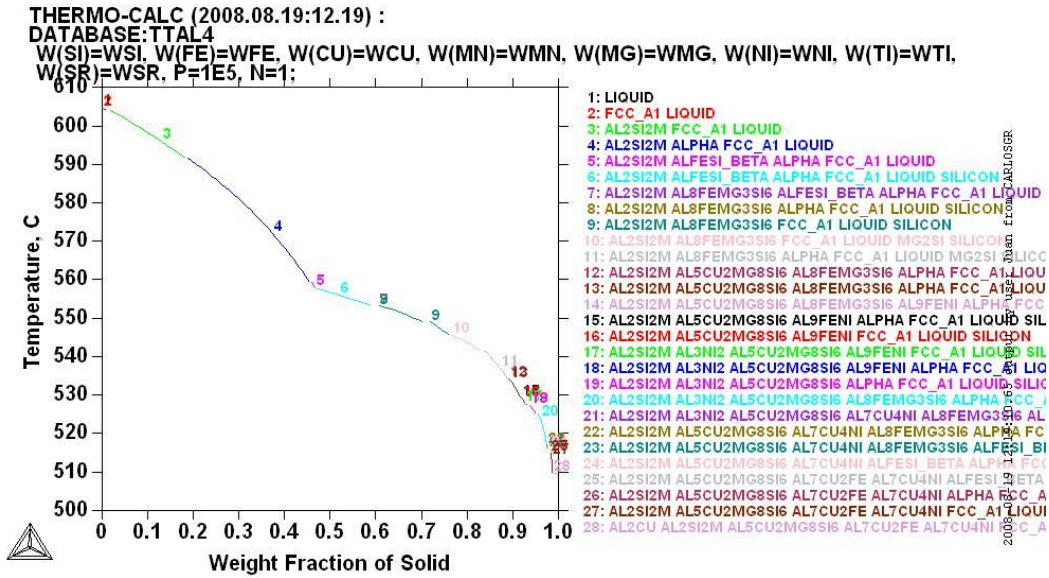


Figura 25.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 3a.

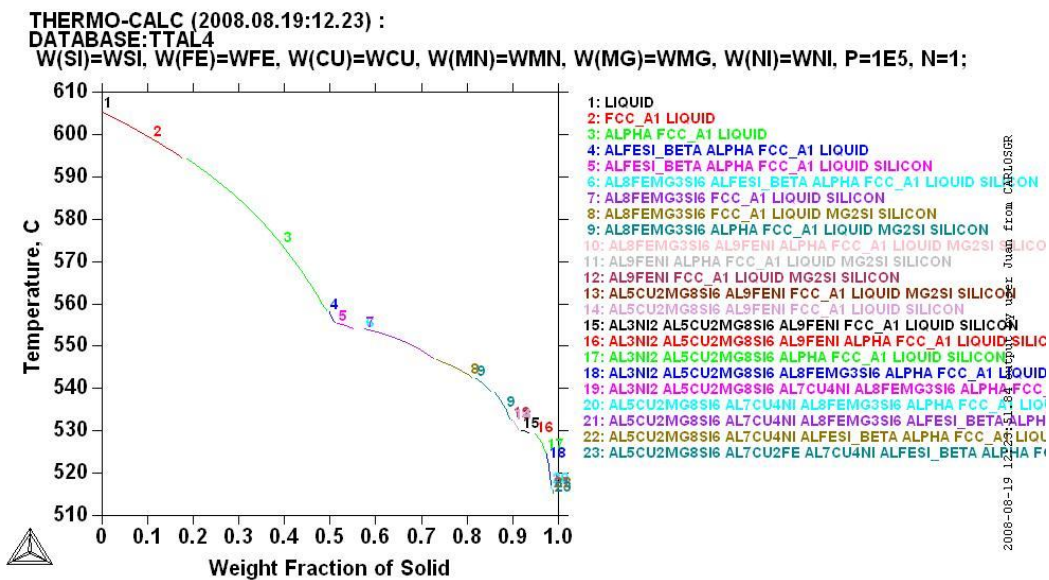


Figura 26.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 4.

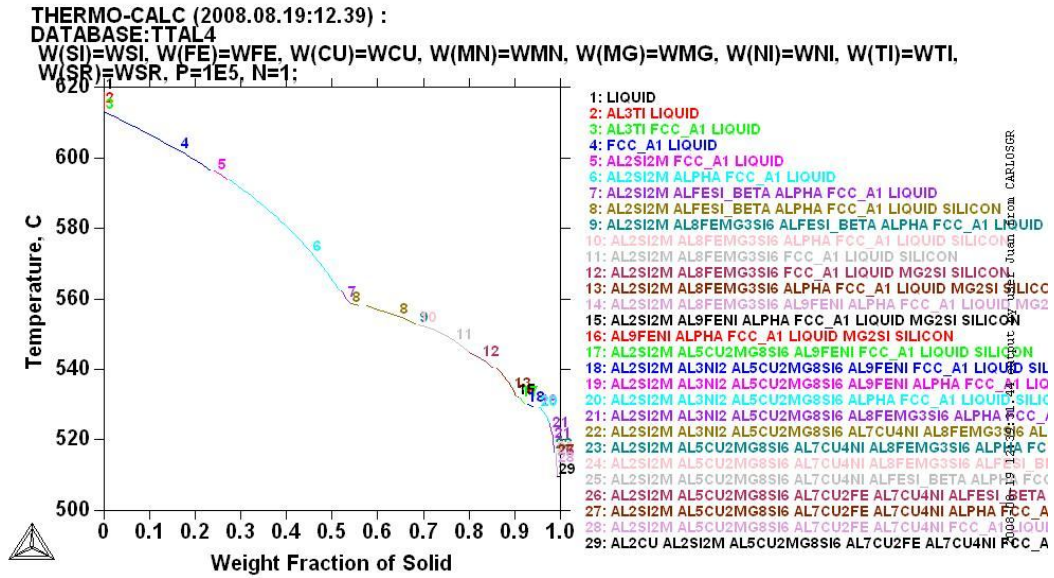


Figura 27.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 4a.

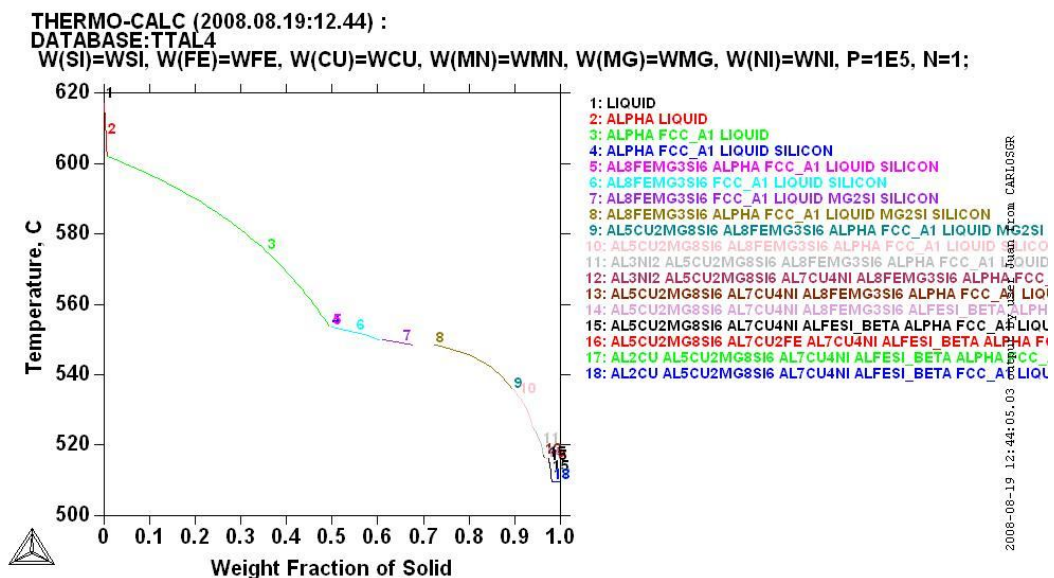


Figura 28.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 5.

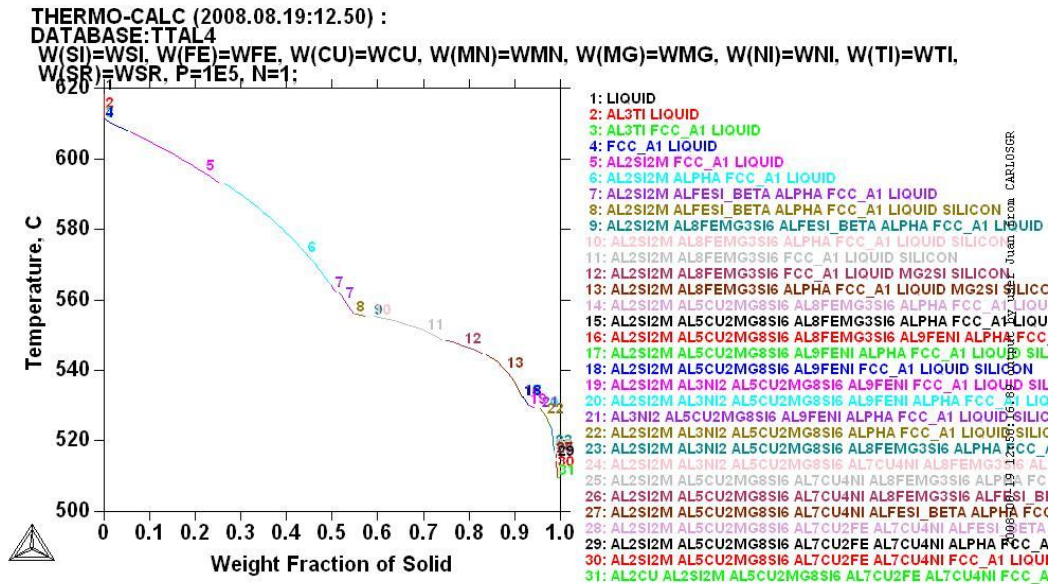


Figura 9.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 5a.

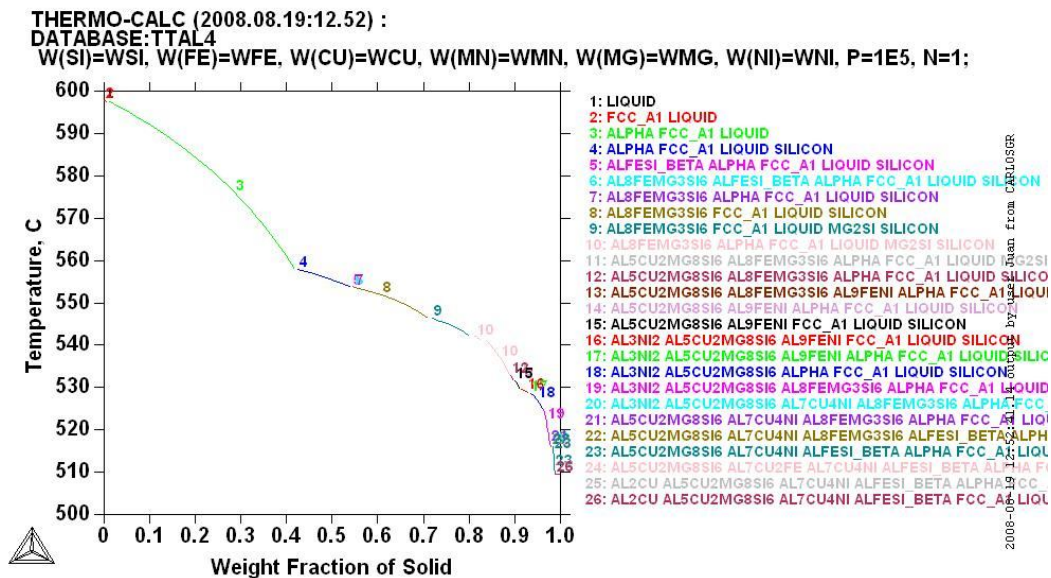


Figura 10.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 6.



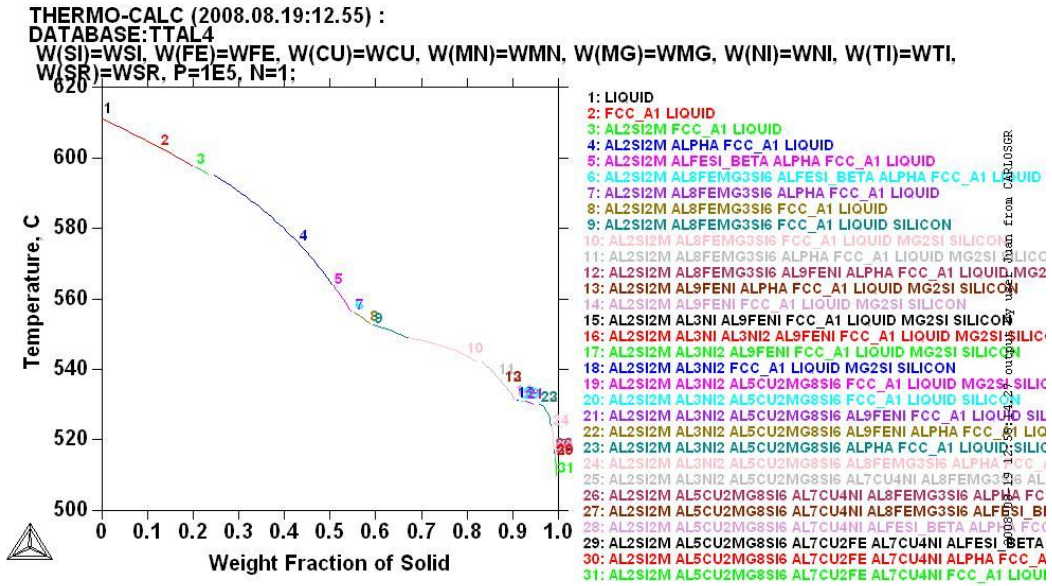


Figura 11.- Predicción de las fases y temperatura de crecimiento eutéctico Aleación compleja 6a.



- 1) L. Bäckerud, G. Chai and J. Tamminen; “Solidification Characteristics of Aluminium Alloys”, vol 2: Foundry Alloys, Printed in U.S.A. (1990).
- 2) J.E. Gruzleski and B.M. Closset; “The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”, American Foundrymen’s Society, Inc. Des Plaines, Illinois 60016-8399, Printed in U.S.A., (1990).
- 3) R. DasGupta, C.G. Brown and S. Marek; “Analysis of Overmodified 356 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, vol 38, pp 297-310 (1988).
- 4) 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 (1994).
- 5) 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 (1992).
- 6) 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).
- 7) 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 (1986).
- 8) ASM handbook, vol. 3, Alloys phase diagrams, 1992.
- 9) ALFONSO, I., MALDONADO, C., GONZALEZ, J.G. *et al.* Efecto de las variables experimentales sobre la microdureza en aleaciones Al-6Si-3Cu-xMg T6. *Matéria (Rio J.)* [online]. 2008, vol. 13, no. 1, pp. 110-118.
- 10) GARCIA-HINOJOSA, J.A, GONZALEZ R., C, HOUBAERT, Y *et al.* Caracterización Microestructural De Aleaciones Coladas Al-7si-Cu Y Al-7si-Ni Con Adiciones De Sr. *Rev. LatinAm. Met. Mat.*, 2003, vol.23, no.2, pp.20-24.
- 11) GARCIA-HINOJOSA, J.A, GONZALEZ R., C, HOUBAERT, Y *et al.* Aleaciones A356-Ni, A356-Cu y A356-Mg con adiciones de Sr. Moldeo y Fundicion revista de la sociedad mexicana de fundidores. N0. 176- abril, 2007, PP. 12-18.
- 12) AFS Aluminium Casting Technology (1990)
- 13) Mondolfo L.I. Aluminium Alloys structure and properties, Butterworths, London (1978)
- 14) G.K. Sigworth; “Theoretical and Practical Aspects of the Modification of Al-Si Alloys”, AFS Transactions, vol 66, pp7-16 (1983).
- 15) John Campbell, Casting, Butterworths, London (1991).