



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

*Análisis, asistido por computadora de curvas de enfriamiento para una aleación Al-Si Eutéctica sin modificar y modificada con diferentes contenidos de Sr*

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERA QUÍMICA METALURGICA**

**P R E S E N T A:**

**Anabell Jiménez Sosa**

**MÉXICO, D.F.**

**2011**





Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:**                   **Profesor:**   **EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO**

**VOCAL:**                           **Profesor:**   **JOSE ALEJANDRO GARCIA HINOJOSA**

**SECRETARIO:**               **Profesor:**   **CARLOS GONZALEZ RIVERA**

**1er. SUPLENTE:**           **Profesor:**   **AGUSTIN GERARDO RUIZ TAMAYO**

**2° SUPLENTE:**               **Profesor:**   **LUIS DARIO ESCOBAR MEJIA**

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.**

**ASESOR DEL TEMA:**                   **CARLOS GONZALEZ RIVERA**

\_\_\_\_\_

**SUPERVISOR TÉCNICO:**           **EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLALPANCO**

\_\_\_\_\_

**SUSTENTANTE:**                       **ANABELL JIMENEZ SOSA**

\_\_\_\_\_

# INDICE

<b>Introducción</b>	..5
<b>Resumen</b>	..7
<b>Objetivo</b>	..8
<b>Hipótesis</b>	..8
<b>Capítulo I Antecedentes</b>	<b>9</b>
<b>1.1 Aleaciones de Aluminio</b>	<b>9</b>
1.1.1 Aleaciones Al-Si	..11
1.1.2 Solidificación de Aluminio Puro	12
<b>1.2 Modificación</b>	<b>16</b>
1.2.1 Tipos de modificadores	..18
1.2.2 Impurezas en el baño líquido	..19
1.2.3 Rapidez de enfriamiento	...19
1.2.4 Adición de Sr en el baño líquido	...22
1.2.5 Sobremodificación	..23
1.2.6 Patrones de modificación	...24
1.2.7 Efectos de la modificación	..25
<b>Capitulo II Análisis Térmico</b>	<b>26</b>
2.1 Principios de Análisis Térmico	...26
2.2 Curvas de enfriamiento idealizadas	...26
2.3 Análisis Térmico de la reacción eutéctica	..29
2.4 Modificación en el Análisis Térmico	..31
2.5 Calculo de los parámetros $T_f$ y $T_m$	32
<b>Capítulo III Desarrollo experimental</b>	<b>33</b>
3.1 Selección de materiales para la aleación de estudio	..33
3.1 Moldes de Arena	..34
3.2 Manufactura de la aleación bajo estudio	..35
3.3 El sistema de adquisición de datos Temp	..35
3.4 Adquisición de Datos	...36
3.5 Adición de Sr	..36

**Capítulo IV Resultados y Discusión** . . . . . **.38**

**4.1 Probetas Testigo: 0ppm de Sr** . . . . . **.38**

- 4.1.1 Análisis Térmico de probetas Testigo . . . . .38
- 4.1.2 Procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento de probetas Testigo . . . . . 39
- 4.1.3 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas Testigo . . . . .41
- 4.1.4 Parámetros obtenidos de las curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas Testigo . . . . .42
- 4.1.5 Calculo del parámetro  $T_{0Sr}$  . . . . .43
- 4.1.6 Metalografía y Composición Química de las probetas Testigo . . . . .43
- 4.1.7 Comparación de los parámetros para la correlación de probetas Testigo . . . . . 44

**4.2 Probetas con 40ppm de Sr** . . . . . **.46**

- 4.2.1 Análisis Térmico de probetas con 40ppm de Sr . . . . . 46
- 4.2.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 40ppm de Sr . . . . .47
- 4.2.3 Parámetros obtenidos de las curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 40ppm de Sr . . . . .58
- 4.2.4 Calculo del parámetro  $T_{40Sr}$  . . . . .49
- 4.2.5 Calculo del parámetro  $T_{40Sr}$  . . . . .49
- 4.2.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 40ppm de Sr . . . . .50
- 4.2.7 Comparación de los parámetros para la correlación de probetas con 40ppm de Sr . . . . .51

**4.3 Probetas con 80ppm de Sr** . . . . . **.53**

- 4.3.1 Análisis Térmico de probetas con 80ppm de Sr . . . . .53
- 4.3.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 80ppm de Sr . . . . .54
- 4.3.3 Parámetros obtenidos de las curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 80ppm de Sr . . . . .55
- 4.3.4 Calculo del parámetro  $T_{80Sr}$  . . . . .56
- 4.3.5 Calculo del parámetro  $T_{80Sr}$  . . . . .56
- 4.3.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 80ppm de Sr . . . . .57
- 4.3.7 Comparación de los parámetros para la correlación de probetas con 80ppm de Sr . . . . .58

**4.4 Probetas con 120 ppm de Sr** . . . . . **60**

- 4.4.1 Análisis Térmico de probetas con 120ppm de Sr . . . . .60
- 4.4.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 120ppm de Sr . . . . .61
- 4.4.3 Parámetros obtenidos de las curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 120ppm de Sr . . . . .62
- 4.4.4 Calculo del parámetro  $T_{120Sr}$  . . . . .63
- 4.4.5 Calculo del parámetro  $T_{120Sr}$  . . . . .64
- 4.4.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 120ppm de Sr . . . . .64
- 4.4.7 Comparación de los parámetros para la correlación de probetas con 120ppm de Sr . . . . .66

<b>4.5 Probetas con 200ppm de Sr</b>	<b>67</b>
4.5.1 Análisis Térmico de probetas con 200ppm de Sr	..67
4.5.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 200ppm de Sr	.68
4.5.3 Parámetros obtenidos de las curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 200ppm de Sr	..69
4.5.4 Calculo del parámetro $T_{200Sr}$	.70
4.5.5 Calculo del parámetro $T_{200Sr}$	.70
4.5.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 200ppm de Sr	..71
4.5.7 Comparación de los parámetros para la correlación de probetas con 200ppm de Sr	..72
<b>4.6 Comparación de las curvas de enfriamiento</b>	<b>73</b>
<b>4.7 Análisis de los parámetro <math>T_{Nucl}</math>, <math>T_{Min}</math> y <math>T_e</math></b>	<b>74</b>
<b>4.8 Análisis de los parámetros <math>T_i</math> y <math>T_f</math></b>	<b>75</b>
<b>4.9 Análisis de las composiciones Químicas y Microestructuras</b>	<b>75</b>
<b>Capítulo V Conclusiones</b>	<b>79</b>
<b>Capítulo VI Anexos</b>	<b>80</b>
6.1 Composición Química	.80
6.2 Balances de Carga	...86
<b>Bibliografía</b>	<b>88</b>

## INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de Aluminio constituyen, el segundo grupo más grande de consumo de metales después de las aleaciones de hierro y en particular, las aleaciones Al-Si son ampliamente utilizadas en la industria automotriz, estructuras aeroespaciales y aplicaciones militares, debido a sus buenas propiedades.

La forma del Si eutéctico juega un papel muy importante en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si, particularmente en su resistencia a la elongación, incrementando su ductilidad mediante la modificación del silicio eutéctico, donde su morfología se modifica de placas aciculares gruesas a una estructura fibrosa (similar a una alga marina) o laminar fina, mediante la adición de pequeñas cantidades de los elementos de la familia IA, IIA (en el caso particular del estudio del Sr) o bien, con velocidades de enfriamiento altas (Gruzleski et al., 1990), (Backerud et al., 1990). El estroncio, sodio y antimonio son los tres elementos modificadores más utilizados comercialmente para tratar las aleaciones fundidas de Al-Si.

En estudios anteriores se han reportado trabajos con otro tipo de modificadores como lo son Ba, Ca, Y y Yd. Más sin embargo en las últimas investigaciones se ha demostrado que la modificación con los anteriores elementos producen efectos negativos tales como porosidad y un mal acabado superficial, y con ello un descenso en sus propiedades mecánicas. Por lo que el Sr es el mejor modificador en el cambio morfológico del Si eutéctico, ya que el Na tiene una alta reactividad con el oxígeno así como una corta permanencia en el baño líquido del metal, para el caso del Sb tiene un mayor costo económico. También se ha reportado el uso de la combinación de elementos modificantes; sin embargo, se encontró que el Na y el Sr reaccionan con el Sb, formando una serie de precipitados en el material fundido.

En el caso del análisis térmico se basa en el registro de temperaturas en ciertos intervalos de tiempo durante el proceso de la solidificación. Las curvas de enfriamiento se pueden de tal modo construir y utilizar para analizar y para clasificar una aleación a través de sus puntos característicos obtenidos de la curva de enfriamiento. Una curva de enfriamiento es así un diagrama de la temperatura en función del tiempo para una muestra de una aleación colada en un molde conectada con un termopar.

El propósito de este trabajo es analizar las curvas de enfriamiento para una aleación Al-Si con microconstituyente eutéctico, sin modificar y con 4 diferentes concentraciones de modificante Sr, el cual se corroborara con una microestructura y análisis de composición química.

Al encontrar una correlación entre el Análisis Térmico, la composición Química y la microestructura se puede utilizar el Análisis Térmico como una herramienta para la caracterización de una aleación, de manera preintroductoria a lo que obtendríamos en el Análisis Químico y en la Microestructura. La cual nos reduce tiempos de trabajo, al no ser imprescindible la composición química y la microestructura, para proseguir con el vaciado de la aleación de nuestro interés.



## RESUMEN

En el presente trabajo se corrobora la relación que existe entre las curvas de enfriamiento de una aleación Al-Si eutéctica con diferentes composiciones de Sr (0ppm, 40ppm, 80ppm, 120 ppm y 200 ppm), con sus respectivas microestructuras. En cada una de las adiciones se realizó un análisis térmico el cual se realizó por duplicado.

Al realizar el análisis térmico se obtuvieron 2 curvas de enfriamiento por cada uno de los contenidos de Sr, a cada una de las curvas se les calculó la primera derivada, para obtener tiempos característicos y a partir de estos obtener los parámetros principales para el estudio los cuales fueron  $T_{\text{Nucl}}$ ,  $T_{\text{Min}}$  y  $T_e$ . Una vez que se obtuvieron estos parámetros se pudo determinar un  $T_m$  para cada una de las curvas.

Se prosiguió con la diferencia de los  $T_m$  de cada una de las adiciones (40ppm, 80ppm, 120 ppm y 200 ppm) con respecto al  $T_{m0\text{Sr}}$  (0ppm) para obtener así un nuevo parámetro que es  $T_d$ , el cual es un parámetro que nos permite ver el grado de modificación. Para corroborar la información obtenida tanto de la curva de enfriamiento y primera derivada, así como de los parámetros  $T_m$  y  $T_d$ , se realizó el análisis de la Composición química y la microestructura de cada una de las probetas. Las cuales correspondieron a las curvas de enfriamiento.

De manera general se puede decir que cuando hay una modificación la curva de enfriamiento se desplaza ligeramente hacia abajo y a la derecha con respecto a la curva de aleación que no se le ha agregado modificante, este desplazamiento se mantiene hasta que existe una sobremodificación, en donde en un principio sufre un desplazamiento hacia la izquierda con respecto a la curva de enfriamiento de la probeta testigo, y cuando la sobremodificación va aumentando la curva vuelve a subir con respecto a las otras curvas de modificación (no con respecto a la testigo).

Los parámetros  $T_m$  y  $T_d$  sufrieron un aumento, solo en el caso de 200 ppm estos parámetros disminuyeron por tener una aleación sobremodificada. Por lo que se puede constatar que el análisis térmico nos permite determinar el tipo de modificación que se tiene en la aleación a través de los puntos característicos de la curva de enfriamiento de la aleación.

## **OBJETIVOS**

Explorar la relación que existe entre las características de las curvas de enfriamiento y las microestructuras observadas, en particular el nivel de modificación del eutéctico en una aleación eutéctica Al-Si líquida con diferentes cantidades de Sr, empleando análisis térmico y caracterización microestructural por microscopía óptica. Identificar los parámetros de las curvas de enfriamiento que podrían ser empleados para determinar el nivel de modificación del eutéctico.

## **HIPÓTESIS**

La adición gradual de cantidades cada vez mayores de Sr a una aleación eutéctica Al-Si provocará que en su curva de enfriamiento se detecte un desplazamiento cada vez mayor así como un cambio de la morfología del silicio eutéctico de acicular a fibrosa, constatado con el Análisis Químico y la Microestructura.

# CAPÍTULO I

## ANTECEDENTES

### 1.1. Aleaciones de Aluminio

En la actualidad el uso de las aleaciones de aluminio está teniendo una fuerte demanda, debido a su excelente relación propiedades/peso. Su baja densidad la hace ser un material muy ventajoso sobre las aleaciones tradicionales ferrosas de acero e hierro colado, así como su relativo bajo costo en relación con aleaciones base titanio o magnesio.

El efecto principal de los aleantes en el aluminio es cambiar las características microestructurales y con esto las propiedades mecánicas de la aleación resultante. Las aleaciones más empleadas en producción industrial se pueden clasificar en dos clases, la primera que son las aleaciones de bajo contenido de aleantes, las cuales son conformables mecánicamente como los duraluminios, que principalmente se aplican en producción de perfiles por extrusión y la segunda las aleaciones de fundición, que son las aleaciones Al-Mg, Al-Mn y Al-Si (esta última el caso de estudio).

Las aleaciones Al-Si forman el grupo más importante de las aleaciones de fundición. La producción de aleaciones de aluminio en condiciones de colada, de alta calidad involucra procesos en los cuales se establezca el control microestructural del material durante la solidificación, de forma que esta característica incida en la mejora de sus propiedades mecánicas.

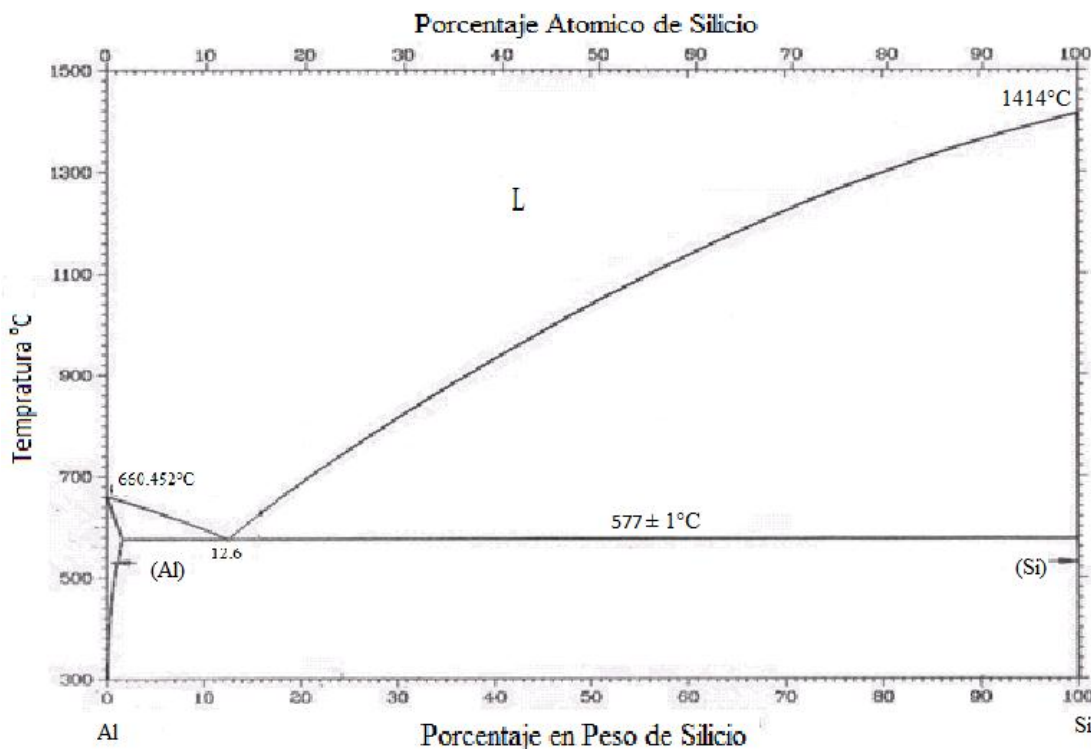
Las aleaciones Al-Si son ampliamente usadas en la industria automotriz, estructuras aeroespaciales y aplicaciones militares, esto debido a sus buenas propiedades mecánicas, bajo peso, buena soldabilidad, buena conductividad térmica, relativamente alta resistencia a alta temperatura, excelente resistencia a la corrosión, así como adecuada fluidez al vaciado. En estas aleaciones un porcentaje no despreciable del volumen es ocupado por el microconstituyente eutéctico, el cual está compuesto por silicio y aluminio eutécticos.

La forma del Si eutéctico juega un papel muy importante, y esta se modifica mediante la adición de Sr en el baño metálico, cambiando la morfología del eutéctico de acicular a fibrosa, y con ello mejorando los propiedades mecánicas de la aleación

Las propiedades mecánicas pueden incrementarse mediante dos métodos antes del vaciado, el primero se basa en la adición controlada de elementos aleantes y el segundo en el tratamiento en fase líquida (modificación y/o refinación de grano) con el cual se controla durante la solidificación, la cantidad, distribución y morfología de las fases presentes.

Este puede ser complementado con prolongados tratamientos de solubilización-envejecimiento para elevar las propiedades al máximo, pero con la desventaja de incrementar el tiempo de producción y aumentar el costo de las mismas. La adición de pequeñas cantidades de Sr, Na o Sb, produce un fuerte cambio morfológico en el Si eutéctico de acicular a globular-fibroso, para el caso de las aleaciones Hipoeutécticas Al-Si, lo que incide en una mejora en sus propiedades mecánicas en condiciones de colada y reduce los tiempos de tratamiento térmico.

En la **Figura 1.1** se pueden observar los diferentes rangos de composición, del sistema Al-Si.



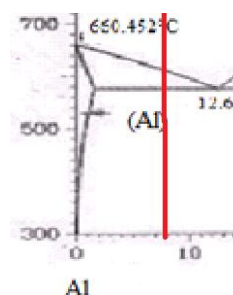
**Figura 1.1** Diagrama de fases Al-Si.

### 1.1.1 Aleaciones Al-Si

El sistema binario Al-Si es un sistema eutéctico simple, ver en la **Figura 1.1**, con una composición eutéctica de 12.6% en peso de Si y una solubilidad máxima de 1.65 % en peso (1.5 % atómico) en la temperatura eutéctica de 577 °C. En el sistema binario Al-Si, bajo condiciones de colada fuera de equilibrio, la fracción de volumen del microconstituyente eutéctico ( Al + Si) se incrementa linealmente desde un contenido aproximadamente 0 a 1 al aumentar el contenido de Si desde 1 ó 12 % . En grandes cantidades, el Si provee fluidez y buenas propiedades de colada.

Una de las aleaciones más utilizadas de manera comercial es la aleación A356 es una aleación base aluminio con 7% Si, 0.2% Fe (máx.) como se muestra en la **Figura 1.2**. La aleación A356 reúne los requerimientos generales pedidos a nivel industrial de: resistencia mecánica, ductilidad, dureza, resistencia a la fatiga, resistencia a la tensión, fluidez y maquinabilidad solicitados para diversos usos, por lo que tiene una amplia gama de aplicaciones en componentes estructurales, partes de maquinaria automotriz, así como en partes de chasis de camiones, componentes de aviones y proyectiles, en general estructuras o componentes que requieran de una buena resistencia y que a la vez sean ligeros.

De esta aleación es la que se partió para desarrollar la aleación que en se presenta en este trabajo. Aunque la aleación A356 en sus propiedades de fundición como lo son: la fluidez, la contractibilidad y la formación de microrechupes, comparada con las aleaciones Al-Si cercanas a la composición eutéctica (12.6%Si) son muy inferiores. Por lo que el objeto de estudio se realizara en la aleación Al-Si con composición eutéctica partiendo de una aleación A356.



**Figura 1.2. 7% en peso de Si de una aleación A356**

En la **Tabla 1.2** se muestran los rangos de temperatura a los cuales precipitan las fases presentes cuando la composición es de 7% Si, así como la cantidad de cada fase.

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

**Tabla 1.1. Rangos de temperaturas y fases presentes de acuerdo al diagrama de fases Al-Si.**

El análisis de los datos presentados en la **Tabla 1.1** permite apreciar la importancia del microconstituyente eutéctico (66%) sobre la microestructura en la aleación Al-Si de mayor uso en fundición, de donde se entiende la importancia del tratamiento de modificación del eutéctico Al-Si.

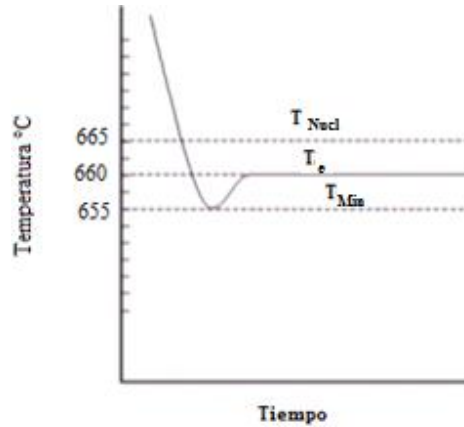
### 1.1.2 Solidificación de Aluminio Puro.

El Aluminio no empieza a solidificar de manera instantánea a la temperatura de nucleación ( $T_{\text{Nucl}}$ ), dado que no hay núcleos efectivos presentes ya que se encuentra fuera del equilibrio, por consiguiente es necesario un subenfriamiento para suministrar la fuerza motriz que promueva el proceso de nucleación y crecimiento.

El líquido tiene que ser primero subenfriado a la temperatura de nucleación real mínima ( $T_{\text{Min}}$ ), donde partículas nucleantes tienen la suficiente fuerza motriz para comenzar la nucleación. 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 en la cual existe una meseta ( $T_e$ ), 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.

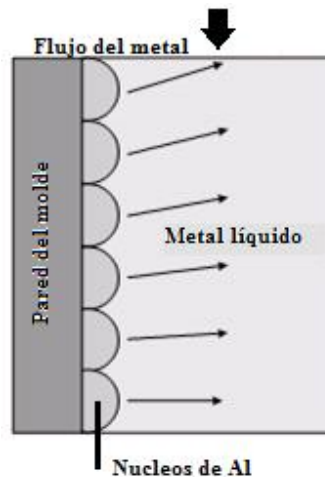
La **Figura 1.3** muestra la curva de enfriamiento para el aluminio puro.



**Figura 1.3.** 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 nucleación ( $T_{Nucl}$ ). Esto significa que después de la nucleación real mínima ( $T_{Min}$ ), la temperatura se incrementará cerca de 2 °C durante el crecimiento del cristal de aluminio.

Durante el enfriamiento, la nucleación y crecimiento de grano inician en la pared del molde, ya que ésta es la parte más fría, **Figura 1.4**



**Figura 1.4** 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 del molde en que es vaciado 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 constante durante la mesetas ( $T_e$ ), y el calor restante es transferido a la pared del molde. Se dan condiciones ideales de crecimiento estable cuando el calor desprendido por el líquido se iguala con la velocidad de calor liberado durante el crecimiento del cristal.

La **Figura 1.5** es una representación esquemática de nucleación, crecimiento del cristal y distribución de temperatura para aluminio puro. El esquema muestra que, al haber contacto entre el líquido y la pared del molde frío, se forman algunos cristales muy finos por debajo de la temperatura de nucleación (zona chill).

Los primeros granos por lo general son equiaxiales. Por recalentamiento, el metal líquido remanente es calentado por encima de la temperatura de nucleación, de modo que no se forman más sitios de nucleación. Algunos cristales, originalmente nucleados cerca de la pared del molde, continúan creciendo de una manera columnar sin nucleación adicional, resultando granos gruesos y alargados. Los granos columnares dan propiedades de colada indeseables en muchas aplicaciones.

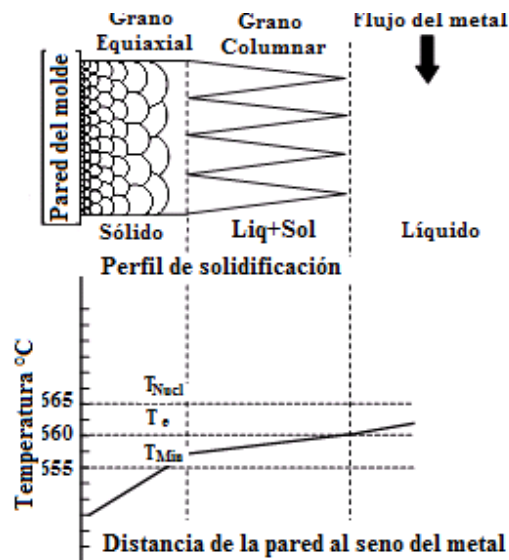


Figura 1.5 Perfiles de solidificación y temperatura para aluminio puro.



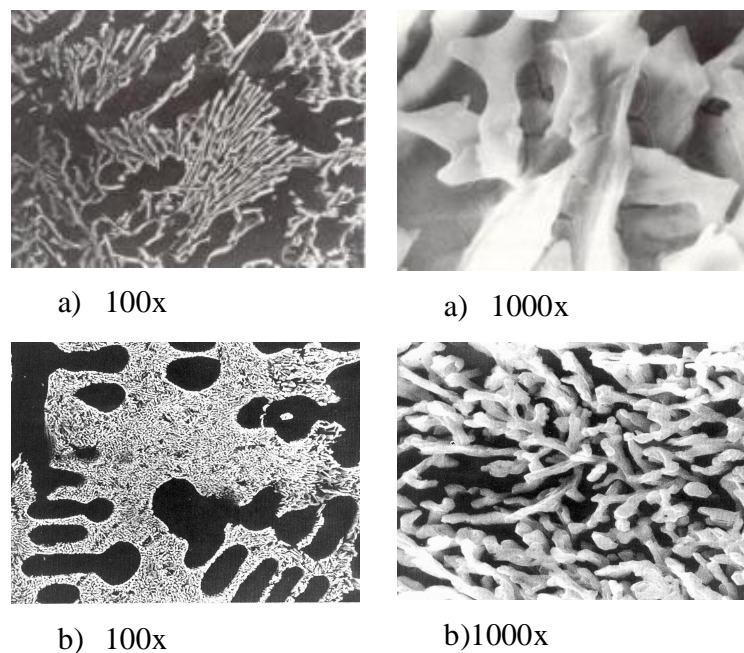
Una forma de evitar la formación de granos columnares, es adicionar agentes nucleantes (refinadores de grano) que actúen como puntos de nucleación heterogénea. Sin la adición de partículas nucleantes, se requiere de un subenfriamiento de 4°C para que ocurra una nucleación espontánea.

Las partículas adicionadas reducen el subenfriamiento a 1°C o menos, mejorando la nucleación de aluminio y así obtener una estructura equiaxial de grano fino, lo cual provee propiedades homogéneas al material.

## 1.2. Modificación.

En las aleaciones hipoeutécticas Al-Si, los cristales de silicio de la mezcla eutéctica crecen de manera facetada. En experimentos de solidificación direccional, se ha mostrado que los cristales de silicio se forman delante de la fase de aluminio y la morfología de los cristales de silicio se parece a una forma de abanico. Dicha morfología, consiste de agujas de silicio, las cuales se derivan de los distintos sitios de nucleación. Éste tipo de estructura eutéctica tiene como inconveniente que provoca propiedades mecánicas pobres en la piezas de fundición.

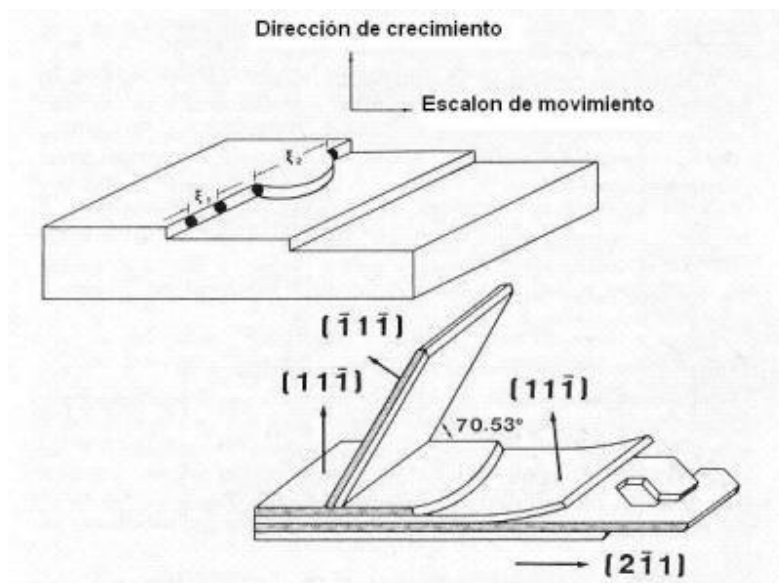
Por otra parte, se sabe que la adición de ciertos elementos electropositivos tales como sodio, calcio o estroncio, cambian completamente la morfología de los cristales de silicio eutéctico, de agujas o placas grandes a una estructura fibrosa parecida a un alga marina **Figura 1.8**. La nucleación y el proceso de crecimiento de los cristales de silicio eutéctico son influenciados por éstas adiciones.



**Figura 1.8. Cristales de silicio en una aleación A356 (a) sin modificar. Y (b) modificada.**

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

Se pueden identificar dos modos de ramificación: el primero es una ramificación con un ángulo de  $70.53^\circ$  y el segundo como una ramificación de una variedad de ángulos pequeños, los cuales son más comunes. La modificación es efectiva a velocidades de crecimiento donde el silicio normalmente crece anisótrópicamente y por lo tanto predominantemente por extensión de mono o multi-escalones a través de la familia de planos  $\{111\}$  **Figura 1.9.**



**Figura 1.9.** Adsorción de átomos de impurezas en los escalones de la interface de crecimiento.

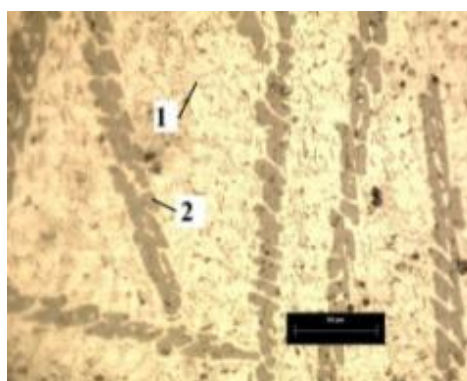
Además Hellawell y colaboradores, establecieron que el elemento modificante debe de tener una afinidad por el silicio y preferentemente formar compuestos químicos con él; de esta manera se facilita la adsorción en la superficie de los cristales de silicio creciendo en el seno del aluminio líquido. Se ha propuesto una relación de tamaño de los átomos adsorbidos a los átomos de silicio (tamaño átomos Sr (245 pm)/tamaño átomos Si (149 pm)) de  $\approx 1.64$  el cual se considera como óptimo para inducir un alto

grado de maclado. El Na se acerca más a esta relación, aunque el Sr cumple razonablemente con este criterio.

### 1.2.1 Tipos de Modificadores

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

Entre el Na y el Sr, el sodio es el que tiene un mayor poder modificador, sin embargo tiene ciertas desventajas como gran reactividad con el oxígeno y poco tiempo de permanencia en la fusión, por lo cual su uso en fundición está disminuyendo, y se está incrementando el uso del Sr que aunque con un poder modificador un poco menor al del sodio, representa ventajas sobre este, al ser más estable, y tener un tiempo de permanencia en la fusión de hasta dos horas comparado con un promedio de 5 minutos del sodio. La forma más usual de introducir el Sr en la fusión es mediante el uso de aleaciones maestras las cuales tienen un contenido menor al 20% Sr, y las más usadas en la industria son las que contienen entre un 3% y 10% Sr (la que se usó durante la experimentación). En este rango, las aleaciones tienen un eutéctico de Al-Al<sub>4</sub>Sr y grandes placas del intermetálico Al<sub>4</sub>Sr, **Figura 1.10**.



**Figura 1.10. Microestructura de una aleación maestra Al-10Sr. (1) Fase eutéctica (Al-Al<sub>4</sub>Sr) y (2) Placas grandes del intermetálico Al<sub>4</sub>Sr.**

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

### **1.2.2 Impurezas presentes en el baño líquido.**

Uno de los elementos que más influyen en el grado de modificación es el Fósforo (P), el cual es introducido a la fusión por el contacto con refractarios, herramientas pintados, etc. El fósforo interfiere con la modificación, ya sea que se realice con Na, Sr o Sb, ya que al tener altos contenidos de fósforo también se requieren cantidades más grandes de modificador, para poder obtener un grado de modificación aceptable. Esto debido a la gran afinidad de Fosforo por el Sr.

Al ser la modificación un efecto de superficie, muy pequeñas cantidades de ciertos elementos pueden ayudar o impedir la modificación. Por lo tanto, la cantidad de modificador requerido también puede depender del contenido de fósforo presente en la aleación.

### **1.2.3 Rapidez de enfriamiento.**

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

En la **Figura 1.11** se muestra la relación entre la velocidad de enfriamiento y el nivel de modificación.

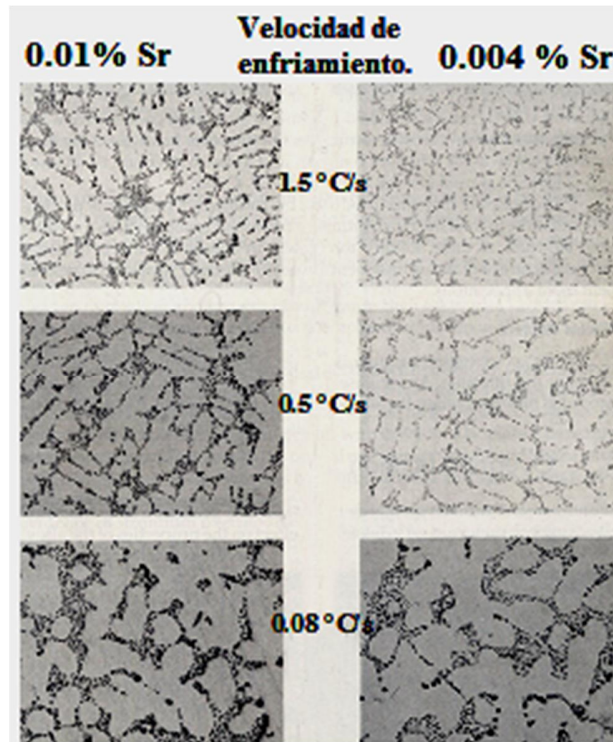


Figura 1.11.Efecto de la velocidad de enfriamiento y el nivel de Sr en la estructura del eutéctico de una aleación A356.

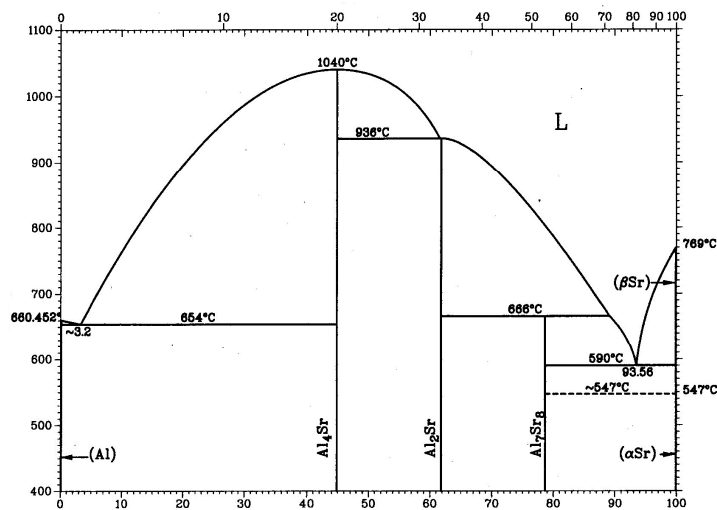
El Sr puro se ha usado algunas veces como modificador pero es demasiado reactivo cuando interactúa con el aire y el vapor de agua, ya que rápidamente se cubre con una mezcla de SrO, SrO<sub>2</sub>, Sr(OH)<sub>2</sub> y (CaSr)NO<sub>3</sub>. Dicha mezcla forma una capa que podría impedir completamente la disolución a menos que sea removida mecánicamente. Por esta razón, el estroncio metálico puro no es una forma preferida para adicionarse a las aleaciones Al-Si. La adición de Sr por medio de una aleación maestra es relativamente fácil de adicionar al baño líquido y la acción de ésta aleación puede ser retenida por un largo periodo de tiempo. Dentro de las composiciones de las aleaciones maestras más comunes se tienen las siguientes: Al-3.5% Sr, Al-10% Sr, Al-10% Sr-14% Si, etc.

Las aleaciones maestras, las cuales contienen menos del 45% Sr no son reactivas en el aire y no requieren ninguna precaución especial para su empaque y almacenamiento. El proceso del tratamiento en el baño líquido con Sr es simple y puede realizarse sumergiendo la aleación maestra (modificador) dentro de una copa o campana perforada en el interior del baño líquido.

Una agitación adecuada mejora la velocidad de disolución pero ésta no debe de ser tan severa ya que la absorción de hidrógeno puede facilitarse.

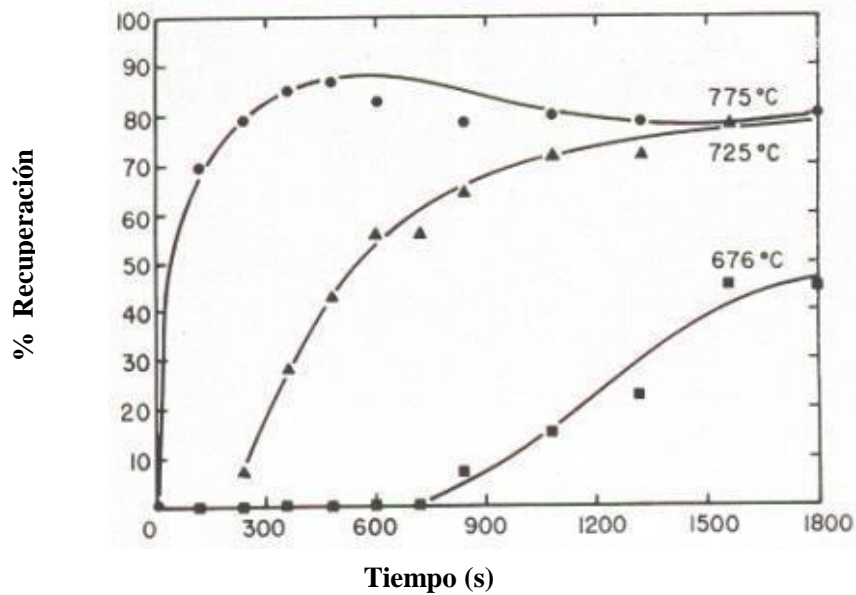
Por otra parte, el proceso para adicionar un modificador a un baño líquido involucra la disolución del agente modificante y su dispersión a través del todo el baño líquido. Para el caso del Sr, se pueden obtener altas y muy reproducibles recuperaciones, aunque es importante comprender el proceso de disolución.

Considerando el diagrama de fases Al-Sr, **Figura 1.13**, se observa que aleaciones maestras tales como Al-10% Sr, están compuestas por el eutéctico Al-Al<sub>4</sub>Sr y placas grandes del intermetálico Al<sub>4</sub>Sr, figura 2.30.



**Figura 1.13** Diagrama de fases Al-Sr.

Para el caso particular de la aleación Al-10% Sr, las recuperaciones de Sr son mayores a temperaturas del baño líquido altas y son pobres si las temperaturas del baño líquido son demasiado bajas. La **Figura 1.14**, presenta el comportamiento de recuperación en la disolución de la aleación Al-10% Sr en una aleación A356.



**Figura 1.14. Recuperación de una aleación maestra Al-10Sr en una aleación A356.**

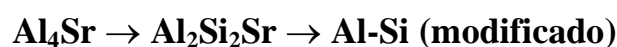
Como se puede observar, se pueden alcanzar recuperaciones de casi 90% bajo condiciones óptimas de temperatura del baño, pero si la temperatura es demasiado baja, la recuperación puede caer hasta un 45%.

### 1.2.4 Adición de Estroncio en el baño líquido

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

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

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



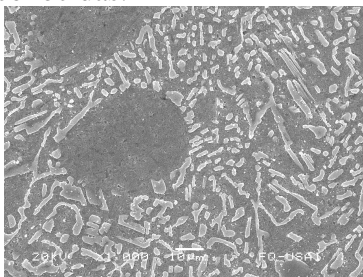


Durante éstas reacciones, partículas de  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ , las cuales son formadas durante la disolución de partículas de  $\text{Al}_4\text{Sr}$ , tienen una velocidad de disolución más baja. Por lo cual, la velocidad de modificación depende del tamaño de partículas de  $\text{Al}_4\text{Sr}$ . Así las partículas más grandes de  $\text{Al}_4\text{Sr}$  formaran capas más gruesas de fase  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ , entonces se dan como resultado velocidades de disolución más bajas y tiempos de incubación más largos. Cuando una aleación maestra con partículas de  $\text{Al}_4\text{Sr}$  más finas es usada, el grado máximo de modificación es alcanzado más rápidamente que con partículas más gruesas.

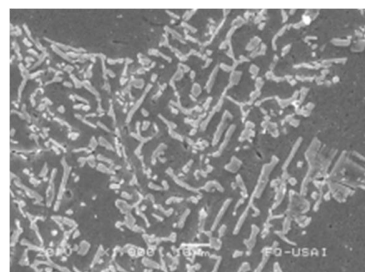
Dependiendo de las condiciones de trabajo, tales como: temperatura del baño líquido y tiempo de retención del baño líquido, el nivel de Sr presente en el baño líquido, puede disminuir debido a una gran afinidad química por el oxígeno [J.E. Gruzleski 1990]. En éste caso, el modificador quedará en el baño pero combinado químicamente. Tales elementos combinados químicamente son inefectivos como modificadores, y sólo los átomos libres en solución en la aleación líquida pueden causar modificación.

### 1.2.5 Sobremodificación

La sobremodificación es el exceso de Sr, ya que este es más de lo necesario para producir una microestructura completamente modificada, lo cual el exceso ejerce un efecto perjudicial en las propiedades mecánicas de la aleación. A esto se asocian dos fenómenos distintos con la sobremodificación con Sr [J.E. Gruzleski 1990]. El primero, es un engrosamiento de la estructura del silicio, la cual también es conocida como una reversión del silicio fibroso fino a una forma de placas gruesas interconectadas. La **Figura 1.15(a)**, muestra la microestructura de una aleación de aluminio A356 tratada con 0.035% y con 0.115% Sr. El silicio en forma de placas gruesas cuando el nivel de Sr es alto se muestra en la **Figura 1.15(b)**. Este efecto ha sido poco estudiado y las razones de su ocurrencia son aún desconocidas.



(a) 0.035% Sr



(b) 0.115% Sr

**Figura 1.15. Imágenes obtenidas con un MEB de una aleación A356**

## 1.2.6 Patrones de modificación

Para las aleaciones de fundición Al-Si en fase eutéctica, pueden presentarse en varias morfologías en el Si, desde placas gruesas hasta un silicio eutéctico de forma globular-fibrosa. El cambio microestructural de acicular a silicio fibroso, por lo que las piezas fundidas con una inadecuada cantidad de Sr exhibirá una estructura mezclada, conteniendo regiones de silicio fibroso, laminar y acicular. Las diferentes clases o rangos o niveles de modificación son asociados a diferentes morfologías del Si eutéctico, llamado patrón de modificación [N. Tenekedjiev, 1993]. Para el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, las microestructuras son mostradas en la **Figura 1.16**.

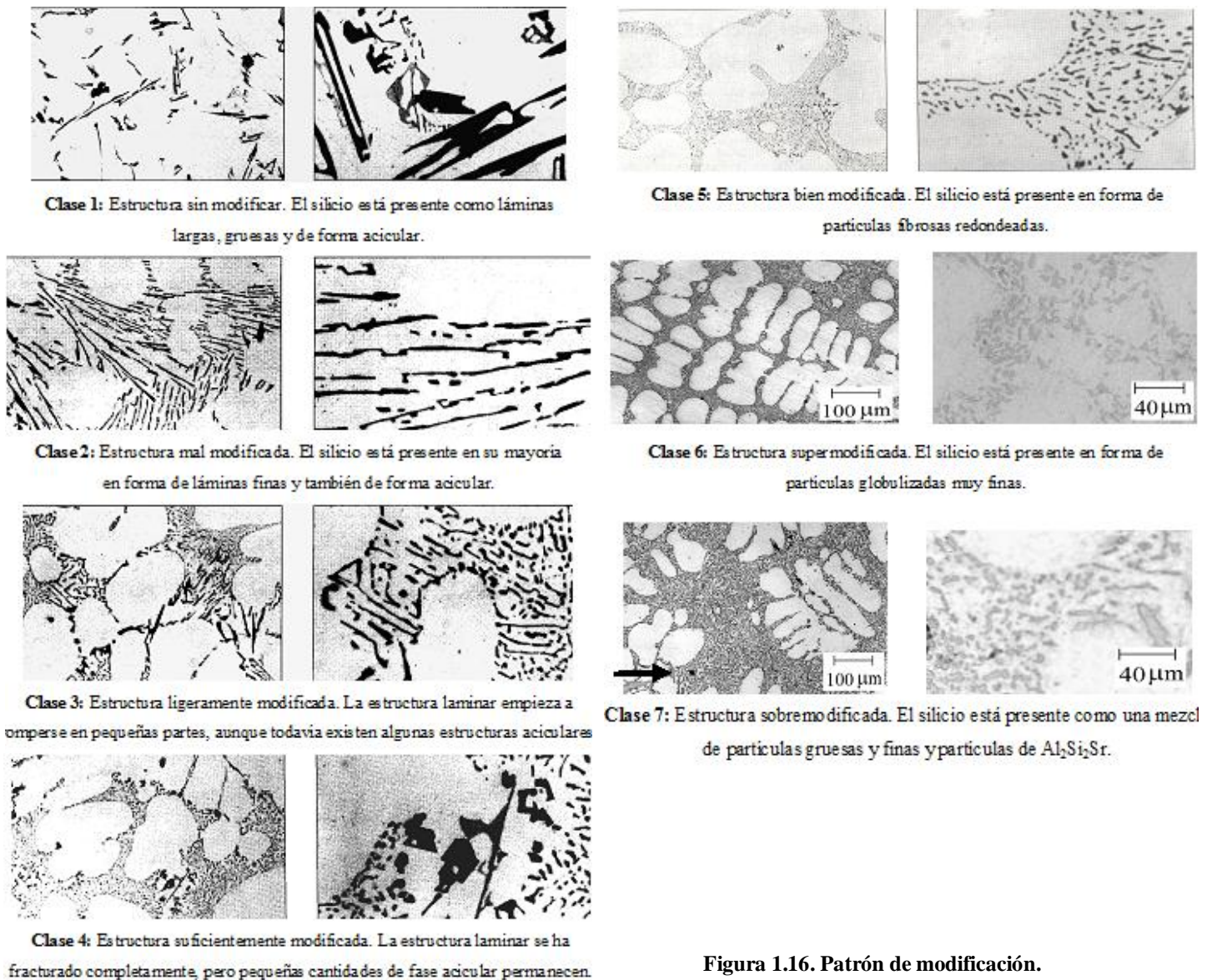
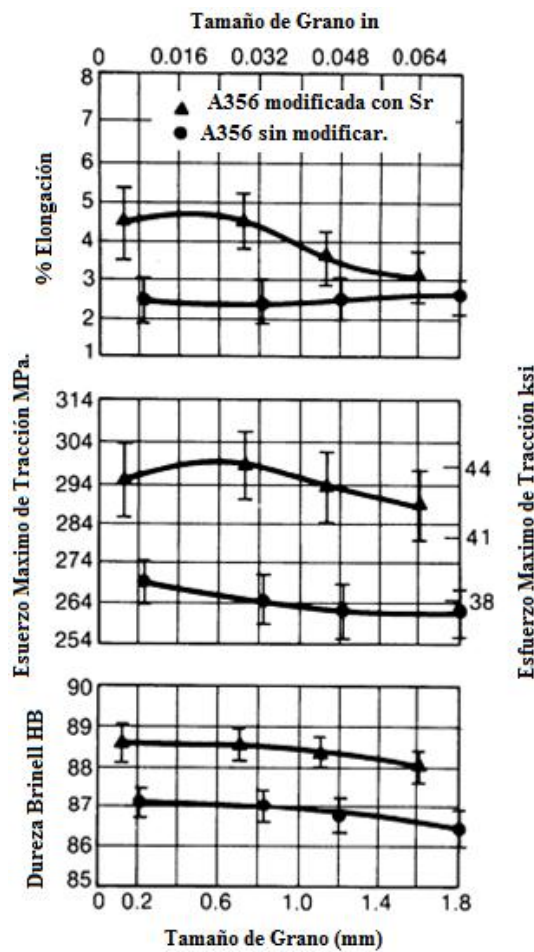


Figura 1.16. Patrón de modificación.

### 1.2.7 Efectos de la modificación.

El objetivo principal de la modificación es que las estructuras modificadas exhiban propiedades como la resistencia a la tracción y ductilidad, más altas que las estructuras sin modificar. La **Figura 1.17** ilustra los efectos deseables sobre las propiedades mecánicas que pueden ser alcanzados con la modificación.



**Figura 1.17. Propiedades mecánicas de probetas de tracción de una Aleación A356 modificada y sin modificar.**

En la **Figura 1.17** se puede observar que existe una diferencia apreciable entre las muestras que fueron modificadas y las que no se modificaron, en general se presenta un aumento, en las que fueron modificadas, ya sea en dureza, % elongación y resistencia a la tracción.

# **CAPÍTULO II**

## **ANÁLISIS TÉRMICO**

El análisis térmico se basa en el registro de temperaturas en ciertos intervalos de tiempo durante el proceso de la solidificación. Las curvas de enfriamiento se pueden de tal modo construir y utilizar, para analizar y para clasificar una aleación. Una curva de enfriamiento es así un diagrama de la temperatura en función del tiempo, para una muestra de una aleación colada en un molde, conectada con un termopar.

### **2.1 Principios de Análisis Térmico**

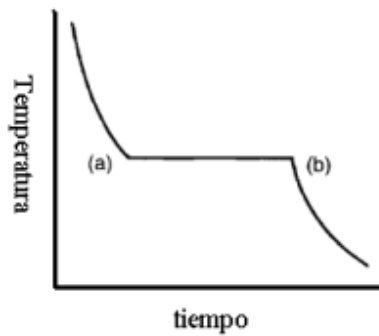
Durante la solidificación de un metal puro o de una aleación se manifiesta en la curva de enfriamiento, la evolución que tiene el calor liberado, (calor latente de solidificación), cuya magnitud depende de las distintas fases que se forman durante el enfriamiento. Si se registra la temperatura de solidificación de una aleación, junto con el tiempo en el que se efectúa este fenómeno, se puede conocer el tipo de aleación que se obtendría. Tal argumento se llama una curva de enfriamiento y el nombre general es de la técnica es el análisis térmico.

### **2.2 Curvas de Enfriamiento idealizadas.**

A continuación se presentan las tendencias mostradas por las curvas de enfriamiento asociadas a aleaciones de interés metalúrgico asumiendo la ausencia de restricciones cinéticas, es decir bajo condiciones idealizadas que corresponderían a un enfriamiento muy lento, dando lugar a una solidificación al equilibrio.

Un metal puro, como el aluminio, cuando se encuentra inicialmente líquido a una temperatura por encima de su temperatura de fusión y es sometido a un proceso de enfriamiento, transferirá hacia los alrededores inicialmente el calor sensible, este es requerido para disminuir su temperatura hasta la temperatura de fusión (en el caso del aluminio 660.6C, 1221F) y posteriormente mantendrá su temperatura aproximadamente constante hasta que la totalidad del calor latente de solidificación haya

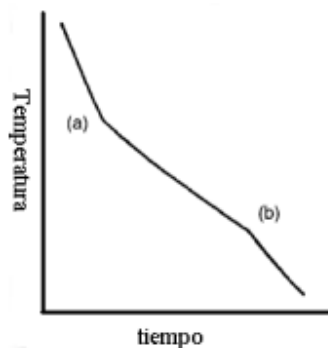
El calor latente de fusión, al ser liberado, al final de su solidificación seguirá disminuyendo su temperatura (durante el enfriamiento del sólido), hasta la temperatura ambiente.



**Figura 2.1** Curva de enfriamiento de un metal puro o una solución binaria eutéctica

En consecuencia su curva de enfriamiento presentara una primera zona donde la temperatura cae de manera continua, correspondiente al enfriamiento del líquido, seguido de una meseta a la temperatura de fusión **Figura 2.1** del punto (a) al punto (b), correspondiente a la solidificación y finalmente una última zona donde la temperatura vuelve a caer, durante el enfriamiento del sólido.

En el caso del enfriamiento de una aleación diluida, inicialmente líquida y que forma durante la solidificación una solución sólida, la solidificación sucede en un rango de temperaturas y no a una sola temperatura. Sus curvas de enfriamiento muestran sólo cambios de pendiente al inicio y al fin de la solidificación, asociados con la generación del calor latente de solidificación de la aleación al inicio y fin de la solidificación.

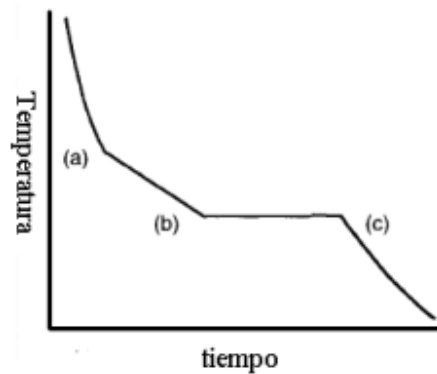


**Figura 2.2** Curva de enfriamiento de una Solución sólida

Por ejemplo, en las **Figs. 2.1 y 2.2** la solidificación comienza en el punto (a) y termina en el punto (b) después de esto el calor latente deja de liberarse y se da un cambio de pendiente para el caso de la **Figura 2.2**, hacia un enfriamiento más rápido.

Las aleaciones eutécticas binarias, tales como la que corresponde a la composición exacta del eutéctico del sistema Al-Si (12.6% en peso), como en el caso de estudio, solidifican a una sola temperatura, como en el caso de un metal puro. Sus curvas de enfriamiento por tanto, son similares a las de los metales puros, ver **Figura 2.1**.

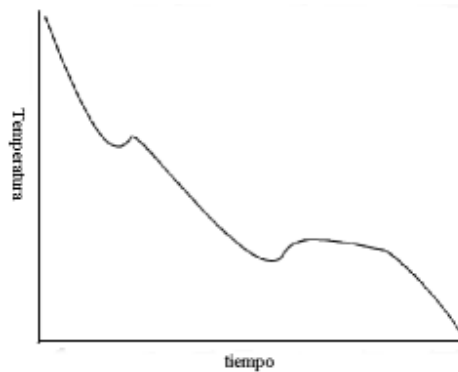
Las curvas de enfriamiento de aleaciones hipoeutécticas e hipereutécticas tienen una forma característica que es una combinación de las **Figuras 2.1 y 2.2**. El enfriamiento de las fases primarias se lleva a cabo en un rango de temperaturas y se asocia con los cambios de pendiente Letras (a) y (b) de la **Figura 2.3** provocados por la liberación de calor latente proveniente de la solidificación de la fase primaria. Luego, el microconstituyente eutéctico solidifica a la temperatura eutéctica y la meseta eutéctica termina cuando finaliza la solidificación, en el punto (c).



**Figura 2.3** Curva de enfriamiento de una aleación Hipoeutéctica e Hipereutéctica

En las condiciones de enfriamiento presentes durante la manufactura de piezas, mediante el proceso de fundición, la solidificación ocurre en condiciones hasta cierto punto diferentes a las asumidas en una solidificación al equilibrio, por lo que el comportamiento de las curvas es ligeramente distinto. Esta diferencia se debe a que las reacciones de solidificación no comienzan exactamente a la temperatura de enfriamiento de equilibrio. Generalmente es necesario que la temperatura disminuya por debajo del

valor de equilibrio antes de la solidificación. Este fenómeno se conoce como subenfriamiento. Tan pronto como comience la solidificación, el calor latente es liberado y la temperatura se eleva cerca de la temperatura de solidificación al equilibrio. Esto se conoce como recalcencia. Este fenómeno se puede ilustrar en la **Figura 2.4** para una aleación hipoeutéctica.



**Figura 2.4** Curva de enfriamiento de una aleación hipoeutéctica

### 2.3 Análisis térmico de la reacción eutéctica

En las aleaciones Al-Si donde se presenta la reacción eutéctica durante su solidificación, el análisis de la curva de enfriamiento en la solidificación eutéctica arroja la siguiente información:

1.  **$T_{\text{Nucl}}$** . Temperatura de Nucleación eutéctica.

Esta es la temperatura correspondiente al inicio de pico del eutéctico en la primera derivada. Se produce antes del mínimo de la curva de enfriamiento, lo que indica que la nucleación y el crecimiento comenzaron antes del mínimo. El mínimo en la curva de enfriamiento es simplemente el punto en el que el calor latente que se genera debido a la formación del microconstituyente eutéctico es igual al calor de transferido por la muestra de análisis térmico a sus alrededores.

2.  **$T_{\text{Min}}$** . La temperatura en el mínimo antes de la meseta eutéctica. (Máximo subenfriamiento)
3.  **$T_e$** . La temperatura de crecimiento eutéctico, que es la temperatura del eutéctico en la meseta (Máxima recalcencia)

4.  $\Delta\theta = T_e - T_{Min}$  Parámetro utilizado para identificar el grado de modificación, al ser comparado con otro  $\Delta\theta$
5.  $t_{Nucl}$ . Es el tiempo donde se asume inicia la nucleación eutéctica
6.  $t_{min}$ . El tiempo en el mínimo de la curva
7.  $t_e$ . El tiempo correspondiente al inicio de la meseta eutéctica
8.  $t_{Fin}$ . El tiempo correspondiente al final de la meseta eutéctica. Esto no es necesariamente al final de la reacción eutéctica, pero es un tiempo mucho más fácil de determinar con exactitud. El final de la reacción es a menudo borrosa por otras reacciones complejas de solidificación que siguen de cerca las reacciones principales Al-Si eutécticas al punto de enfriamiento

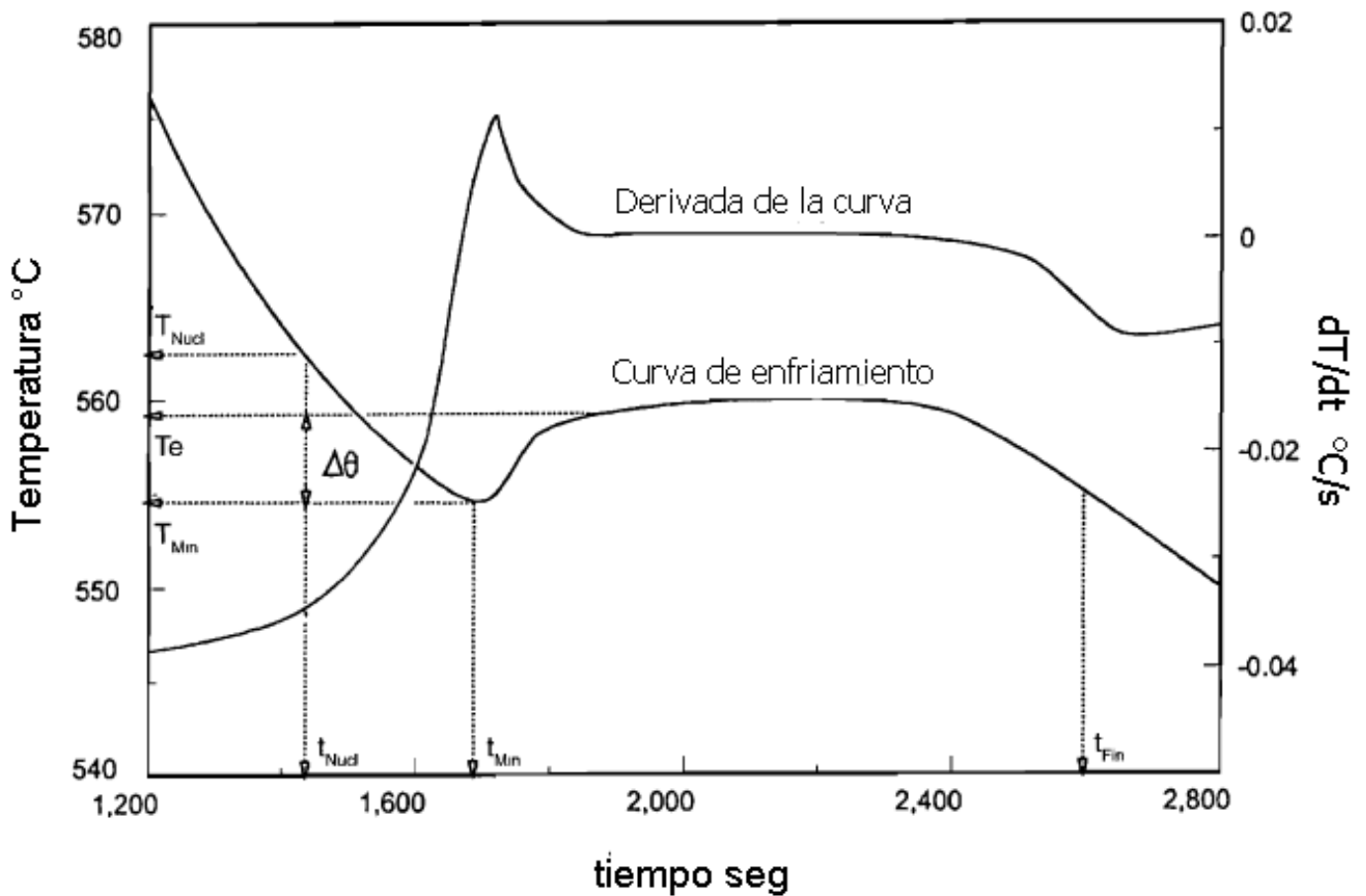


Figura 2.5 Un curva de enfriamiento con reacción eutéctica y su primera derivada.



## 2.4 Modificación en Análisis Térmico

En la curva de enfriamiento la modificación tiene un efecto muy importante sobre todo en la reacción eutéctica. La modificación genera 3 cambios de manera significativa: una disminución de la temperatura de la meseta eutéctica, un aumento en el subenfriamiento (aparentemente necesario para iniciar la solidificación de la reacción eutéctica) y un aumento de tiempo para la formación de la reacción eutéctica. Estos efectos se pueden observar en la **Figura 2.6**

En la actualidad se utiliza el análisis térmico para indicar el grado de modificación. Llamado  $T$ , como se ilustra en la **Figura 2.6**, ya que es fácil de medir. Pero tiene la desventaja de que es necesario conocer un valor exacto de la temperatura eutéctica de la aleación sin modificar; ya que esta puede variar dependiendo de la composición de la aleación

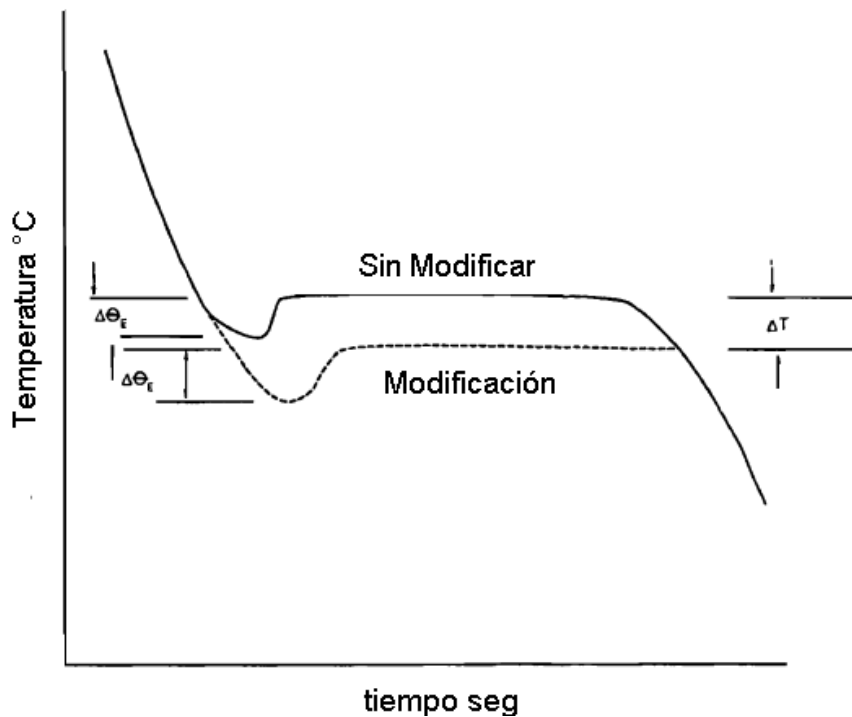


Figura 2.6 Comparación de dos regiones eutécticas para una aleación modificada y sin modificar

Otra dificultad inherente al uso de  $T$  es que su medición depende de la precisión del termopar, que también puede variar en la misma cantidad que el efecto de la modificación

## 2.5 Cálculo de los parámetros $\alpha$ y $T$

El parámetro  $\alpha$ , se puede calcular de la siguiente manera, donde necesitaremos los datos de  $T_e$  y  $T_{Min}$  ( $\alpha = T_e - T_{Min}$ ) para cada una de las adiciones de Sr, donde se tomara el  $\alpha$  de cada uno de los canales (Canal 1 y Canal 13), para después determinar un promedio de  $\alpha$  de cada una de las adiciones de Sr. Como se calcula en la **Tabla 2.1**:

Canal 1	Canal 13	Promedio (Testigo)
$(T_e - T_{Min})_{0Sr}$	$(T_e - T_{Min})_{0Sr}$	$0Sr$

**Tabla 2.1** Cálculo de  $\alpha$  Promedio

Una vez que se obtuvo el valor de  $\alpha$  de cada una de las adiciones de Sr, se puede obtener un segundo parámetro que es el de  $T$ , el cual se calcula con la diferencias de cada uno de los **promedio** de las adiciones de Sr con respecto a la probeta Testigo  $0Sr$ . Será más fácil de entender en el Análisis de Resultados.

## **CAPÍTULO III**

### **Desarrollo Experimental**

En el presente trabajo se analiza la diferencia que existe entre curvas de enfriamiento asociadas con el enfriamiento y solidificación de una aleación eutéctica Al-Si con adiciones de diferentes cantidades de Sr y su relación con las características microestructurales del producto solidificado.

Los niveles de adición de Sr empleados experimentalmente fueron: 40ppm, 80 ppm, 120 ppm, 200 ppm. Las pruebas se realizaron por duplicado, a las cuales les correspondieron el Canal 1 y Canal 13, del sistema de adquisición de datos TempScan 1100.

El desarrollo experimental se llevó a cabo a través de:

- Selección de materiales para la aleación de estudio
- Moldes de Arena
- Manufactura de la aleación bajo estudio
- Análisis Químico de la aleación
- El Sistema de adquisición de datos TempScan 1100
- Adquisición de Datos:
- Adiciones de Sr

#### **3.1 Selección de materiales para la aleación de estudio**

Para realizar la aleación bajo estudio se utilizaron 10 Kg como materia prima de la Aleación A356 con composición química mostrada en el **Anexos Composición Química 3.1**

Los lingotes de A356 fueron refundidos en el horno de crisol. El contenido de Si se ajustó mediante adiciones de Si de pureza comercial. El cálculo preliminar de las cantidades requeridas de Si se realizó a través de un Balance de Carga enfocado a lograr una composición eutéctica. Cabe señalar, que la composición Binaria eutéctica (Al-Si) le corresponde una composición de 12.6% en peso de Si. Para el

cálculo se consideró un rendimiento aproximado del Si de 99% (\*Tomado de la literatura especializada y el cálculo viene efectuado en la parte de Anexos como **Balance de carga 3.1**)

Se determinó la composición química real resultante de las adiciones de Si al baño metálico empleando un Espectrómetro de Emisión \*(ubicado en el laboratorio de Arenas del Edificio D, de la Facultad de Química) y se agregó el Si faltante hasta alcanzar el contenido requerido, obteniendo la composición mostrada en el **Anexos Composición Química 3.2**. Una vez que se obtuvo la composición deseada se realizó el vaciado del metal en distintas lingoteras.

### 3.2 Moldes de Arena

Los moldes fueron realizados empleando: arena Sílice, aglutinante y el Mezclador de Arena

Se colocó el Mezclador de Arena, en el cual se vertió la arena Sílice con un aproximado de (500 g) , junto con el Aglutinante (150 ml), una vez que transcurrieron 6 minutos de mezclado, se rellenó un molde metálico donde se realizaron los moldes de la probeta que queremos obtener.

Se prosiguió con un endurecimiento con CO<sub>2</sub>, para después realizar un secado en una estufa a una temperatura de 150°C, por un lapso de 20 minutos, y el molde se encuentra finalizado.

Las probetas tenían una dimensión de 3.5 cm. de radio x 10 cm. de alto, dando un volumen aproximado de 96.21 cm<sup>3</sup>. Tomando una densidad de 2.75 g/cm<sup>3</sup> obtenemos un peso aproximado de la probeta de 264 g.

Se necesitaron un total de 10 probetas para las siguientes concentraciones de Sr.

- 0 ppm
- 40 ppm
- 80 ppm
- 120 ppm
- 200 ppm

Cada una por duplicado dándonos el total de 10 probetas:

$$10 \text{ probetas} \times 264 \text{ g} = 2645.8 \text{ gramos}$$

3 Kilogramos aproximadamente.

Se Refundieron 4.5Kg de aleación eutéctica, porque hay pérdida en la muestra de Composición Química, en la Escoria y en el Crisol.

### **3.2 Manufactura de la aleación bajo estudio.**

Se realizó una refundición de aproximadamente 4.5 Kg., en un horno de resistencias eléctricas, el cual fue encendido para que alcanzara una temperatura de 750°C antes de ingresar la carga metálica. Cuando se alcanzó la temperatura deseada en el horno, se introdujo la carga y se esperó a que esta fundiera y alcanzara la temperatura del horno.

Posteriormente se analizó la Composición Química en el Espectrómetro de Emisión, obteniendo así la composición de las primeras probetas (Probetas Testigo), previas a la adición de Sr. La cual se pudo vaciar en los moldes de arena y ser analizada en el Sistema de adquisición de datos TempScan 1100

### **3.3 El Sistema de adquisición de datos TempScan 1100**

Se preparó el sistema de adquisición de datos TempScan 1100 antes del vaciado. La preparación consistió en programar el despliegue de las curvas de enfriamiento a la escala de temperaturas y con la velocidad de avance de la carta que permitiera observar claramente las curvas experimentales en tiempo real conforme se realizaba la adquisición. También involucro establecer el nombre y la ubicación del archivo en el que serían almacenados los datos de la curva de enfriamiento. Una vez que el sistema estuvo listo, se prosiguió con el vaciado de las muestras y la adquisición de datos, donde el sistema nos proporcionó las curvas de enfriamiento de las probetas Testigo

Para el sistema de adquisición de datos TempScan 1100 se utilizaron termopares tipo K. También se usaron 20 conectores: 10 tipo hembra y 10 tipo macho, En las conexiones tipo macho se colocaron los termopares tipo K que fueron elaborados con alambre de chromel y de alumel soldados en una de sus puntas y recubiertos con tubos cerámicos bifilares, para proteger al termopar y evitar el contacto entre los alambres y un corto circuito. La señal procedente de los termopares entra dentro de la tarjeta de

adquisición de datos como una señal eléctrica a la cual corresponde un cierto milivoltaje. En la tarjeta esta señal analógica es transformada a una digital y es registrada tanto en la gráfica de tiempo real como en los archivos de adquisición de datos.

Los termopares fueron introducidos por la parte inferior, en el eje de simetría de los moldes de arena sílica, hasta ubicarlos a una distancia intermedia tanto del diámetro total como de la altura de la probeta.

Antes del vaciado se verifico que estuviera funcionando y registrando temperaturas correctamente . Se colocaron 2 canales: Canal 1y Canal 13. Se colocaron los moldes de arena, en cajas de madera, rodeadas por arena, para evitar un enfriamiento forzado, ya que la arena no es un buen conductor térmico, además de que ayuda a evitar cualquier accidente. Una vez que el metal se encontró listo, se realizó la determinación de la composición química por espectrometría de emisión, y se procedió al vaciado, el cual se realizó por duplicado.

### **3.4 Adquisición de Datos:**

Se comenzó la Adquisición de datos 20 segundos aproximadamente antes del vaciado, para poder captar curvas lo más completas posibles. Las temperaturas que se registraron en el adquisidor se ubicaron en el intervalo de 800°C como máximo y un mínimo de 200°Cy una adquisición de 5- 10 minutos aproximadamente.

Los canales registraran los cambios de Temperatura con respecto al tiempo durante un tiempo dado a una frecuencia específica. Para nuestro objeto de estudio se usó una periodicidad de 0.1 segundos por dato de Temperatura es decir una frecuencia de adquisición de 10 Hz.

### **3.5 Adiciones de Sr**

Una vez que se obtuvo la curva de enfriamiento y con la composición química deseada, realizamos un balance de carga para establecer la masa de aleación maestra Al-10%Sr que debe adicionarse para una obtener un contenido de 40ppm de Sr.

El Sr agregado, contiene un 90% de Al con 10% de Sr, por lo que debe ser contabilizado en el balance de carga. Además de que este tipo de aleación produce una reacción endotérmica, al ser disuelta en el Aluminio.

El método de adición de la aleación maestra de Sr, fue con una campana, la cual era de hierro, pero fue recubierta con pintura de zirconio, para evitar la contaminación de la aleación. La campana tenía un compartimiento, la cual evita que este se vaya a la escoria. Se realizaron las adiciones por duplicado, y esto fueron los resultados tanto de composición

# CAPÍTULO IV.

## Resultados y discusión

En este capítulo se muestran los resultados experimentales obtenidos de manera gráfica, así como su discusión de los puntos claves de este trabajo como lo son: Análisis Térmico, Microestructura y Composición Química, los cuales tienen una correlación que a continuación se presentara:

### 4.1 Probetas Testigos: 0 ppm de Sr

Las probetas testigo fueron obtenidas empleando lingotes de la aleación base que se obtuvo para la realización de los experimentos asociados con este proyecto. Para tal efecto se realizó la fusión en horno eléctrico de 4.5 kg de estos lingotes y una vez que la carga se fundió y alcanzo 800 °C se procedió a extraer una muestra para el análisis de la composición química, y otra para obtener la curva de enfriamiento asociada. Las curvas de enfriamiento obtenidas de las dos muestras testigo se muestran en la **Figura 4.1.1.**

#### 4.1.1 Análisis Térmico de Probetas Testigo

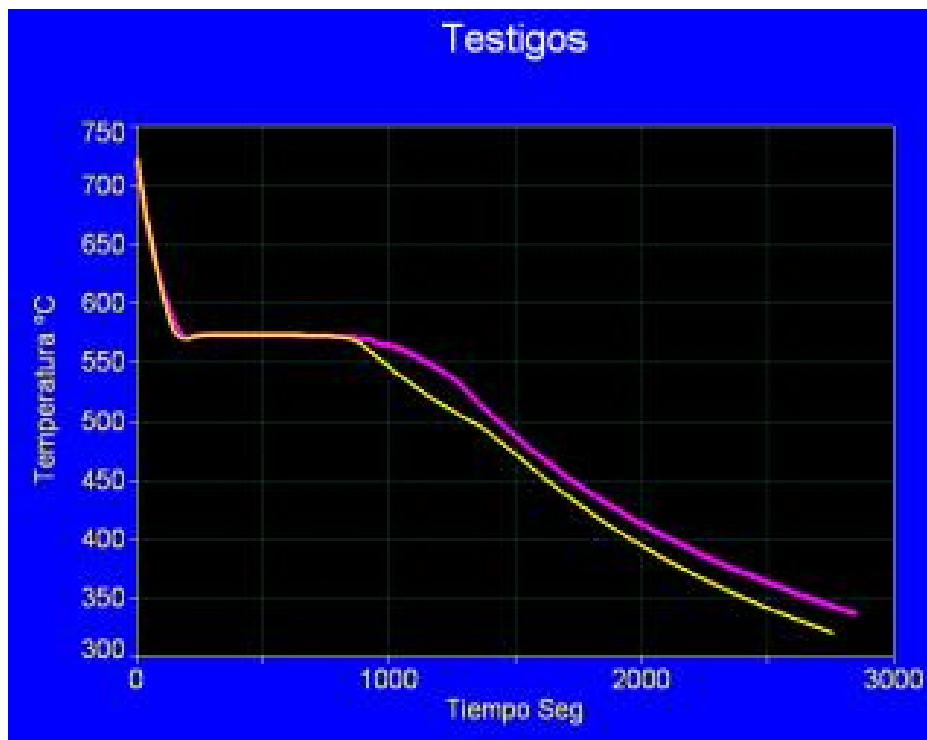


Figura 4.1.1 Análisis Térmico de muestras Testigo (Amarillo Canal 1, Rosa Canal 13)



En la **Figura 4.1.1** se puede ver que las curvas de enfriamiento son para el Canal 1 y Canal 13 de las probetas Testigo, la diferencia generada entre ellas es debido al cambio de masa; la masa de la probeta del Canal 13 es mayor a la del Canal 1 debido a que necesita un mayor tiempo para extraer el calor, además de que la primera probeta que se vació fue para la del Canal 13 a una Temperatura de 735°C (Temperatura de Colada), para después vaciar la probeta del Canal 1 a una Temperatura de 721°C (Temperatura de colada) teniendo un tiempo de vaciado entre una probeta y otra de 12.6 segundos (obtenido de los datos de TempScan 1100). En las gráficas se encuentra eliminado ya el tiempo de diferencia de vaciado entre un canal y otro.

En las curvas se puede observar la presencia de tres etapas, durante los procesos de enfriamiento y solidificación de las muestras bajo estudio. Al inicio de las curvas se observa un rápido descenso en la temperatura hasta que se alcanza la temperatura eutéctica, aproximadamente a 573 °C entre la  $T_{Nucl}$ , y  $T_e$  se presenta el fenómeno de recalcancia, como segunda etapa se presenta una meseta que prevalece durante un tiempo considerable, posteriormente comienza la tercera etapa en la que la curva vuelve a caer.

La primera etapa corresponde al enfriamiento del líquido desde su temperatura inicial de aproximadamente 728°C (Temperatura de colada promedio) hasta la temperatura eutéctica, de alrededor de 573.43°C (Temperatura eutéctica promedio). Durante esta primera etapa el sistema transfiere al exterior el calor sensible asociado al sobrecalentamiento del líquido, hasta que la temperatura alcanza la temperatura eutéctica y termina con la liberación del calor sensible y empieza la segunda etapa. La segunda etapa es asociada con la solidificación del eutéctico Al-Si y continúa hasta que finaliza la liberación del calor latente que sucede al terminar la solidificación. Una vez que la aleación ha solidificado por completo inicia la tercera etapa, que corresponde con el enfriamiento de la probeta sólida, el cual continúa hasta alcanzar la temperatura ambiente.

#### **4.1.2 Procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento de probetas Testigo**

Con el propósito de establecer las temperaturas y tiempos asociados con la nucleación, el máximo su enfriamiento, la máxima recalcancia, y fin de la fase eutéctica, podemos obtener los siguiente parámetros  $T_{Nucl}$ ,  $T_{Min}$ ,  $T_e$ ,  $T_{Fin}$ , a partir de los tiempos determinados en el proceso numérico de las curvas. Los parámetros se explicaron su ubicación en la curva de enfriamiento en el Capítulo II.

El procesamiento consistió en calcular la primera derivada de las curvas de enfriamiento, que es de la derivada de la Temperatura con respecto al tiempo ( $dT/dt$ ) obteniendo como unidades ( $^{\circ}C/s$ ). De esta derivada podemos establecer los tiempos de nucleación, el máximo subenfriamiento, la máxima recalcancia y el fin de la fase eutéctica.

Como primer punto tenemos el tiempo y Temperatura de nucleación, el cual en la curva de enfriamiento corresponde a la primera inflexión, este punto antecede al punto de máximo subenfriamiento; este primer punto es más fácil de observar en la primera derivada de la curva de enfriamiento, el cual corresponde al punto antecesor de inflexión, de donde la derivada es igual a cero o donde esta curva cruza el eje de las abscisas, obteniendo consigo el  $t_{Nucl}$ . Teniendo el  $t_{Nucl}$ , podemos corroborar en la curva de enfriamiento  $T_{Nucl}$  ( $t_{Nucl}$  y  $T_{Nucl}$ ). Otra forma de visualizarlo es sobreponiendo la curva de enfriamiento con la primer derivada, como se observan en las **Figuras 4.1.2 y 4.1.3**

Otro de los puntos característicos es donde la derivada cruza el eje de las abscisas obteniendo  $t_{Min}$ , para después ser comparado con la curva de enfriamiento y así obtener  $T_{Min}$  a este punto también se le llama el máximo subenfriamiento ( $t_{Min}$  y  $T_{Min}$ ).

El siguiente punto de estudio es el punto de máxima recalcancia el cual es asociado al tiempo de crecimiento eutéctico, caracterizado por el punto en que la derivada vuelve a cruzar el eje de las abscisas, el cual se corrobora en la curva de enfriamiento y así obtener la temperatura de crecimiento de la fase eutéctica ( $t_e$  y  $T_e$ ).

El último punto de estudio es donde se encuentra la Temperatura Final y tiempo final de solidificación, o también llamado punto Final de formación de la Fase eutéctica, este es asociado al cambio de pendiente de la meseta eutéctica; donde también se puede comparar o guiar con la extrapolación del punto de tiempo de Nucleación al enfriamiento del sólido. (Usado para corroborar el punto de Temperatura final de solidificación) para los cuales obtendremos ( $t_{Fin}$  y  $T_{Fin}$ ).

Los puntos de nuestro objeto de estudio son caracterizados para cada uno de los canales como se muestra en las **Figuras 4.1.2 y 4.1.3**

### 4.1.3 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas Testigo

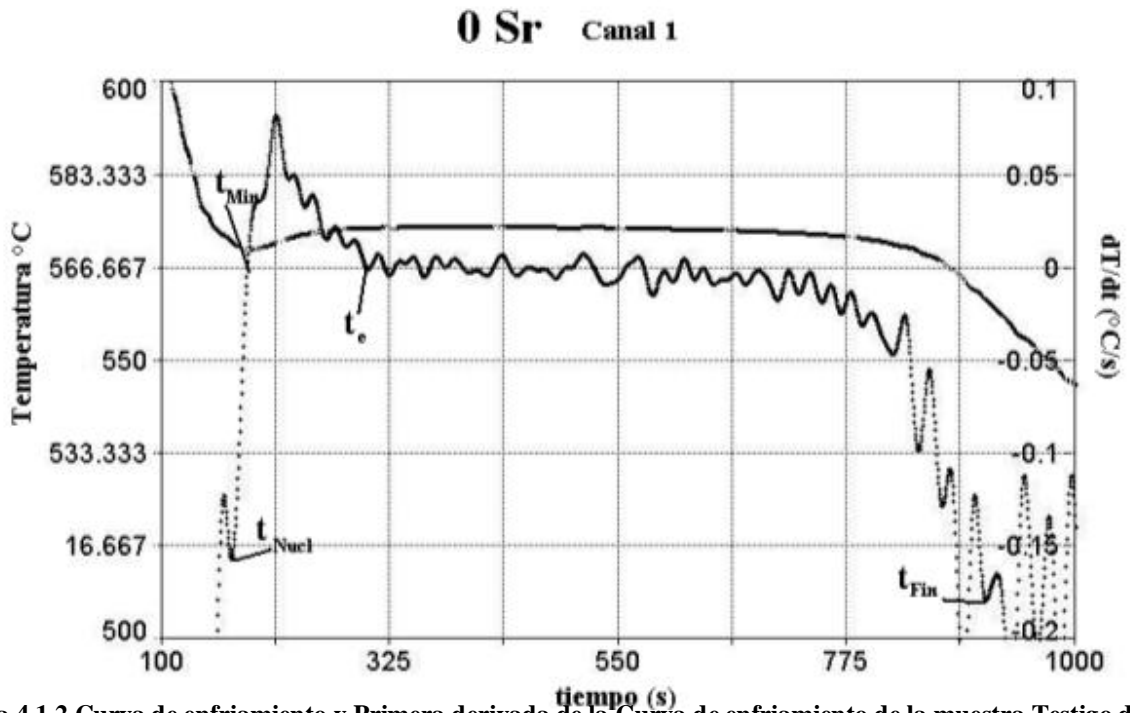


Figura 4.1.2 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de la muestra Testigo del Canal 1

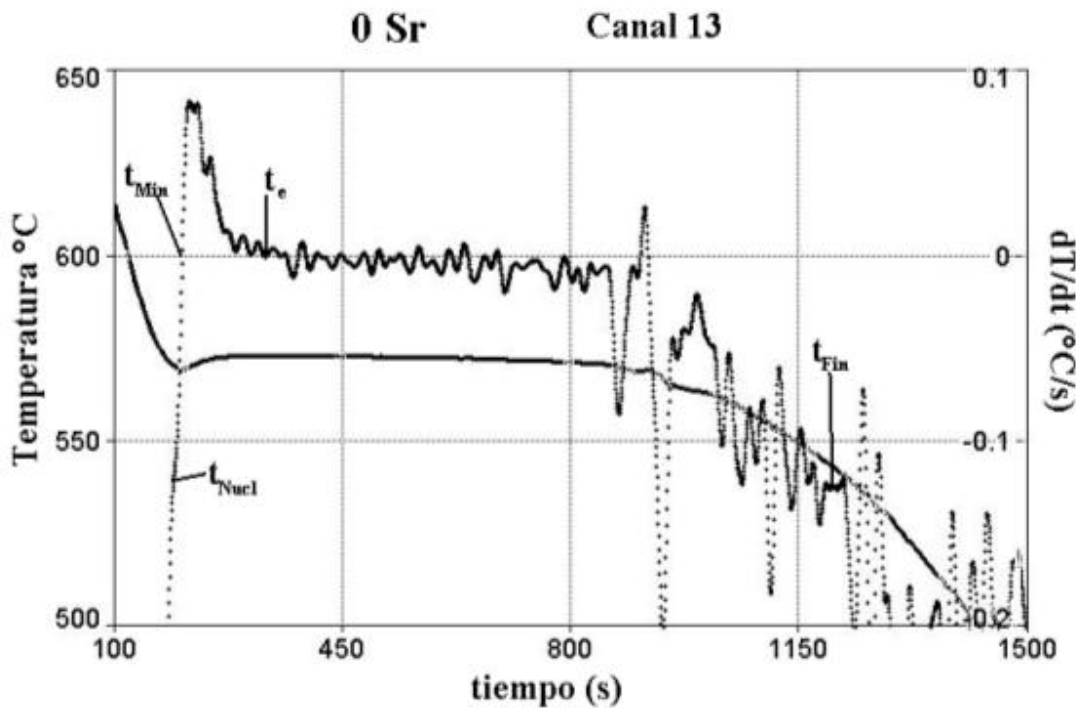


Figura 4.1.3 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de la muestra Testigo del Canal 13

Como se puede observar en las gráficas de la **Figura 4.1.2 y 4.1.3**, los puntos clave de la derivada nos permiten desplazarnos hacia la curva de enfriamiento, manteniendo la orientación horizontal, para poder determinar la Temperatura de cada uno de los tiempos. A continuación se presentan los tiempos y Temperaturas de cada uno de las gráficas.

#### 4.1.4 Parámetros obtenidos de las Curvas de enfriamiento y Primera derivada de Las probetas Testigo

De las gráficas de las **Figura 4.1.2 y 4.1.3** se obtienen los datos de la **Tabla 4.1.1**:

Temperaturas (°C) y Tiempos (s)	Canal 1	Canal 13	Promedio
	$t_{\text{Nucl}}$	168	189.49
$T_{\text{Nucl}}$	571.31	570.4	<b>570.855</b>
$t_{\text{Min}}$	184.01	202.41	193.21
$T_{\text{Min}}$	569.9	569.26	<b>569.58</b>
$t_e$	301	328.01	314.505
$T_e$	573.78	573.08	<b>573.43</b>
$t_{\text{Fin}}$	911.51	1194.49	1053
$T_{\text{Fin}}$	560.83	543.81	<b>552.32</b>

**Tabla 4.1.1** Temperatura y tiempo de C1 y C13 para las muestras Testigo

Como se puede analizar los tiempos para nuestras probetas no coinciden debido a la diferencia de masa, más sin embargo las Temperaturas en su mayoría si coinciden exceptuando  $T_{\text{Fin}}$  la cual depende mucho de la masa. Por lo que se realizó un promedio de Temperaturas y Tiempos para posteriormente ser comparadas entre cada una de las adiciones de Sr. La diferencia que existe en  $T_{\text{Fin}}$  es debido a 2 razones, la primera es que para una mayor masa, la meseta eutéctica es más larga, porque se necesita un mayor tiempo para extraer el calor latente y a partir de esto la  $T_{\text{Fin}}$  cambia. La segunda es que el ruido generado en esta zona es mayor, debido a la sensibilidad del equipo de Análisis Térmico; esta última razón también afecta el resto de las variaciones de las temperaturas. La razón por la que el experimento se realizó por duplicado

#### 4.1.5 Cálculo del parámetro de modificación $\theta_{Sr}$ .

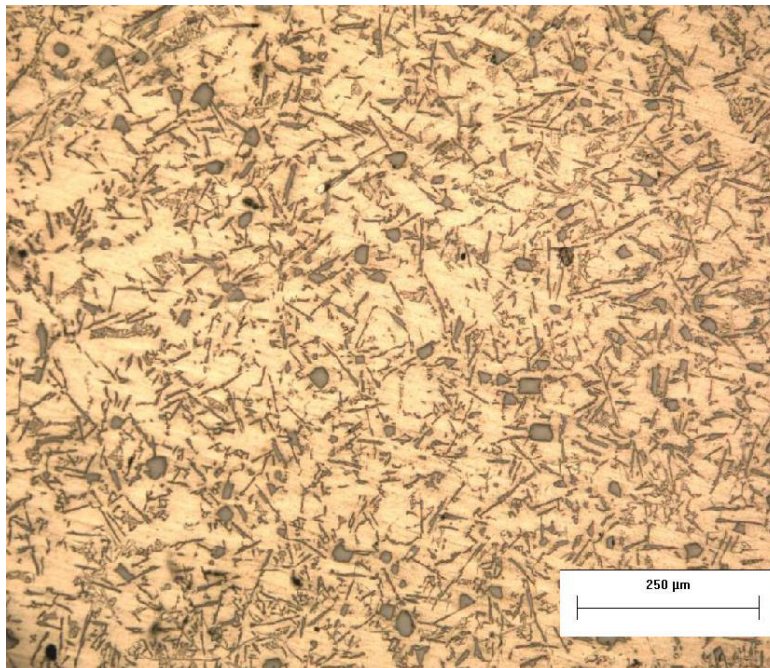
Otro parámetros que podemos medir como se mencionó en el Capítulo 2 del presente trabajo, es el de  $\theta$ , donde necesitaremos los datos de  $T_e$  y  $T_{Min}$  ( $\theta = T_e - T_{Min}$ ) para cada una de las adiciones de Sr, donde se tomara el promedio de cada uno de los canales (Canal 1 y Canal 13), para después determinar un promedio de  $\theta$  de cada una de las adiciones de Sr. Como se calcula a continuación en la **Tabla 4.1.2**:

Canal 1 ( $T_e - T_{Min}$ ) $\theta_{Sr}$	Canal 13 ( $T_e - T_{Min}$ ) $\theta_{Sr}$	Promedio (Testigo) $\theta_{Sr}$
573.78 ó 569.9 = 3.85	573.08 ó 569.26 = 3.82	<b>3.835</b>

**Tabla 4.1.2** Cálculo de  $\theta$  de las probetas Testigo para cada uno de los canales

Una vez que se obtuvo el valor de  $\theta$  de cada una de las adiciones de Sr. se puede obtener un segundo parámetro que es el de  $T$ , el cual se calcula con la diferencias de cada uno de los **promedio** de las adiciones de Sr con respecto a la probeta Testigo  $\theta_{Sr}$ . A partir de los próximos resultados podrá calcularse este parámetro.

#### 4.1.6 Metalografía y Composición Química de las probetas Testigo



**Figura 4.1.4.** Microestructura de una aleación Al-Si con composición eutéctica y sin modificar (Probeta Testigo)

Sr %	Si %	Fe%
0.0002	12.33	0.4534

**Tabla 4.1.3** Contenidos de Sr, Si y Fe de las probetas Testigo (Anexo: Composición Química 4.1)

Se tomó una imagen representativa como la mostrada en la **Figura 4.1.4**, de las probetas testigo en una zona cercana al bifilar a 100X aumentos (Usada esta escala para interpretación de imágenes de aleaciones de colada base Aluminio), debido a que en esta zona es la más representativa de lo obtenido en el Análisis térmico. Como podemos observar en la microestructura se encuentran placas de Si, en forma de aguja lo que significa que nuestra aleación no está modificada, además de que también el Si se presenta en forma de cristales indicando que no existe modificación. Por lo que se le da el nivel de **Clase 1**, el cual significa que no está modificada

La **Figura 4.1.4**, la podemos comparar con la Composición Química que se le realizó antes de su vaciado para realizar el Análisis Térmico, donde se pudo constatar que el Sr es nulo (de manera bibliográfica); la cantidad de Fe nos permite ver si nuestra aleación no se encuentra contaminada, ya que de ser así formarían intermetálicos que pudieran aparecer en nuestra microestructura cambiando así la morfología esperada de acuerdo al Análisis Térmico y Composición Química; Otra cosa que podemos constatar de la Composición Química es que el Si se encuentra en la composición eutéctica que deseamos, de ahí que se corrobore con la Microestructura debido a la morfología del Si (Para poder determinar la Composición Química adecuada se realizó un **Balance de Carga 4.1** presente en la parte de Anexos)

#### **4.1.7 Comparación de parámetros para la correlación de probetas Testigo**

Comparando la Composición Química, la Microestructura y el Análisis Térmico, podemos constatar que se ha cumplido uno de los objetivos del presente trabajo, el cual es que estos 3 aspectos tienen una gran correlación.

Una de las correlaciones más importantes está dada por la presencia de la meseta eutéctica en el Análisis Térmico que coincide con la Microestructura por el tipo de morfología del Si y de la

Composición Química con un 12.33% Si. Donde una Composición Química, presenta una Microestructura como la **Figura 4.1.4** y en cuanto al Análisis térmico este es representado con una meseta como se presentó en la **Figura 4.1.1** del presente trabajo.

<b>Composición Química de Si</b>	<b>Microestructura</b>	<b>Análisis Térmico</b>
<b>12.33% Si</b>	Presencia de placas de Si en forma de agujas y cristales de Si	Meseta eutéctica después del subenfriamiento
<b>0.0002% Sr</b>	Se considera nulo la cantidad de Sr por lo que la muestra se encuentra sin modificar. <b>CLASE 1</b>	No hay presencia de Sr por lo que es la curva testigo

**Tabla 4.1.4 Comparación de parámetros para la correlación de probetas Testigo**

En la Tabla **4.1.4** se puede presentar la comparación de los 3 aspectos de nuestro objeto de estudio que son Composición Química, Microestructura y Análisis Térmico.

Otras correlaciones podrán ser observadas a través de la comparación de las curvas de las diferentes modificaciones con diferentes adiciones de Sr, las cuales se mencionaran más adelante, por el momento solo tomaremos la presencia de la fase eutéctica sin modificar.

## 4.2 Probetas con 40 ppm de Sr

Una vez que se obtuvo el Análisis Térmico de las muestras Testigo, se prosiguió de manera experimental con la primera adición de Sr que corresponde a 40 ppm aproximadamente, para lo cual se realizó un balance de carga, el cual se encuentra en la parte de anexos como **Balance de Carga 4.2**

### 4.2.1 Análisis Térmico de las probetas con 40 ppm de Sr

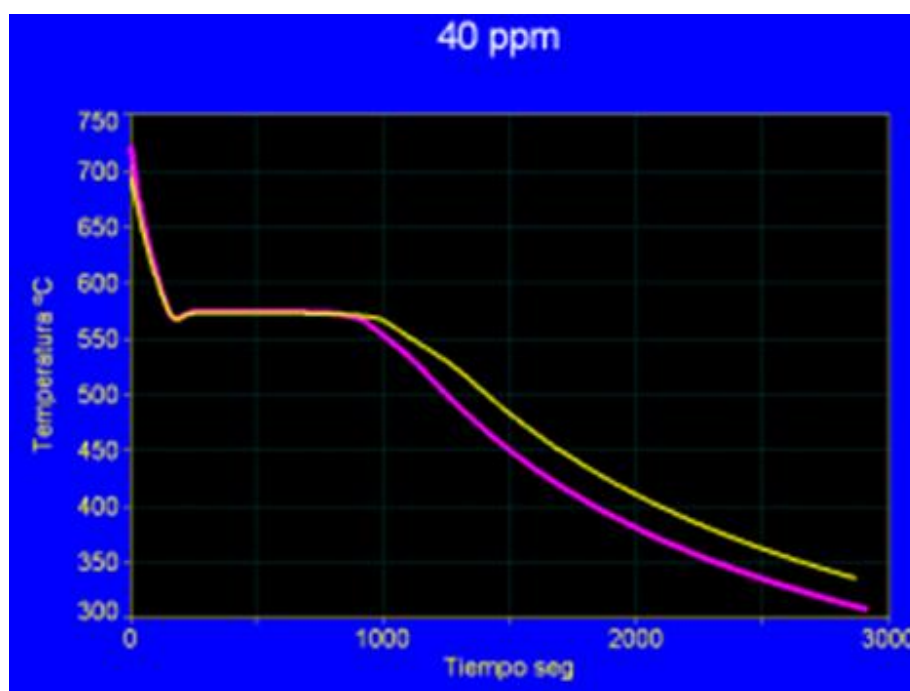


Figura 4.2.1 Análisis Térmico de muestras con 40 ppm de Sr (Amarillo Canal 1, Rosa Canal 13)

Podemos observar que en las curvas existe una composición eutéctica debido a la presencia de la meseta eutéctica que se forma después del subenfriamiento. La diferencia que hay entre ellas se debe a que las masas de las probetas fueron distintas. La primera probeta vaciada fue la del Canal 13 a una temperatura aproximada de 739°C (Temperatura de Colada del Canal 13) prosiguiendo con la segunda probeta para el Canal 1 a una Temperatura de 721°C (Temperatura de Colada del Canal 1) La probeta con mayor masa fue la del Canal 1 debido a que es necesario un mayor tiempo para la extracción de calor como se puede observar en la **Figura 4.2.1**, además de que también se puede observar que la meseta eutéctica tiene una mayor prolongación. El tiempo de vaciado entre una probeta y otra fue de aproximadamente 6.7 segundos (Obtenida de los datos obtenidos de TempScan 1100).



El tratamiento de datos de estas curvas de enfriamiento se pueden observar en las **Figuras 4.2.2 y 4.2.3** que se muestran a continuación. La obtención de estos datos se realizó de la misma forma en que se obtuvieron para las probetas testigo. (Tema 4.1.2 del presente capítulo)

#### 4.2.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada las probetas con 40 ppm de Sr

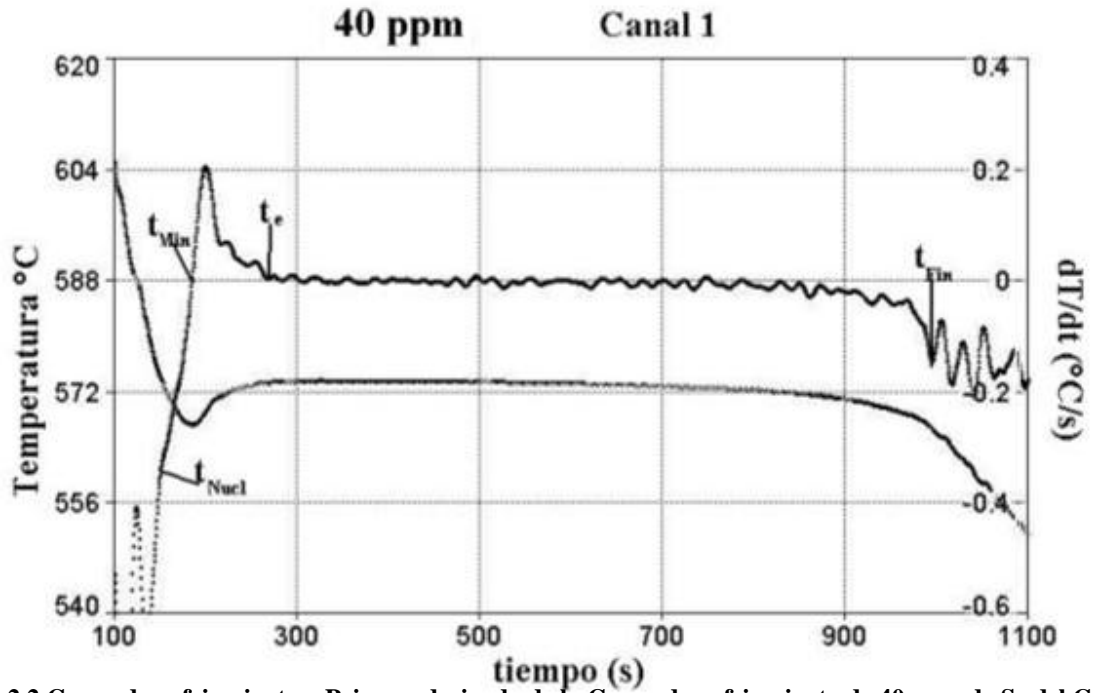


Figura 4.2.2 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de 40 ppm de Sr del Canal 1

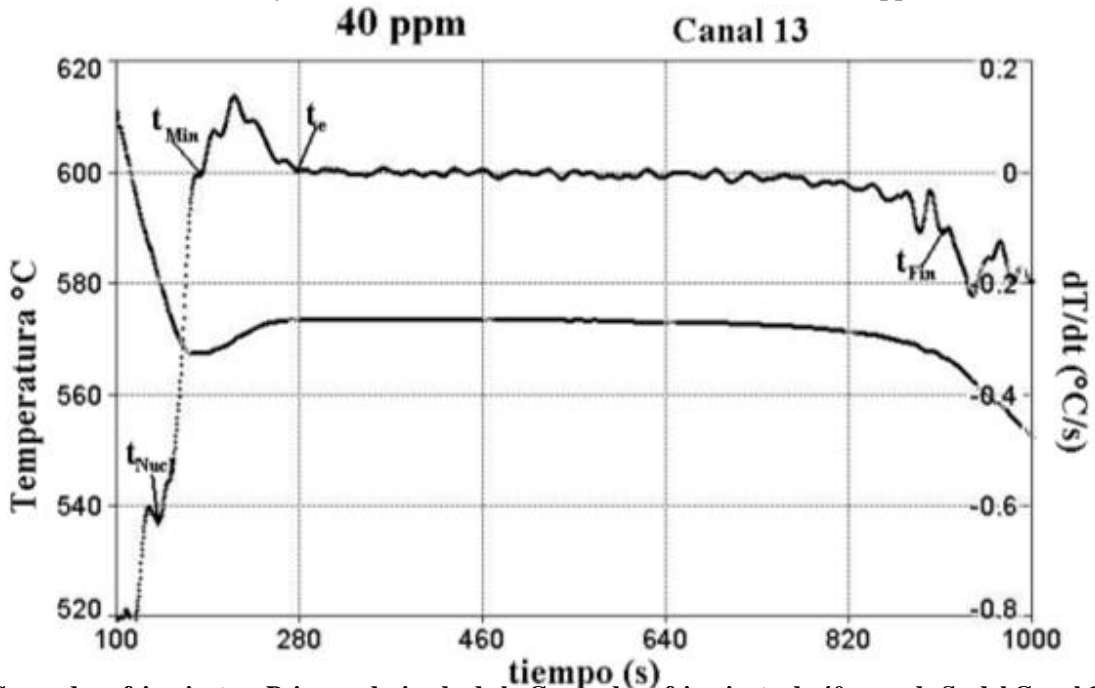


Figura 4.2.3 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de 40 ppm de Sr del Canal 13

Como se puede observar en la primera derivada cada una de las gráficas los puntos característicos, que son los tiempos, para después poder desplazarlos de manera horizontal a la curva de enfriamiento y así determinar la Temperatura, las cuales son los parámetros más importantes de la curva de enfriamiento.

### 4.2.3 Parámetros obtenidos de las Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 40 ppm de Sr.

De las gráficas de las Figuras 4.2.2 y 4.2.3 se obtienen los datos de la Tabla 4.2.1:

Temperaturas (°C) y Tiempos (s)	Canal 1	Canal 13	Promedio
$t_{\text{Nucl}}$	179	169.6	174.3
$T_{\text{Nucl}}$	570.3	570.1	<b>570.2</b>
$t_{\text{Min}}$	174.5	186.4	180.45
$T_{\text{Min}}$	569.67	569.21	<b>569.44</b>
$t_e$	312.2	324.4	318.3
$T_e$	573.45	573.22	<b>573.335</b>
$t_{\text{Fin}}$	989.2	999.3	994.25
$T_{\text{Fin}}$	565.4	572.3	<b>568.85</b>

Tabla 4.2.1 Temperatura y tiempo de C1 y C13 para las probetas con 40 ppm de Sr

Para estas 2 probetas con composición aproximada de 40 ppm se puede observar una cierta divergencia en los tiempos debido a la diferencia de masas. Para este caso todas las temperaturas tienen una gran similitud exceptuando  $T_{\text{Fin}}$  ya que este parámetro, fue afectado más por la diferencia de masas, en el resto de las temperaturas la diferencia de masa no afecto, otra razón para que no haya diferencia entre la temperaturas es que probablemente el ruido en el equipo de Análisis Térmico fue menor.

De forma general exceptuando la  $T_{\text{Fin}}$  se puede decir que las temperaturas son iguales ya que el equipo cuenta con un rango de confiabilidad de temperatura de  $\pm 3^\circ\text{C}$

#### 4.2.4 Cálculo de parámetro de modificación $T_{40Sr}$ .

Para obtener el parámetro de modificación  $T_{40Sr}$  (40 ppm) se realizó el cálculo de  $(T_e - T_{Min})_{40Sr}$  del canal 1 y de canal 13 para después realizar un promedio de estos y obtener  $T_{40Sr}$ .

Canal 1 $(T_e - T_{Min})_{40Sr}$	Canal 13 $(T_e - T_{Min})_{40Sr}$	Promedio $T_{40Sr}$
$573.15 - 569.41 = 3.88$	$573.08 - 569.26 = 3.82$	<b>3.895</b>

Tabla 4.2.2 Cálculo de  $T_{40Sr}$  para las probetas de 40 ppm de Sr, para cada uno de los canales

En la tabla se puede observar que el cálculo se realizó para cada uno de los canales, el cual se realiza con la resta de la  $T_e$  (siempre es mayor que  $T_{Min}$ ), menor la  $T_{Min}$ , para después tener un  $T_{40Sr}$  de cada uno de los canales y realizar un promedio para después poder ser comparado con los  $T_{40Sr}$  de otras adiciones de Sr.

#### 4.2.5 Cálculo de parámetro de modificación $T_{40Sr}$ .

El parámetro  $T_{40Sr}$  se puede obtener a través de la diferencia de  $T_{40Sr}$  y  $T_{0Sr}$  (Probetas Testigo). Obteniendo así el primer parámetro de modificación llamado  $T_{40Sr}$  (40 ppm-Testigo) como se muestra en la **Tabla 4.2.3**.

$T_{0Sr}$	$T_{40Sr}$	$T_{40Sr}$
<b>3.835</b>	3.895	$3.895 - 3.835 = 0.06$

Tabla 4.2.3 Cálculo de  $T_{40 ppm}$

Como se mencionó en el Capítulo 2, la modificación aumentará el parámetro de  $T_{40Sr}$ , como se puede observar al comparar  $T_{0Sr}$  y  $T_{40Sr}$  donde este último es mayor, no en gran medida debido a que esta concentración de modificador no es la adecuada. Después  $T_{40Sr}$  podrá ser comparado con los diferentes  $T_{40Sr}$  que se obtendrán en las siguientes adiciones de Sr.

#### 4.2.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 40 ppm de Sr.

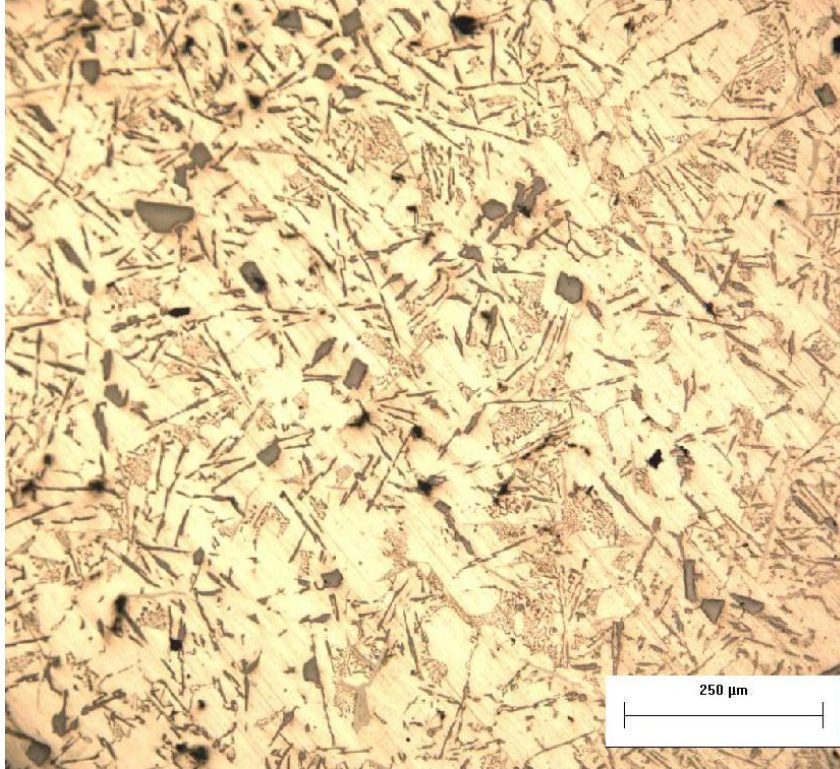


Figura 4.2.4. Microestructura de una aleación Al-Si con composición eutéctica, con 40 ppm de Sr como modificador

Sr %	Si %	Fe%
0.0036	12.19	0.4699

Tabla 4.2.4 Contenidos de Sr, Si y Fe de las probetas con 40ppm de Sr (Anexo: Composición Química 4.2)

En la **Figura 4.2.4** es una representación a 100x de las probetas con 40 ppm de Sr, en la microestructura podemos observar que se encuentran las placas de Si en forma de aguja y en forma cristales, en algunas zonas el Si ha tenido un cambio de morfología aun no muy definido en donde comienzan a ser más cortas las placas de Si y con un poco de redondez en sus puntas lo que representa la presencia de modificador, a esta microestructura se le podría llamar como en el Capítulo 1 una pobre modificación o una mala modificación como **Clase 2**. Y de forma general a pesar de la morfología se puede observar en la microestructura la fase eutéctica.

Comparando la microestructura de la **Figura 4.2.4** y la microestructura de la **Figura 4.1.4** (probetas Testigo), puede verse que el Si comienza a tener un cambio de morfología en que las placas de Si, y en ambas figuras se aprecia la presencia de fase eutéctica, corroborada con las Composiciones Químicas de cada una de las concentraciones de Sr. Y pasando de **Clase1** a **Clase 2**

#### 4.2.7 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 40 ppm de Sr

Con la Composición Química, la Microestructura y el Análisis Térmico se puede encontrar la correlación de una presencia de fase eutéctica debido a que la composición de Si esta en rango, así como la fase eutéctica mal modificada presente en la microestructura y en el caso del Análisis Térmico hay una meseta después del subenfriamiento.

La presencia de modificador puede ser dada por la composición química, aunque de manera bibliográfica 40 ppm no es considerada una concentración de aleación modificada, para esta composición podemos corroborar con la microestructura de la **Figura 4.2.4** en la cual se puede observar que el Si comienza a cambiar de morfología con respecto a las probetas testigo, pero este cambio no es muy significativo debido a una mala modificación. La modificación en el Análisis Térmico puede ser dada al comparar:

- **Curvas de enfriamiento.**
- **Parámetros obtenidos de las curvas y de la primera derivada de estas ( $T_{Nucl}$ ,  $T_{Min}$  y  $T_e$ ), para los tiempos y  $T_{Fin}$  es necesario controlar la mas de las probetas**
- **Valor de  $\hat{e}$**
- **Valor de  $T$**

(La comparación de estos aspectos se verá al final de este capítulo en el tema 4.8).

Composición Química Si y Sr	Microestructura	Análisis Térmico
12.19% Si	Presencia de placas de Si en forma de agujas y cristales de Si	Meseta eutéctica después del subenfriamiento
0.0036%Sr	Cambio morfológico del Si poco apreciable. <b>CLASE 2</b>	Cambios en las curvas enfriamientos, parámetros y valores de $\hat{e}$ y $T$

Tabla 4.2.5 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 40ppm de Sr

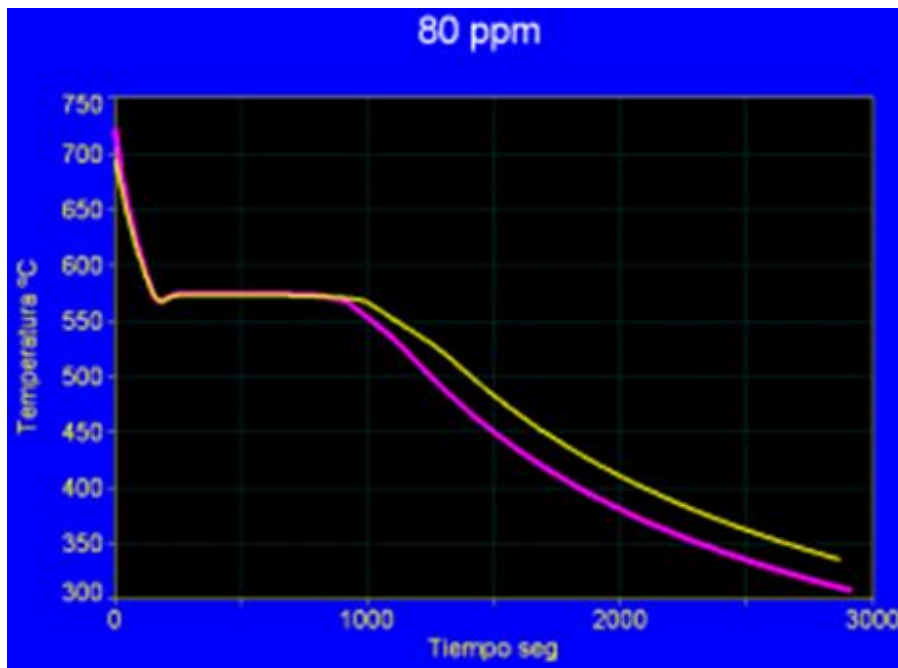
En la **Tabla 4.2.5** se puede constatar con el contenido de Si que se corrobora la presencia del eutéctico, y la presencia de este en la microestructura como microconstituyente eutéctico y en el análisis Térmico por la presencia de la meseta eutéctica. Para el caso de Sr, el contenido es cercano a 40ppm, por lo que se da como tal, y en base a la microestructura, se considera una mala modificación, pero el cambio de 0ppm a 40ppm, nos habla de que hay presencia de Sr,

En el caso del análisis Térmico, se podrá ver más a fondo en el tema 4.6, del presente capítulo. Donde se comparó una curva representativa de cada una de las adiciones de Sr (un promedio entre el Canal 1 y Canal 13), en el cual hay un desplazamiento hacia abajo y a la derecha con respecto a la curva de enfriamiento representativa sin modificar de 0ppm de Sr. Además de que los parámetros de  $T_{NucI}$ ,  $T_{Min}$  y  $T_e$  tienen una disminución lo cual nos habla del desplazamiento de la curva de enfriamiento, lo cual de manera bibliográfica deduce la presencia del modificador.

### 4.3 Probetas con: 80 ppm de Sr

Prosiguiendo con el método experimental, se agregó más modificador (Sr (90% Al -10% Sr)) a la aleación de 40 ppm, para obtener una composición aproximada de 80 ppm de Sr, para la cual se realizó un balance de carga el cual se encuentra como anexos: **Balance de Carga 4.3**

#### 4.3.1 Análisis Térmico de las probetas con 80 ppm de Sr



**Figura 4.3.1 Análisis Térmico de las probetas con 80 ppm de Sr (Canal 13 Rosa, Canal 1 Amarillo)**

Como se puede observar en la **Figura 4.3.1** las curvas son muy parecidas, el desfase entre ellas se debe como en los casos anteriores a la diferencia de masa. El primer Canal en vaciar fue el Canal 13 a una temperatura aproximada de 727°C (Temperatura de colada Canal 13). Para después vaciar la segunda probeta del Canal 1 a una temperatura de aproximada de 723°C (Temperatura de colada Canal 1), con un tiempo de diferencia de entre los canales de 4.4 segundos. La probeta con mayor masa fue la del canal 1, debido a que necesita un mayor tiempo para extraer el calor, y a que su meseta eutéctica es más prolongada. En cuanto al subenfriamiento se puede observar que entre ambas probetas es muy similar. Por lo que este parámetro no depende mucho de la diferencia de masa que hay entre las probetas.

El tratamiento de datos de las curvas de enfriamiento, es como el que se realizó en el Tema (4.1.2 de este capítulo, a continuación se señala en las **Figuras 4.3.2 y 4.3.3**, los puntos característicos de los parámetros que se analizarán de las curvas de enfriamiento y de la Primera derivada de estas.

### 4.3.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 80 ppm de Sr

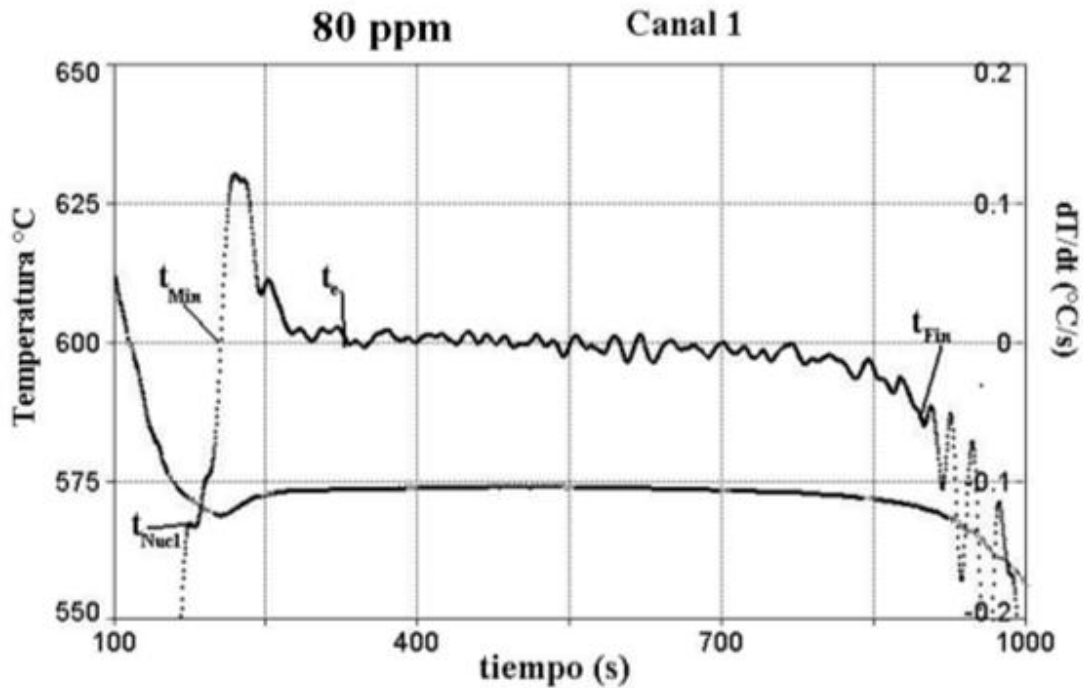


Figura 4.3.2. Curva de enfriamiento y Primera derivada con 80 ppm de Sr del Canal 1

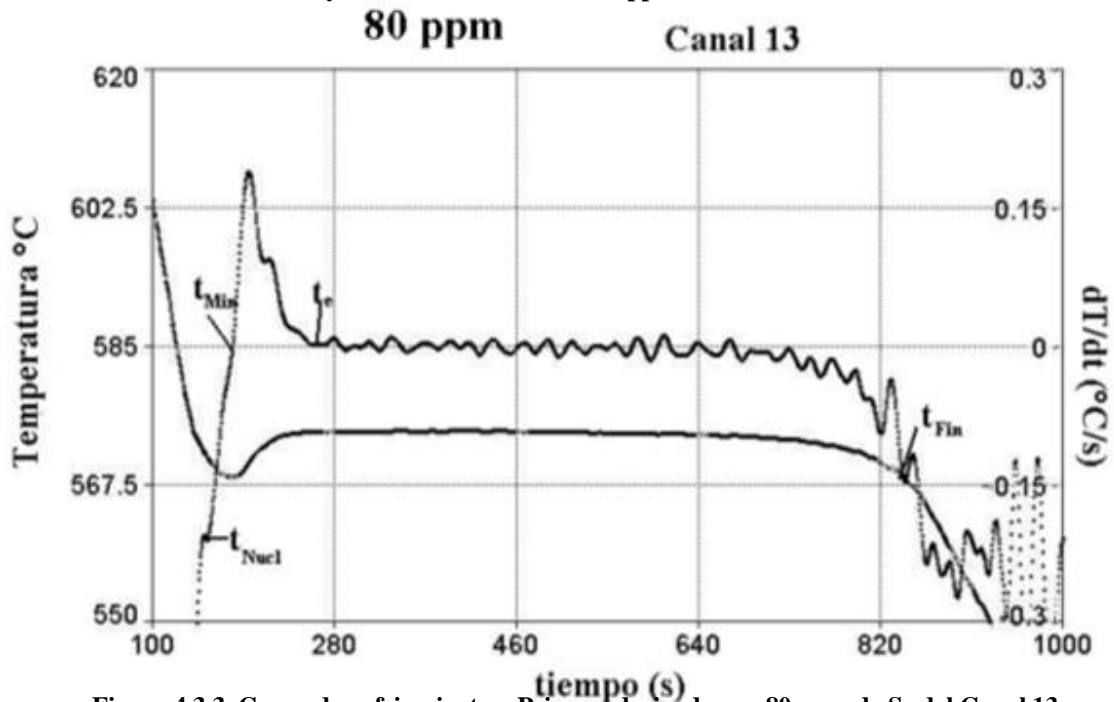


Figura 4.3.3. Curva de enfriamiento y Primera derivada con 80 ppm de Sr del Canal 13



### 4.3.3 Parámetros obtenidos de las Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 80 ppm de Sr.

De las gráficas de las Figuras 4.3.2 y 4.3.3 se obtienen los datos de la Tabla 4.3.1:

Temperaturas (°C) y Tiempos (s)	Canal 1	Canal 13	Promedio
$t_{\text{Nucl}}$	194.01	151.03	172.52
$T_{\text{Nucl}}$	569.49	571.25	<b>570.37</b>
$t_{\text{Min}}$	204.52	170.05	187.285
$T_{\text{Min}}$	568.79	568.71	<b>568.75</b>
$t_e$	329.53	285.51	307.52
$T_e$	573.56	574.12	<b>573.84</b>
$t_{\text{Fin}}$	899.06	818.5	858.78
$T_{\text{Fin}}$	570.03	570.33	<b>570.18</b>

Tabla 4.3.1 Temperaturas y tiempos de C1 y C13 para las muestras con 80 ppm de Sr

En los datos obtenidos se puede observar que los tiempos si tienen una gran diferencia por lo que no serán objeto de estudio, pero para el caso de las Temperaturas estas tienen una gran similitud, la poca diferenciación que existe entre ellas se debe a la diferencia de masa, y a la sensibilidad del equipo de Análisis Térmico. Para este caso la  $T_{\text{Fin}}$  no tiene diferencia esto es debido al tiempo de vaciado entre una probeta y otra fue corto, y a la temperatura de colada muy similar entre las probetas. Otra razón para que  $T_{\text{Fin}}$  sea muy similar es que la meseta eutéctica tiene mucha similitud entre el canal 1 y el canal 13.

Las variaciones en general de las temperaturas no es mayor a 2°C contando que el equipo tiene un intervalo de diferencia de temperaturas de  $\pm 3^\circ\text{C}$  podremos decir que las Temperaturas son iguales.

#### 4.3.4 Cálculo de parámetro de modificación $T_{80Sr}$ .

Para obtener el parámetro de modificación  $T_{80Sr}$  (80 ppm de Sr) se realizó el cálculo de  $(T_e - T_{Min})_{80Sr}$  del canal 1 y de canal 13 para después realizar un promedio de estos y obtener  $T_{80Sr}$ .

Canal 1 $(T_e - T_{Min})_{80Sr}$	Canal 13 $(T_e - T_{Min})_{80Sr}$	Promedio $T_{80Sr}$
$573.56 - 565.79 = 7.77$	$574.12 - 565.71 = 8.41$	<b>8.09</b>

Tabla 4.3.2 Cálculo de  $T_{80Sr}$  para las probetas de 80 ppm de Sr, para cada uno de los canales.

El parámetro  $T_{80Sr} = 8.09$  (Tabla 4.3.2) es mayor al parámetro  $T_{40Sr} = 3.895$  (Tabla 4.2.2) y por tanto mayor al  $T_{0Sr} = 3.835$  (Tabla 4.1.2) por lo que este parámetro se está comportando de acuerdo al aumento de modificador, Que a mayor presencia de modificador Sr el parámetro de  $T$  va aumentando.

#### 4.3.5 Cálculo de parámetro de modificación $T_{80Sr}$ .

Para el cálculo del parámetro  $T_{80Sr}$  se puede obtener a través de la diferencia de  $T_{80Sr}$  y  $T_{0Sr}$  (Probetas Testigo). Obteniendo así el segundo parámetro de modificación llamado  $T_{80Sr}$  (80 ppm-Testigo) como se muestra en la **Tabla 4.3.3**.

$T_{0Sr}$	$T_{80Sr}$	$T_{80Sr}$
<b>3.835</b>	8.09	$8.09 - 3.835 = 4.255$

Tabla 4.3.3 Cálculo de  $T_{80 ppm}$

El parámetro de  $T_{80Sr}$  es afectado por el parámetro de  $T_{80Sr}$  el cual aumento con respecto al  $T_{40Sr}$ , por lo tanto  $T_{80Sr}$  es mayor a  $T_{40Sr}$ , El aumento de  $T$  nos dice que la modificación se ha realizado con mayor pronunciación que con una concentración de 40 ppm don

el  $T_{40Sr}=0.06$  contra  $T_{80Sr}=4.255$ . Por lo que también el aumento de modificador Sr, promueve el aumento del parámetro  $T$

#### 4.3.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 80 ppm de Sr.

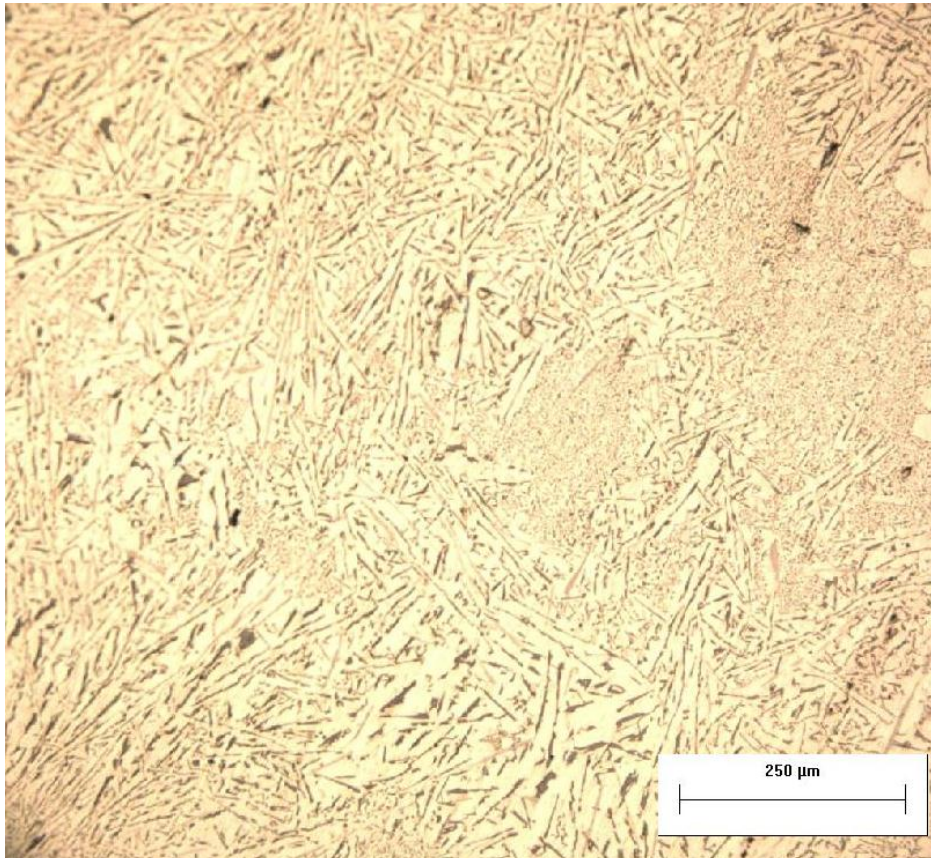


Figura 4.3.4. Microestructura de una aleación Al-Si con composición eutéctica, con 80 ppm de Sr como modificador

Sr %	Si %	Fe%
0.0072	12.15	0.4770

Tabla 4.3.4 Contenidos de Sr, Si y Fe de las probetas con 80 ppm (Anexo: Composición Química 4.3)

En la **Figura 4.3.4** se puede observar que las placas y los cristales de Si comienzan a tener un mayor cambio, en un principio eran agujas (probetas Testigo), en esta muestra comienzan a ser globulosa, y el número de cristales de Si comienza a disminuir, se puede decir que la muestra según los niveles de modificación descritos en el Capítulo 1, está ligeramente modificada, (esto puede ser porque aún falta

una cantidad mayor de Sr, o que este ha decaído (la decadencia puede ser por el tiempo de permanencia de la fusión)). Para lo que se da una **Clase 3** de modificación.

Comparando la **Figura 4.3.4** de 80 ppm con la **Figura 4.2.4** de 40 ppm se puede observar una mayor modificación aunque esta adición de Sr aun no es suficiente para catalogar a esta aleación como suficientemente modificada que es la **Clase 4** o bien modificada como la **Clase 5**.

El Fe en este caso sigue manteniéndose de manera mínima, para no afectar la microestructura, así como el Si se mantiene en rango para darnos la presencia de la fase eutéctica.

#### 4.3.7 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 80 ppm de Sr

Composición Química Si y Sr	Microestructura	Análisis Térmico
12.15% Si	La fase presentada es eutéctica, solo que cambia la morfología del Si por presencia de un modificador	Presencia de la meseta eutéctica después del subenfriamiento
0.0072 % Sr	Las placas de Si cambian de morfología a un tipo globular o una mala modificación. <b>CLASE 3</b>	Cambios en las curvas enfriamientos, parámetros y valores de $T_{Nuc}$ , $T_{Min}$ y $T_e$ y de $\hat{\epsilon}$ y $T$

Tabla 4.3.5 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 80ppm de Sr

Se puede observar que el 12.15% Si es un rango donde la aleación se considera eutéctica, la cual se puede corroborar con la Microestructura en la cual se puede observar la presencia del microconstituyente eutéctico; el aspecto de fase eutéctica si se encuentra correlacionado con el Análisis Térmico el cual se puede constatar con la presencia de la meseta eutéctica en la curva de enfriamiento.

Para el caso de 80 ppm de modificador se puede ver que la Composición Química es de 0.0072% dado como objeto de estudio de 80ppm, el cual coincide con la microestructura, debido a que hay cambios en la morfología de silicio de a circular a fibroso, aunque hay zonas que les hace falta la modificación por lo que el nivel de modificación de Clase 3.

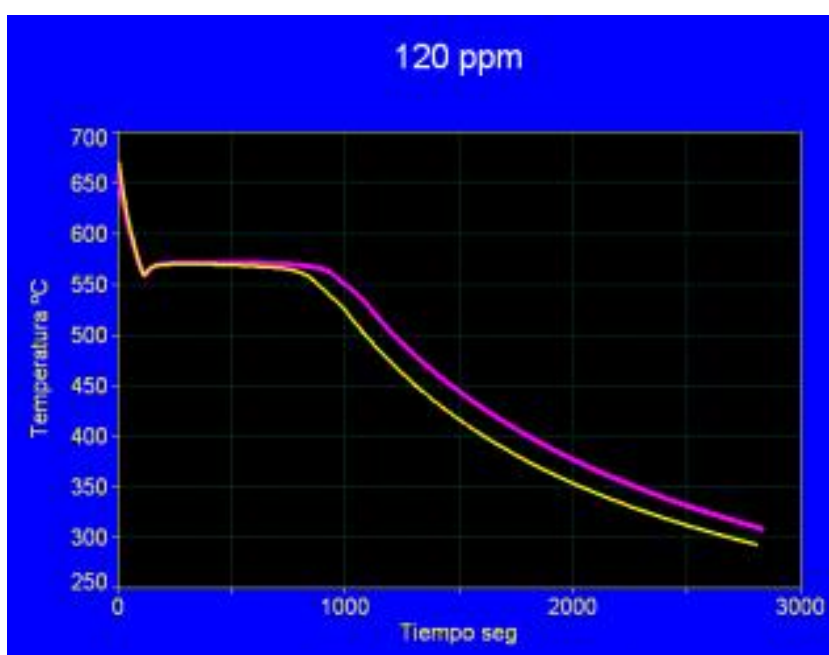
Para el Análisis Térmico, se puede ver que una disminución de  $T_{\text{Nucl}}$ ,  $T_{\text{Min}}$  y  $T_e$ , esto debido a que la curva sufre un desplazamiento hacia abajo y a la derecha. El cual se maneja de manera más detallada en el Tema 4.6 el presente capítulo.

Otro de los parámetros obtenidos de la comparación de los parámetros obtenidos en el Análisis Térmico que pueden ser relacionados con la presencia de modificador son  $T_{\text{Min}}$  y  $T_e$ , los cuales sufren un aumento. En el cual el parámetro  $T_{\text{Min}}$  es un parámetro particular de cada una de las adiciones y  $T_e$  es la comparación del  $T_{\text{Min}}$  modificado con el  $T_{\text{Min}}$  sin modificar.

## 4.4 Probetas con: 120 ppm de Sr

Para la Tercera adición se tomó como base la composición química de la aleación con 80 ppm de Sr, para realizar el balance de carga, el cual viene anexado como **Balance de Carga 4.4**. La composición también se encuentra anexada como **Composición Química 4.4**. La cual es de aproximadamente 120 ppm.

### 4.4.1 Análisis Térmico de las probetas con 120 ppm de Sr



**Figura 4.4.1 Análisis Térmico de las probetas con 120 ppm de Sr (Canal 13 Rosa, Canal 1 Amarillo)**

Como podemos observar en la **Figura 4.4.1** las curvas presentan un comportamiento muy similar, tienen una divergencia por la diferencia de masa que existe entre las probetas y por el ruido generado por el adquirente de datos para el Análisis Térmico. La primera probeta vaciada fue la del Canal 13 a una temperatura de 675°C (Temperatura de colada para el Canal 13), después se prosiguió con el llenado de la probeta del Canal 1 a una temperatura aproximada de 670°C (Temperatura de colada para el Canal 1), con una diferencia de tiempo de colada entre una probeta y otra de 7.6 segundos, este tiempo también afecta tanto la curva de enfriamiento como los datos obtenidos de esta y de su derivada, ya que

las temperaturas de colada entre un canal y otro cambian demasiado si el vaciado es prolongado. Otro de los motivos de su diferencia es a la sensibilidad de los bifilares.

La probeta con mayor masa fue la del Canal 13 (de color rosa) en la **Figura 4.4.1.** ya que su curva se ve mas prolongada, es decir que la extracción de calor en esta probeta requiere un mayor tiempo, este aumento de masa con respecto a la probeta del Canal tambien se ve reflejado en la meseta eutéctica, que tambien tiene una mayor prolongación.

El procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento de las probetas con 120 ppm de Sr se realizo de la misma forma que para las probetas testigo, visto en el Tema 4.1.2 de este Capitulo.

#### 4.4.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 120 ppm de Sr

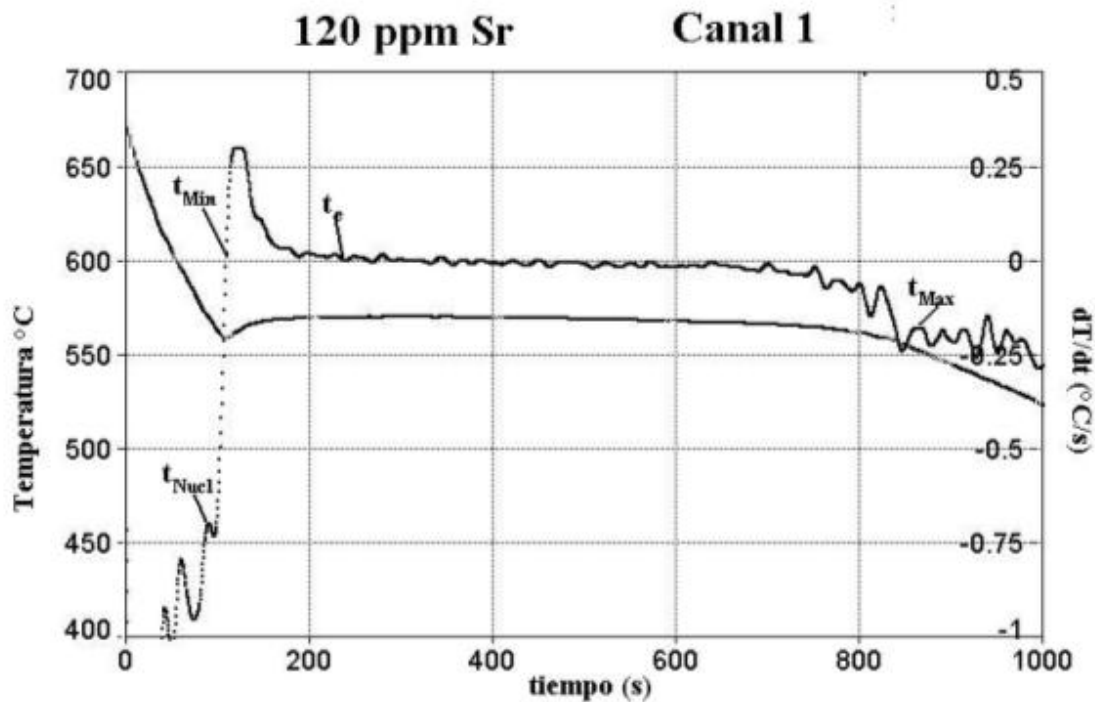


Figura 4.4.2. Curva de enfriamiento y Primera derivada con 120 ppm de Sr del Canal 1

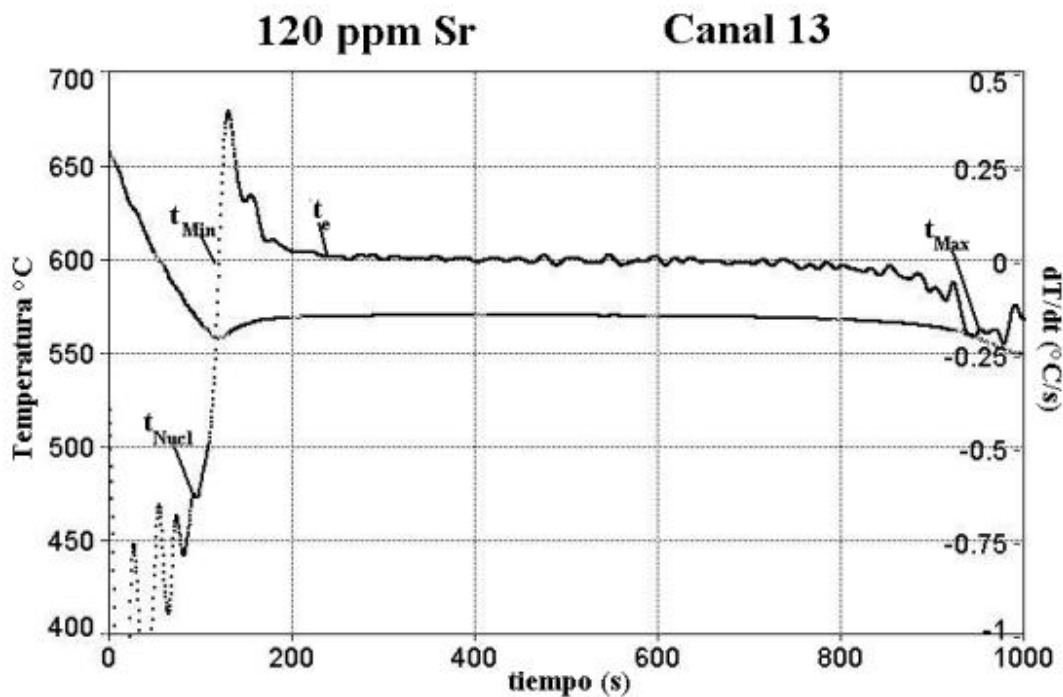


Figura 4.4.3. Curva de enfriamiento y Primera derivada con 80 ppm de Sr del Canal 13

#### 4.4.3 Parámetros obtenidos de las Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 120 ppm de Sr.

De las gráficas de las Figuras 4.4.2 y 4.4.3 se obtienen los datos de la Tabla 4.4.1:

Temperaturas (°C) y Tiempos (s)	Canal 1	Canal 13	Promedio
$t_{Nucl}$	96.48	96.09	96.285
$T_{Nucl}$	564.93	567.83	<b>566.38</b>
$t_{Min}$	109.41	119.88	114.645
$T_{Min}$	559.18	558.07	<b>558.625</b>
$t_e$	237.47	260.07	248.77
$T_e$	569.85	569.84	<b>569.845</b>
$t_{Fin}$	861.27	939.03	900.15
$T_{Fin}$	552.48	560.03	<b>556.255</b>

Tabla 4.4.1 Temperaturas y tiempos de C1 y C13 para las muestras con 120 ppm de Sr



Como podemos observar en la **Tabla 4.4.1** se presenta tiempos con poca diferencia por lo que hacer un análisis entre estas curvas es mucho más confiables ya que aparentemente, la masa entre estas dos probetas fue muy similar, pero para el objeto de estudio que son las Temperaturas, que es tratamiento de datos de la Tabla anterior.

Se puede ver que existe una gran similitud, exceptuando el de  $T_{Fin}$  el cual este parámetro depende mucho de la masa y de la Temperatura de colada. Además de que el equipo tiene una sensibilidad de  $\pm 3^\circ C$ . A partir de estos datos podremos calcular los parámetros de modificación y  $T$ , como a continuación se menciona.

#### 4.4.4 Cálculo de parámetro de modificación $_{120Sr}$ .

Para obtener el parámetro de modificación  $_{120Sr}$  (120 ppm de Sr) se realizó el cálculo de  $(T_e - T_{Min})_{120Sr}$  del canal 1 y de canal 13 para después realizar un promedio de estos y obtener  $_{120Sr}$ .

Canal 1 $(T_e - T_{Min})_{120Sr}$	Canal 13 $(T_e - T_{Min})_{120Sr}$	Promedio $_{120Sr}$
$569.85 - 559.18 = 10.67$	$569.84 - 558.07 = 11.77$	<b>11.22</b>

**Tabla 4.4.2** Cálculo de  $_{120Sr}$  para las probetas de 120 ppm de Sr, para cada uno de los canales

Como podemos comparar  $_{120Sr} = 11.22$  con  $_{0Sr} = 3.835$  (Tabla 4.1.2) se puede ver una gran diferencia debido a la presencia de modificador. Lo mismo ocurre al comparar  $_{120Sr} = 11.22$  con  $_{40Sr} = 3.895$  (Tabla 4.2.2) en el cual hay un pequeño aumento por haber una mayor concentración de Sr. Pero en el caso de  $_{120Sr} = 11.22$  contra  $_{80Sr} = 8.09$  (Tabla 4.3.2). Estos parámetros serán más fácil de observar en la comparación de curvas de enfriamiento de las diferentes concentraciones de modificador que se enunciaran en el Tema 4.6 de este capítulo

#### 4.4.5 Cálculo de parámetro de modificación $T_{120Sr}$ .

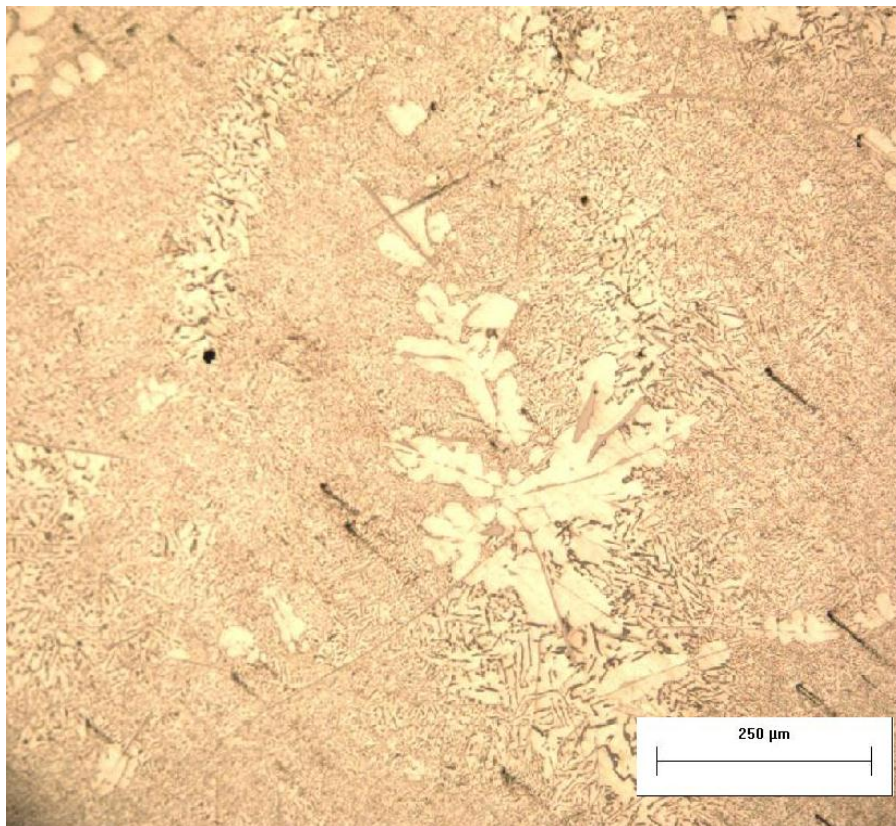
El parámetro  $T_{120Sr}$  se puede obtener a través de la diferencia de  $T_{120Sr}$  y  $T_{0Sr}$  (Probetas Testigo). Obteniendo así un nuevo parámetro de modificación que es  $T_{120Sr}$  (120 ppm- 0 ppm) como se muestra en la **Tabla 4.4.3**.

0Sr	120Sr	$T_{120Sr}$
3.835	11.22	11.22- 3.835= <b>7.385</b>

**Tabla 4.4.3** Cálculo de  $T_{120 ppm}$

Como en el caso del parámetro de  $T_{120Sr}$ , que ha sufrido un aumento lo mismo ocurre con el parámetro  $T_{120Sr}=7.385$  (Tabla 4.4.3, el cual es mucho mayor que el  $T_{40Sr}=0.06$  (Tabla 4.2.3) y mayor que  $T_{80Sr}=4.255$  (Tabla 4.3.3), cumpliéndose así con el objetivo de que el aumento en la concentración de modificador, aumenta los parámetros de  $T_{120Sr}$  y  $T$ .

#### 4.4.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 120 ppm de Sr.



**Figura 4.4.4.** Microestructura de una aleación Al-Si con composición eutéctica, con 120 ppm de Sr.

Sr %	Si %	Fe%
0.011	12.50	0.732

**Tabla 4.4.4** Contenidos de Sr, Si y Fe de las probetas con 120 ppm (Anexo: Composición Química 4.4)

En la **Figura 4.4.4** se puede observar que las placas de Si han cambiado de morfología a una especie de Si globular y que persistente cierta cantidad de placas de Si pero estas son más cortas y más redondeadas en sus puntas, lo que habla de que el modificador ha causado efecto en ellas, también se puede apreciar que los cristales de Si ya no se encuentran. Hay zonas de esta Microestructura donde el silicio globular es excesivo, esto debido a un probables sobremodificación,

Comparando la **Figura 4.4.6** de 120 ppm, contra la **Figura 4.3.6** de 80 ppm se puede observar un gran cambio morfológico por lo que la Microestructura ha pasado de Clase 3 a **Clase 4**, lo mismo con la **Figura 4.2.4** de 40 ppm. Para la comparación de la **Figura 4.1.4** de 0ppm se puede decir que nuestra aleación esta modificada. Pero hay zonas que han sufrido sobremodificación debido a los globulosos tan finos y alargados.

En el caso de la Composición Química nos habla de la presencia de fase eutéctica por una concentración de 12.50%Si, Para el contenido de Sr que es de 0.011% por lo que para fines de estudio 120 ppm.

Para el caso del Fe este sigue siendo bajo, por lo que no se verá reflejado en la microestructura ni en la curva de enfriamiento, con la presencia de intermetálicos

#### 4.4.7 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 120 ppm de Sr

Composición Química Si y Sr	Microestructura	Análisis Térmico
12.50% Si	La fase presentada es eutéctica, las placas de Si comienzan a ser globulares y las agujas son más cortas y de puntas redondeadas.	Presencia de la meseta eutéctica después del subenfriamiento
0.011% Sr	Las placas de Si cambian de morfología a un tipo globular o una buena nodificación Los cristales de Si no son presentes ya que cambiaron su morfología a glóbulos de Si	Cambios en las curvas enfriamientos, parámetros y valores de $\hat{e}$ y $T$

Tabla 4.4.5 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 120ppm de Sr

Como se puede constatar de manera resumida en la **Tabla 4.4.5.**, los aspectos de Composición Química, Microestructura y Análisis Térmico, tienen una fuerte correlación. La meseta eutéctica coincide con la Microestructura y la Composición.

Para el caso de la modificación el aumento de la concentración de Sr que se ve reflejado en la Composición Química nos muestra una fase eutéctica modificada en la Microestructura, así como el cambio de la curva de enfriamiento junto con los datos que se obtienen de esta y de su derivada.

La diferencia de curvas de enfriamiento se verá en el **Tema 4.6** de este capítulo de manera más detallada así como los parámetros obtenidos de su derivada y los valores de  $\hat{e}$  y  $T$ .

## 4.5 Probetas con: 200 ppm de Sr

Prosiguiendo con el método experimental, se agregó más modificador (Sr (90%Al -10%Sr)) a la aleación de 120 ppm de Sr, en la cual se quiso obtener una composición de 160 ppm, pero el contenido de Sr se elevó debido a un aumento del rendimiento de Sr quedando en 200 ppm. Este cálculo fue obtenido del balance de carga el cual se encuentra en la parte de anexos como: **Balance de Carga 4.5**

### 4.5.1 Análisis Térmico de las probetas con 200 ppm de Sr

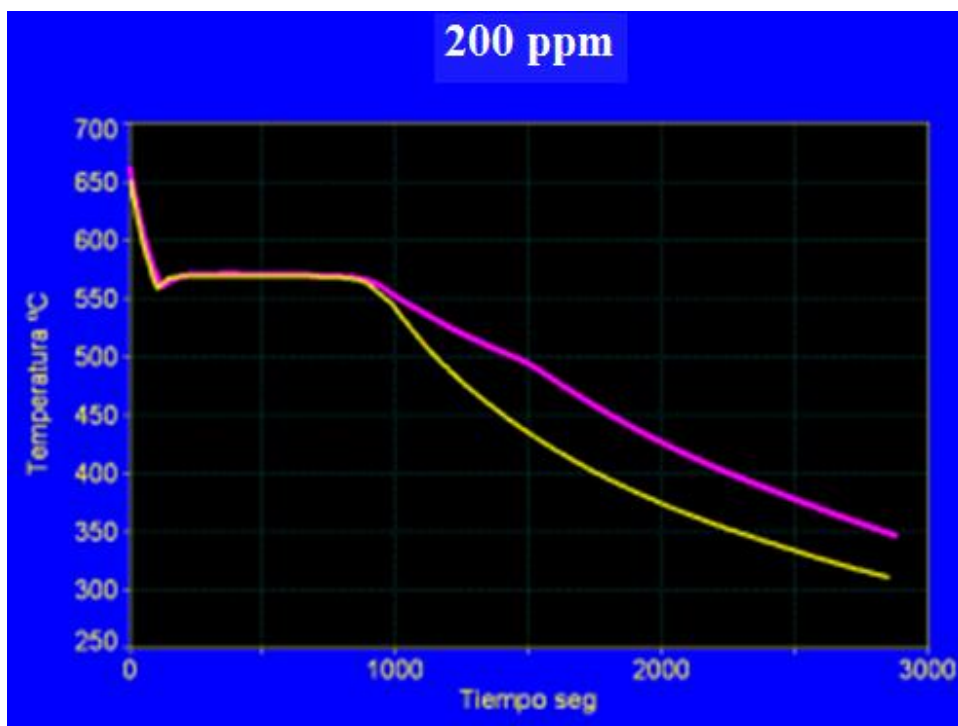


Figura 4.5.1 Análisis Térmico de las probetas con 200 ppm de Sr (Canal 1 Rosa, Canal 13 Amarillo)

Como se puede observar en la **Figura 4.5.1** las curvas son muy parecidas, estas curvas son las que mayor similitud tienen de las diferentes adiciones de Sr que se han presentada en los anteriores temas, es más fácil de observar esta similitud en la meseta eutéctica, la cual para el Canal 1 y Canal 13 tiene la misma longitud. La diferencia después de la meseta eutéctica está dada en mayor medida por el molde de la probeta; ya que a esta zona se le llama extracción de calor del sólido La cual no es objeto de estudio del presente trabajo.

La primera probeta en vaciar fue del Canal 13 a una Temperatura de 660°C (Temperatura de colada del Canal 13), para proseguir con la probeta del Canal 1 la cual se vació a una Temperatura de 655°C (Temperatura de Colada del Canal 1), con una diferencia de tiempo de vaciado en cada una de las probetas de 5.9 segundos. Este tiempo es muy corto, lo que no permite que las Temperaturas de Colada entre un canal y otro sean muy distintas, proporcionándonos así datos más confiables, Y por tanto las curvas de enfriamiento son más parecidas.

El tratamiento de datos de las curvas de enfriamiento, es como el que se realizó en el Tema (4.1.2 de este capítulo, a continuación se señala en las Figuras 4.3.2 y 4.3.3, los puntos característicos de los parámetro que se analizaran de las curvas de enfriamiento y de la Primer derivada de estas.

#### 4.5.2 Curvas de enfriamiento y Primera derivada las probetas con 200 ppm de Sr

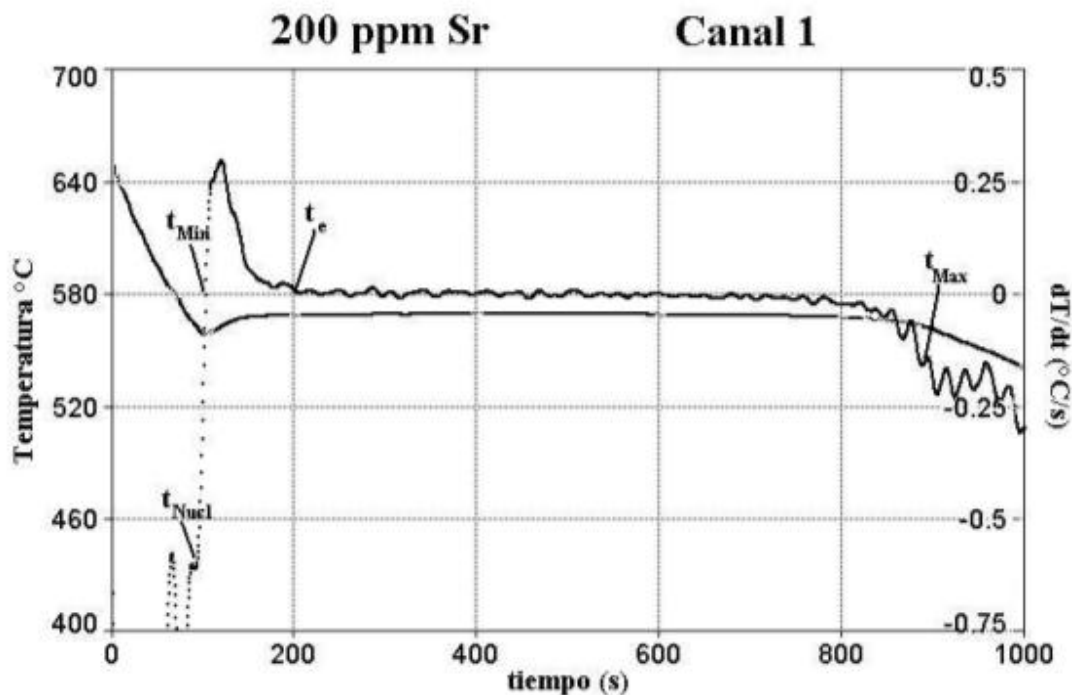


Figura 4.5.2 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de 200 ppm de Sr del Canal 1

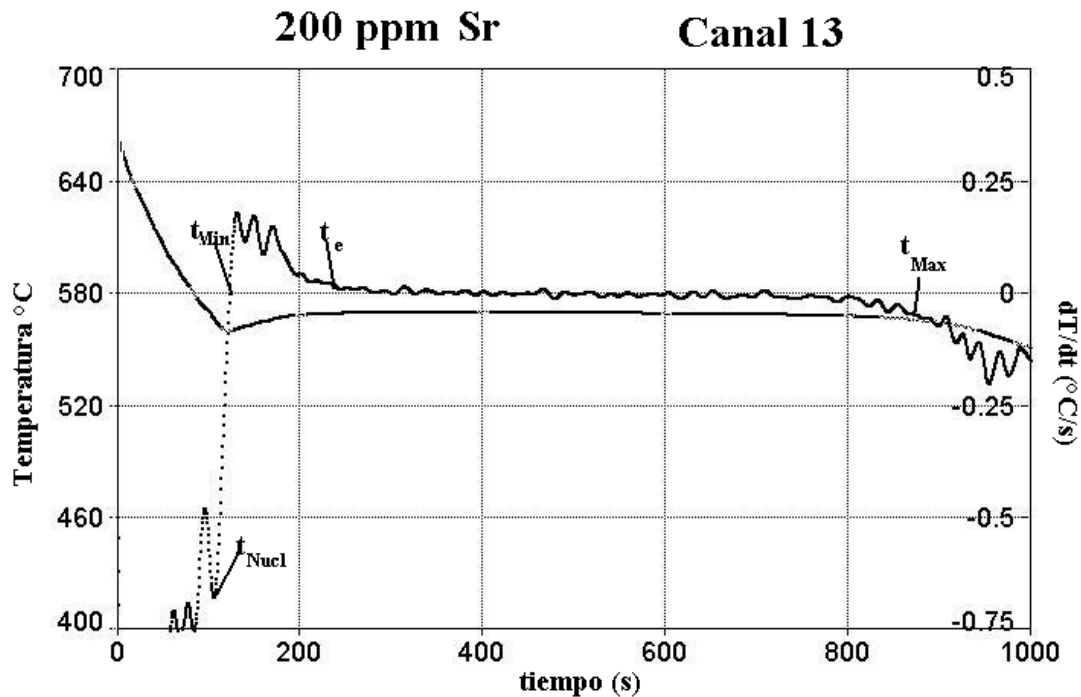


Figura 4.5.3 Curva de enfriamiento y Primera derivada de la Curva de enfriamiento de 200 ppm de Sr del Canal 13

### 4.5.3 Parámetros obtenidos de las Curvas de enfriamiento y Primera derivada de las probetas con 200 ppm de Sr.

De las gráficas de las Figuras 4.5.2 y 4.5.3 se obtienen los datos de la Tabla 4.5.1:

Temperaturas (°C) y Tiempos (s)	Canal 1	Canal 13	Promedio
	$t_{Nucl}$	90.53	105.99
$T_{Nucl}$	563.46	564.65	<b>564.055</b>
$t_{Min}$	109.23	122.48	115.855
$T_{Min}$	560.01	559.51	<b>559.76</b>
$t_e$	237.57	298.49	268.03
$T_e$	569.08	569.49	<b>569.285</b>
$t_{Fin}$	859.48	865.17	862.325
$T_{Fin}$	565.6	565.92	<b>565.76</b>

Tabla 4.5.1 Temperatura y tiempo de C1 y C13 para las probetas con 200 ppm de Sr

Como podemos observar en la **Tabla 4.5.1**, los tiempo son muy variados, pero en el caso de las temperaturas esta son muy parecidas, en anteriores casos se podía ver que  $T_{Fin}$  difería mucho de un canal y otro, en este caso se puede ver que son muy parecidos, esto debido a que las masa de las probetas fue muy similar, y que el tiempo de vaciado entre una probeta y otro fue muy corto, registrando Temperaturas de Colada muy parecidas.

#### 4.5.4 Cálculo de parámetro de modificación $T_{200Sr}$ .

Para obtener el parámetro de modificación  $T_{200Sr}$ (200 ppm)se realizó el cálculo de  $(T_e - T_{Min})_{200Sr}$  del canal 1 y de canal 13 para después realizar un promedio de estos y obtener  $T_{200Sr}$ .

Canal 1 $(T_e - T_{Min})_{200Sr}$	Canal 13 $(T_e - T_{Min})_{200Sr}$	Promedio $T_{200Sr}$
$569.08 - 560.01 = 9.07$	$569.49 - 559.51 = 9.98$	<b>9.525</b>

Tabla 4.5.2 Cálculo de  $T_{200Sr}$  para las probetas de 200 ppm de Sr, para cada uno de los canales

#### 4.5.5 Cálculo de parámetro de modificación $T_{200Sr}$ .

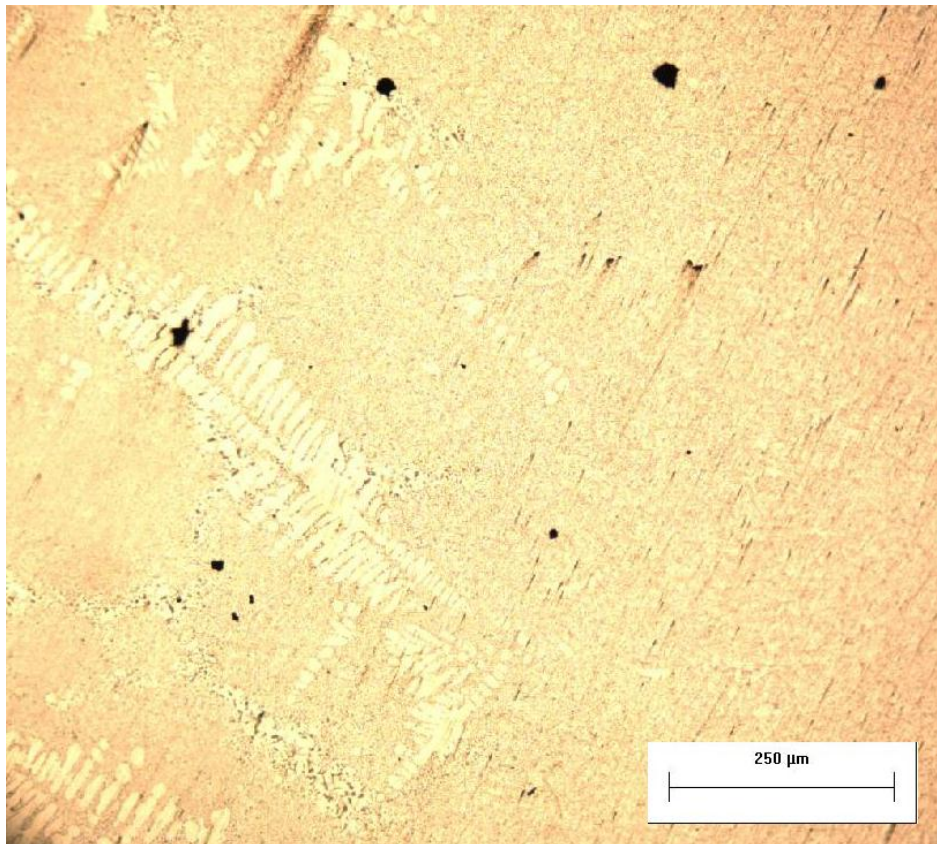
El parámetro  $T_{200Sr}$  se puede obtener a través de la diferencia de  $T_{200Sr}$  y  $T_{0Sr}$  (Probetas Testigo). Obteniendo así el ultimo parámetro  $T$  de este trabajo  $T_{40Sr}$  (40 ppm-Testigo) como se muestra en la **Tabla 4.5.3**.

$T_{0Sr}$	$T_{200Sr}$	$T_{40Sr}$
<b>3.835</b>	9.525	$9.525 - 3.835 = 4.255$

Tabla 4.5.3 Cálculo de  $T_{200 ppm}$



#### 4.5.6 Metalografía y Composición Química de las probetas con 200 ppm de Sr.



Sr %	Si %	Fe%
0.0206	12.59	0.827

Tabla 4.5.4 Contenidos de Sr, Si y Fe de las probetas con 200 ppm de Sr (Anexo: Composición Química 4.5)

En la microestructura podemos observar que hay presencia de glóbulos de Si y que la transformación se ha dado y se puede decir que ha ocurrido una modificación, solo que en este caso se observan zonas sobre modificadas por lo que la microestructura a cambio de clase 4 a **Clase 6**, por el tipo de morfología del eutéctico y de los globulos de Si, para este caso la estructura es supermodificada

#### 4.5.7 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 200 ppm de Sr

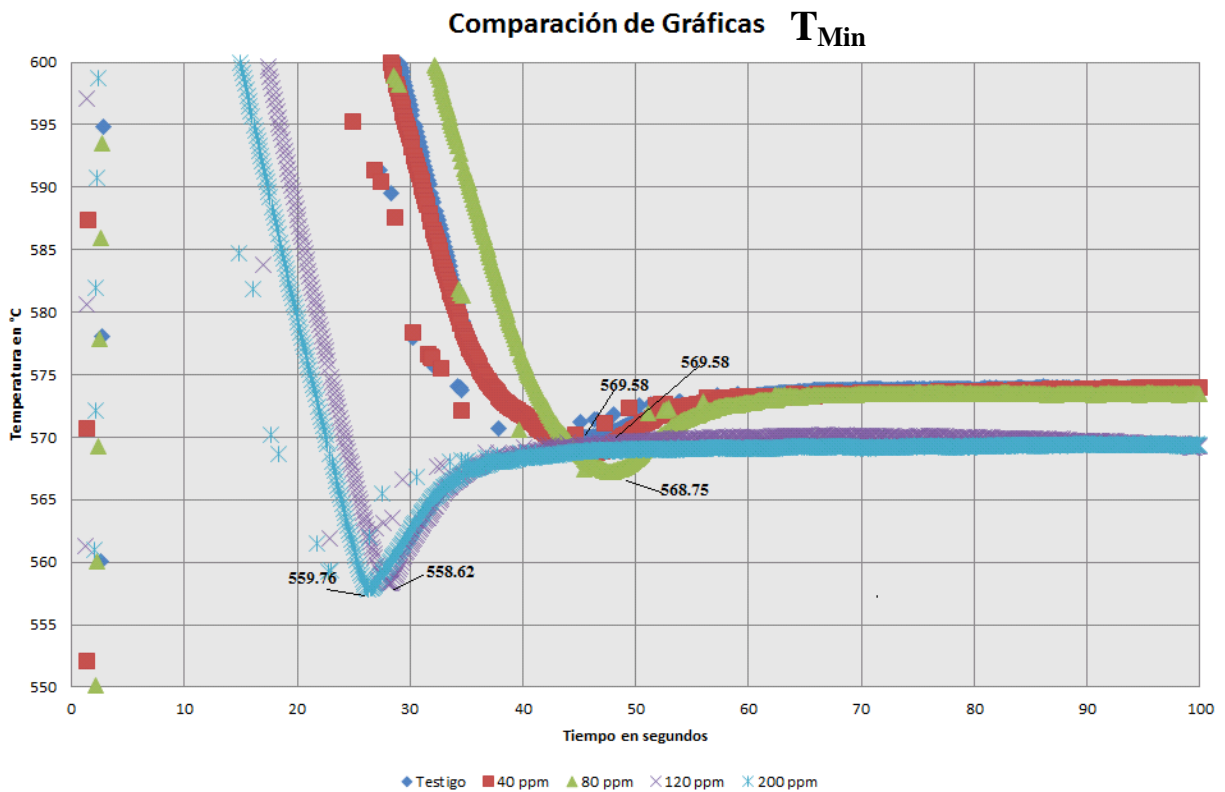
Composición Química Si y Sr	Microestructura	Análisis Térmico
12.59 % Si	La fase presentada es eutéctica, las placas de Si son globulares y las agujas son cortas y de puntas redondeadas. <b>CLASE 6.</b>	Presencia de la meseta eutéctica después del subenfriamiento
0.0206% Sr	Las placas de Si cambian de morfología a un tipo globular Los cristales de Si no son presentes ya que cambiaron su morfología a glóbulos de Si	Cambios en las curvas enfriamientos, parámetros y valores de $\hat{e}$ y T

Tabla 4.4.56 Comparación de parámetros para la correlación de probetas con 200ppm de Sr

Como podemos observar esta microestructura a cambiado a una súper modificada, esto es debido al exceso de Sr y podrá apreciarse al comparar las curvas de enfriamiento. Además de que los 3 aspectos cubren la correlación que es el caso de composición química, curva de enfriamiento y microestructura.

## 4.6 Comparación de las curvas de enfriamiento

En el análisis Térmico podemos observar de manera general que la diferencia de masas provoca un desplazamiento entre el canal 1 y canal 13, debido que a una mayor masa se necesita un mayor tiempo para extraer el calor de la pieza. Cuando hacemos la adición de Sr a la aleación esta sufre un cambio en el máximo subenfriamiento, esto es más fácil de ver, cuando, se tiene un promedio de cada adición de Sr es decir un curva representativa de la adición de estroncio, la cual es comparada con el resto como se muestra en la siguiente **Figura 4.6.1**



**Figura 4.6.1** Comparación de los máximos sub enfriamientos  $T_{Min}$  de la curva representativa de cada una de las adiciones de Sr

Como se puede observar, la Temperatura de máximo subenfriamiento va disminuyendo conforme a las adiciones de Sr. A su vez la gráfica sufre un desplazamiento en las primeras 2 adiciones de Sr (40 ppm y 80 ppm) respecto a la Testigo, un desplazamiento hacia abajo y a la derecha, esto debido a que para formar la estructura modifica de microconstituyente eutéctico, requiere un mayor tiempo de

extracción de calor, además de que el subenfriamiento es mayor, debido a que el sistema necesita liberar una mayor cantidad de energía.

Es así como estas adiciones cumplen con el objetivo de que el aumento de Sr, genera un desplazamiento de la curva, conforme a un testigo sin modificar, para los dos siguientes casos (120 ppm y 200 ppm) es apreciable que el subenfriamiento es mayor, esto es porque el sistema necesita más energía para poder dar un cambio de estado (con respecto a la muestra testigo)

## 4.7 Análisis de los parámetro $T_{Nucl}$ , $T_{Min}$ y $T_e$

A partir de la comparación de estas curvas se pueden comparar varios puntos de interés como lo son  $T_{Nucl}$ ,  $T_{Min}$  y  $T_e$ , para el caso  $T_{Fin}$ , no realizaremos la comparación debido a la diferencia de masas entre las probetas. Esta comparación es más fácil de observar en la siguiente **Tabla 4.7**.

	$T_{Nucl}$	$T_{Min}$	$T_e$
<b>0 ppm</b>	570.85	569.58	573.43
<b>40 ppm</b>	570.2	569.44	573.335
<b>80 ppm</b>	570.37	568.75	573.85
<b>120 ppm</b>	566.38	558.62	569.84
<b>200 ppm</b>	564.05	559.76	569.28

**Tabla 4.7 Comparación de puntos  $T_{Nucl}$ ,  $T_{Min}$  y  $T_e$ , para las diferentes cantidades de Sr**

Como se puede observar los tiempos de nucleación van disminuyendo debido a que el sistema necesita cada vez mayor cantidad de energía para poder dar tanto un cambio de estado como la formación de microconstituyentes. Lo mismo ocurre con el análisis de  $T_{Min}$ . Para el caso de  $T_e$  la disminución es poco apreciable pero esto nos habla de que la curva sufrió un desplazamiento.

## 4.8 Análisis de los parámetros $\delta$ y T

Otro de los parámetros que se pueden comparar de las gráficas son los de  $\delta$  y T, los cuales se pueden comparar de manera más sencilla en la siguiente **Tabla 4.8**

	T	
<b>0 ppm</b>	3.835	-
<b>40 ppm</b>	3.895	0.06
<b>80 ppm</b>	8.09	4.225
<b>120 ppm</b>	11.22	7.385
<b>200 ppm</b>	9.525	4.255

**Tabla 4.8, Comparación de los parámetros  $\delta$  y T de cada una de las adiciones de Sr**

Se puede observar que existe un aumento de  $\delta$  y T con excepción de la adición de 200ppm esto es debido según (Jhon E. Gruzleski) a que cuando existe una sobremodificación que es para el caso de la adición de 200ppm, los parámetros de  $\delta$  y T tienen una disminución.

## 4.9 Análisis de las composiciones Químicas y Microestructuras

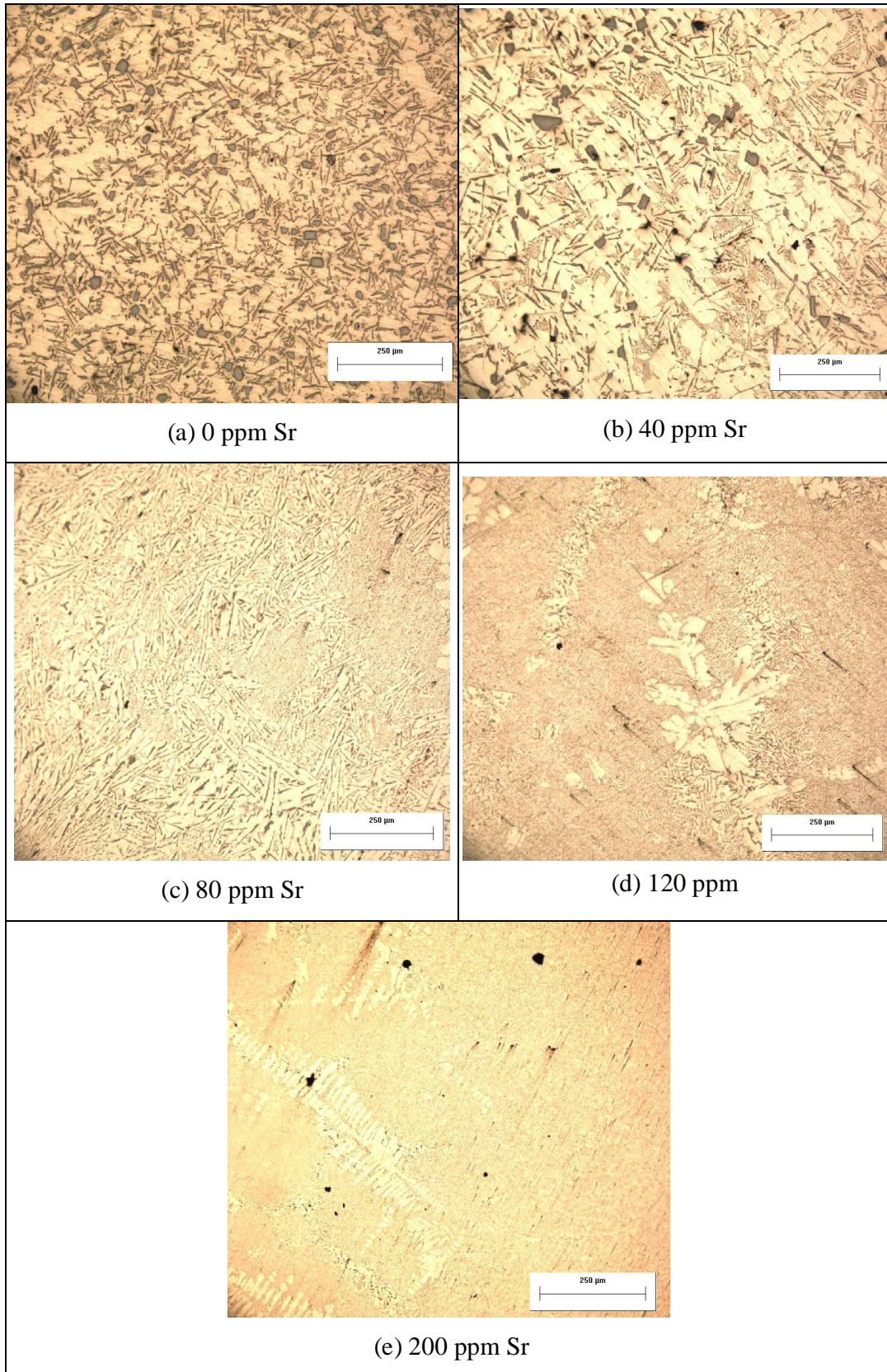
Con las anteriores comparaciones de las **Tablas 4.7 y 4.8**, podemos observar que existe un cambio, el cual se debe a las adiciones de Sr, las cuales podemos constatar con el Análisis Químico que a continuación se resume en la siguiente **Tabla 4.9**.

	Sr	Si	Fe
<b>0 ppm</b>	0.0002	12.33	0.4534
<b>40 ppm</b>	0.0036	12.19	0.4699
<b>80 ppm</b>	0.0072	12.15	0.4770
<b>120 ppm</b>	0.011	12.50	0.732
<b>200 ppm</b>	0.0206	12.59	0.827

**Tabla 4.9** Tabla de comparación de composición química de los elementos más importantes en la aleación, Estroncio, Silicio e Hierro

Teniendo en cuenta que la composición química, nos corrobora que la adición de Sr esté relacionado con las modificaciones de las curvas de enfriamiento. En esta tabla podemos observar que existe un valor bastante cercano de Sr, con los que se estableció de manera hipotética, así como el contenido de Si que se mantuvo en un rango, para la presencia del microconstituyente eutéctico. Además de un contenido bajo de Fe el cual nos habla de un pobre envenenamiento de nuestro metal. En las figuras 5.2-5.5 se muestran microestructuras típicas de cada muestra bajo estudio.

En la **Figura 4.9 (a)** se muestra a la aleación sin adición de Sr. En esta micrografía se puede observar la presencia del microconstituyente eutéctico bajo la forma de láminas de silicio embebidas en una matriz de aluminio. Asimismo se observa la presencia de partículas poliédricas grises que corresponden a cristales de silicio primario, lo cual indica que se trata de una aleación ligeramente hipereutéctica. Se observa que conforme se incrementa la cantidad de estroncio, desaparecen los cristales de silicio primario y la morfología del eutéctico se refina y cambia progresivamente de laminar a fibrosa. Se observa también que, como resultado de la adición de Sr se promueve, a altos niveles de Sr ( 120 y 200 ppm) , ver **Fig. 4.9 (d) y (e)** la presencia de dendritas de fase primaria rica en aluminio.



**Figura 4.9** Comparación de las 5 microestructuras con diferentes cantidades de Sr

Lo anterior ha sido explicado como resultado de que el Sr inhibe la nucleación del silicio del microconstituyente eutéctico retardando su solidificación. Esto puede constatarse en las micrografías de las muestras obtenidas al comparar las figuras 4.9 (a) a (c) en donde se observa que conforme aumenta el nivel de Sr presente, las partículas de silicio primario primero disminuyen en número, ver figs. 4.9 (a) y (b) hasta eventualmente desaparecer por completo, ver Fig. 4.9(c) y como el Sr también inhibe el crecimiento del silicio del eutéctico, retarda su formación y a mayores niveles de Sr incrementa el subenfriamiento presente lo cual promueve la solidificación meta estable de las dendritas de aluminio, lo cual es un efecto totalmente cinético y que no puede, en consecuencia explicarse con un diagrama de fase.

Comparando los datos de la **Tabla 4.9** con las correspondientes micrografías se puede afirmar que existe una correlación entre los cambios detectados en las curvas de enfriamiento y los cambios microestructurales observados en las probetas experimentales.



## Conclusiones

- Se encontró que existe una relación entre las curvas de enfriamiento y las microestructuras obtenidas con los diferentes niveles de adición de Sr para una aleación eutéctica Al-Si.
- Específicamente, los resultados experimentales sugieren que un incremento en la cantidad de Sr presente en el baño provoca cambios en algunos puntos característicos de la curva de enfriamiento y la transformación gradual del Si del eutéctico de laminar a fibroso.
- Un mayor contenido de Sr provoca que la curva se desplace hacia abajo y hacia la derecha hasta que se presenta la sobre modificación, que provoca que la curva se desplace hacia la izquierda.
- Los parámetros de la curva de enfriamiento que son más sensibles a cambios en la cantidad de Sr y con esto al nivel de modificación presente son  $T_{\text{Nucl}}$ ,  $T_{\text{Min}}$  y  $T_e$ .
- Estos parámetros podrían ser empleados para facilitar la determinación del nivel de modificación mediante análisis térmico.
- existe una correlación entre los cambios detectados en las curvas de enfriamiento y los cambios micro estructurales observados en las probetas experimentales.

# Anexos

## Composición Química 3.1 (Capítulo III)

Análisis Químico en espectro de masas, de la aleación A356 antes de ser llevada a composición eutéctica.

Program: AL-011

05/24/2010 01:02:31 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: Preliminar Al-Si

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: M. Morua- A. Ruiz

Comentarios:

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	11.69	0.518	0.0108	0.1021	0.2162	0.0207	0.0039	0.0046	0.0032
2	11.78	0.500	0.0109	0.1033	0.2132	0.0196	0.0045	0.0049	0.0032
3	11.80	0.4973	0.0103	0.1036	0.2119	0.0196	0.0044	0.0048	0.0032

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0150	0.0112	<0.0020	0.0013	87.4
2	0.0169	0.0119	<0.0020	0.0013	<87.3
3	0.0161	0.0117	<0.0020	0.0013	<87.3

Program: AL-011

05/24/2010 01:02:32 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No.: Preliminar Al-Si

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: M. Morua- A. Ruiz

Comentarios:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
$\bar{x}$	11.76	0.505	0.0107	0.1030	0.2138	0.0200	0.0043	0.0048	0.0032

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
$\bar{x}$	0.0160	0.0116	<0.0020	0.0013	<87.4

## Composición Química 3.2 (Capítulo III)

## Composición Química 4.1 (Tabla 4.1.3 Capítulo 4)

Análisis Químico en espectro de masas, de la aleación eutéctica, proveniente de la adición de Si a la aleación A354 del anexo 3.1. La cual es la misma como tomada como anexo de las probetas Testigo (ya que no contiene Sr (de manera industrial el Sr es nulo).

Program: AL-011

05/06/2010 06:07:26 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS  
Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: Tesis Lic (1)  
Usuario: Anabell Jimenez  
Comentarios:

Quality:  
Analista: A Amaro - M Morua

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	12.41	0.4799	0.0112	0.1027	0.2075	0.0300	0.0040	0.0051	0.0033
2	12.30	0.4363	0.0099	0.1028	0.1933	0.0199	0.0037	0.0050	0.0024
3	12.29	0.4441	0.0103	0.1021	0.1982	0.0189	0.0037	0.0049	0.0024

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0173	0.0124	<0.0020	0.0002	<86.7
2	0.0159	0.0116	<0.0020	0.0002	86.9
3	0.0159	0.0116	<0.0020	0.0002	<86.9

Program: AL-011

05/06/2010 06:07:26 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS  
Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No.: Tesis Lic (1)  
Usuario: Anabell Jimenez  
Comentarios:

Quality:  
Analista: A Amaro - M Morua

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
$\bar{x}$	12.33	0.4534	0.0105	0.1026	0.1996	0.0229	0.0038	0.0050	0.0027

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
$\bar{x}$	0.0164	0.0119	<0.0020	0.0002	<86.8

## Composición Química 4.2 (Tabla 4.2.4 Capítulo 4)

Análisis Químico de la adición de Sr de la aleación de Anexo de Composición Química 4.1, para obtener 40ppm de Sr, (de manera promedio y redondeada a una composición de estudio).

Program: AL-011

05/06/2010 08:23:07 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: muestra 3 40ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Amaro- M. Morua

Comentarios:

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	12.17	0.4762	0.0098	0.1018	0.1554	0.0181	0.0035	0.0049	0.0028
2	12.26	0.4737	0.0099	0.1039	0.1520	0.0177	0.0038	0.0051	0.0027
3	12.13	0.4599	0.0095	0.1022	0.1467	0.0185	0.0037	0.0050	0.0026

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0151	0.0109	<0.0020	0.0037	87.0
2	0.0158	0.0114	<0.0020	0.0037	86.9
3	0.0157	0.0113	<0.0020	0.0034	87.1

Program: AL-011

05/06/2010 08:23:07 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No.: muestra 3 40ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Amaro- M. Morua

Comentarios:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
$\bar{x}$	12.19	0.4699	0.0097	0.1026	0.1514	0.0181	0.0037	0.0050	0.0027

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
$\bar{x}$	0.0156	0.0112	<0.0020	0.0036	87.0

## Composición Química 4.3 (Tabla 4.3.4 Capítulo 4)

Análisis Químico de la adición de Sr de la aleación del anexo Composición Química 4.2 para obtener 80ppm de Sr, (de manera promedio y redondeada a una composición de estudio).

Program: AL-011

05/06/2010 08:49:41 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: Tesis 80 ppm Al SI ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez Sosa

Analista: A. Amaro- M. Morua

Comentarios:

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	12.22	0.4794	0.0094	0.1019	0.1393	0.0178	0.0037	0.0050	0.0027
2	12.12	0.4753	0.0095	0.1029	0.1375	0.0178	0.0038	0.0050	0.0027
3	12.12	0.4763	0.0096	0.1029	0.1376	0.0180	0.0036	0.0051	0.0026

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0156	0.0112	<0.0020	0.0072	87.0
2	0.0156	0.0113	<0.0020	0.0072	87.1
3	0.0156	0.0111	<0.0020	0.0073	87.1

Program: AL-011

05/06/2010 08:49:41 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No.: Tesis 80 ppm Al SI ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez Sosa

Analista: A. Amaro- M. Morua

Comentarios:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
$\bar{x}$	12.15	0.4770	0.0095	0.1026	0.1381	0.0178	0.0037	0.0050	0.0027

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
$\bar{x}$	0.0156	0.0112	<0.0020	0.0072	87.1

## Composición Química 4.4 (Tabla 4.4.4 Capítulo 4)

Análisis Químico de la adición de Sr de la aleación del anexo Composición Química 4.3 para obtener 120ppm de Sr, (de manera promedio y redondeada a una composición de estudio).

Program: AL-011

05/24/2010 02:26:17 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: 120 ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Medrano-M. Morua

Comentarios:

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	12.50	0.750	0.0106	0.1000	0.1752	0.0270	0.0040	0.0045	0.0030
2	12.49	0.721	0.0098	0.1008	0.1604	0.0260	0.0039	0.0046	0.0027
3	12.47	0.731	0.0100	0.1022	0.1640	0.0274	0.0043	0.0047	0.0029
4	12.54	0.728	0.0099	0.1020	0.1656	0.0266	0.0042	0.0048	0.0027

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0156	0.0109	<0.0020	0.0115	86.4
2	0.0162	0.0115	<0.0020	0.0107	<86.4
3	0.0170	0.0116	<0.0020	0.0108	<86.4
4	0.0175	0.0118	<0.0020	0.0110	<86.4

Program: AL-011

05/24/2010 02:26:17 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Average (n=4)

Elements: Concentration

Muestra No.: 120 ppm

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Medrano-M. Morua

Comentarios:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
x	12.50	0.732	0.0101	0.1012	0.1663	0.0267	0.0041	0.0047	0.0028

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
x	0.0166	0.0115	<0.0020	0.0110	<86.4

## Composición Química 4.5 (Tabla 4.5.4 Capítulo 4)

Análisis Químico de la adición de Sr de la aleación del anexo Composición Química 4.5 para obtener 200ppm de Sr, (de manera promedio y redondeada a una composición de estudio).

Program: AL-011

05/24/2010 03:10:07 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Single spark(s)

Elements: Concentration

Muestra No.: 160 ppm Sr

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Amaro-M. Morua

Comentarios:

No	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
1	12.69	0.839	0.0101	0.0980	0.1612	0.0264	0.0035	0.0045	0.0027
2	12.57	0.824	0.0100	0.1011	0.1572	0.0261	0.0039	0.0047	0.0027
3	12.50	0.819	0.0099	0.1020	0.1568	0.0265	0.0040	0.0048	0.0027

No	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
1	0.0151	0.0108	<0.0020	0.0214	86.1
2	0.0155	0.0112	<0.0020	0.0203	<86.3
3	0.0158	0.0115	<0.0020	0.0200	<86.3

Program: AL-011

05/24/2010 03:10:07 PM

Comment: FACULTAD DE QUIMICA UNAM ALUMINIOS

Average (n=3)

Elements: Concentration

Muestra No.: 160 ppm Sr

Quality:

Usuario: Anabell Jimenez

Analista: A. Amaro-M. Morua

Comentarios:

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %
$\bar{x}$	12.59	0.827	0.0100	0.1004	0.1584	0.0263	0.0038	0.0046	0.0027

	Ti %	V %	Co %	Sr %	Al %
$\bar{x}$	0.0155	0.0112	<0.0020	0.0206	86.2

## Balances de Carga:

El siguiente balance fue efectuado para a partir de la aleación A356 Composición Química 3.1, se lleve a la composición eutéctica.

C. Q. Requerida	C.Q. Promedio	Rendimientos ( )
Si= (12-12.6)*%	Lo más cercana a 12.6	99%
Fe<1%	-	-
Cu<0.05%	-	-
Mn<0.05%	-	-
Mg<0.05%	-	-
Zn<0.05%	-	-
Ni<0.005%	-	-
Cr<0.005%	-	-
Pb<0.005%	-	-
Ti<0.05%	-	-
V<0.05%	-	-
Co<0.005%	-	-
<b>Sr&lt;0.000%</b>	0ppmSr (industrialmente)	50%
<b>P&lt;0.1%</b>	No tenemos conocimiento de este elemento en el Análisis	

\*Es muy importante que la composición sea menor a 12.6, ya que si se aumenta se tendría una microestructura no deseada ya que la aleación deseada es eutéctica, ligeramente hipoeutéctica. Y al aumentar se tendría una aleación hipereutéctica)

### Materias Primas:

Se utilizó Si de manera comercialmente puro

Se utilizó como modificar la aleación maestra (90% Al-10% Si)

Base de cálculo 1kg

Se mantuvo en el Análisis el parámetro de rango de la mayoría de los elementos, ya que de manera bibliográfica solo son importantes (Fe, Si, Sr y P) Solo que de este último no se tiene conocimiento de la composición



### Balance de Carga 3.1

### Balance de Carga 4.1

<b>Materiales</b>	<b>Al%</b>	<b>Si%</b>	<b>Sr%</b>	<b>Fe%</b>
<b>C.Q. Requerida</b>	86.7	12.3	0.000	<1%
<b>A356</b>	87	11.76	0.0013	<1%
<b>Aleación maestra</b>	90	-	10	-
<b>Si (industrialmente puro)</b>	-	100	-	-

Calculo de la cantidad de elementos necesarios. En función de los parámetros de fusión. Rendimientos y tratamientos del metal.

$$m_{Si} = \frac{m_{C.Q.} \cdot \frac{Si_{C.Q.}}{Al_{C.Q.}}}{\frac{Si_{A356}}{Al_{A356}}} = 0.124 \cdot m_{C.Q.} = 124g \text{ Si}$$

El Sr, se perdió con la fusión, y el Fe se mantuvo en rango por lo que solo fue necesario agregar Si industrialmente puro.

Los resultados obtenidos son la Composición Química 3.2, y utilizada también como la composición de la probeta Testigo Composición Química. 4.1.

Cabe resaltar que el rendimiento que se obtuvo experimentalmente no fue el que se tuvo en la experimentación.

## Balance de Carga 4.2

Materiales	Al%	Si%	Sr%	Fe%
<b>C.Q. Requerida</b>	86.7	12.3	0.004	<1%
<b>Aleación 0ppm Sr</b>	86.8	12.33	0.0002	<1%
<b>Aleación maestra</b>	90	-	10	-
<b>Si (industrialmente puro)</b>	-	100	-	-

= 0.08 g (si fuera 100% Sr) para la aleación maestra

$$x = \frac{0.0002 \times 100}{0.0002} = 0.0016 \times 100 = 1.6 \text{ g}$$

El resto de los materiales como Fe, se mantuvo en rango, así como la cantidad de Si por lo que no fue necesario agregar más. La composición Química obtenida fue la Composición Química 4.2

## Balance de Carga 4.3

Materiales	Al%	Si%	Sr%	Fe%
<b>C.Q. Requerida</b>	87.1	<12.3	0.008	<1%
<b>Aleación 40ppm Sr</b>	87	12.19	0.0036	<1%
<b>Aleación maestra</b>	90	-	10	-
<b>Si (industrialmente puro)</b>	-	100	-	-

$$x = \frac{0.0002 \times 100}{0.0002} = 0.00016 \times 100 = 0.16 \text{ g (si fuera 100%Sr) para la aleación maestra}$$

$$x = \frac{0.0036 \times 100}{0.0036} = 0.0032 \times 100 = 3.2 \text{ g pero ya se cuenta con la aleación de 40ppm Sr}$$

**3.2g necesarios- 1.6g de 40ppmSr = 1.6g Sr más para llegar a 80 ppm Sr**

El resto de los materiales como Fe, se mantuvo en rango, así como la cantidad de Si por lo que no fue necesario agregar más. La composición Química obtenida fue la Composición Química 4.3

## Balance de Carga 4.4

Materiales	Al%	Si%	Sr%	Fe%
<b>C.Q. Requerida</b>	86.4	<12.3	0.012	<1%
<b>Aleación 80ppm Sr</b>	87.1	12.15	0.0072	<1%
<b>Aleación maestra</b>	90	-	10	-
<b>Si (industrialmente puro)</b>	-	100	-	-

$$m_{Sr} = \frac{0.012 \text{ g Sr} \times 1000 \text{ ppm}}{0.0072 \text{ ppm}} = 0.00024 \text{ g Sr} = 0.24 \text{ g (si fuera 100\%Sr) para la aleación maestra}$$

$$m_{Sr} = \frac{0.0072 \text{ ppm} \times 1000 \text{ ppm}}{0.0072 \text{ ppm}} = 0.0048 \text{ g Sr} = 4.8 \text{ g pero ya se cuenta con la aleación de 80ppm Sr}$$

**4.8 g necesarios ó 3.2 g de 80ppmSr = 1.6 g Sr más para llegar a 120 ppm Sr**

Se necesitó agregar una pequeña cantidad de Si ya que en la anterior Composición Química 4.3 había disminuido este elemento:

$$m_{Si} = \frac{0.015 \text{ g Si} \times 1000 \text{ ppm}}{0.0072 \text{ ppm}} = 0.0015 \text{ g Si} = 1.51 \text{ g de Si}$$

El resto de los materiales como Fe, se mantuvo en rango. La composición Química obtenida fue la Composición Química 4.4

## Balance de Carga 4.5

Materiales	Al%	Si%	Sr%	Fe%
<b>C.Q. Requerida</b>	86.2	<12.6	0.0200	<1%
<b>Aleación 120ppm Sr</b>	86.4	12.5	0.0110	<1%
<b>Aleación maestra</b>	90	-	10	-
<b>Si (industrialmente puro)</b>	-	100	-	-

$$x = \frac{0.0002 \times 10000}{10000} = 0.0004 \text{ g} = 0.4 \text{ g (si fuera 100\% Sr) para la aleación maestra}$$

$$x = \frac{0.0002 \times 10000}{10000} = 0.008 \text{ g} = 8 \text{ g pero ya se cuenta con la aleación de 120ppm Sr}$$

**8 g necesarios ó 4.8 g de 80ppmSr = 3.2 g Sr más para llegar a 200 ppm Sr**

El resto de los materiales como Fe, se mantuvo en rango, así como la cantidad de Si por lo que no fue necesario agregar más. La composición Química obtenida fue la Composición Química 4.5

# Bibliografía

- The treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys Jhon E. Gruzleski, Bernard M. Closet (1990). (1-50) (237-239) pp
- Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys Ned Tenekedjiev. John Gruzleski (1995). (1-20) (41-53) (71) pp
- Science and Engineering of Casting Solidification Doru Michael Stefanescu Springer Second Edition (2009) (233-240)pp
- Annual Book of ASTM Metals “Test Methods and Analytical Procedures” .Section 3.01 Metals Mechanical Testing; Elevated and Low Temperatures pp 58 -70. (1986)

## Articulos:

- Influenza della modifica allo stronzio e della condizione di solidificazione sulla microstruttura in leghe alluminio-silicio da fonderia A. Maenente, G Timelli universitá di Padova Italia 2008
- Aspetti innovativi nello studio della modifica eutettica al sodio di leghe alluminio-silicio A. Manente, P. Ferro, E della Rovere Italy 2002.
- Evaluation of Effect of Modification-Induced Eutectic Undercooling on Microporosity Formation in 356 Al Alloy R.Fouoco, J.E. Gruzleski AFS (94-93)
- Melt Oxidation Behavior and Inclusion Content in Unmodified and Sr-Modified A356 Alloy-Their Role in Pore Nucleation. D. Emadi, J.E. Gruzleski AFS (96-22)
- Recent Investigations of Influence of P on Na and Sr Modification of Al-Si Alloys L. Heusler, W. Shneider AFS (97-97)
- Creaking of Fe-Rich Intermetallics and Eutectic Si Particles in Al-7Si-0.7Mg Cating Alloy Q.G. Wan C.H Caceres AFS (98-32)
- Study on the eutectic ,odification level of Al-7Si Aloy by computer aided recognition of thermal analysis cooling curves Xiang Chen, Huiyuan Geng China 2005.