



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

---

---

**PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN  
INGENIERÍA**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS DE LA  
SOLIDIFICACIÓN EUTÉCTICA EN COMPÓSITOS  
COLADOS Al-7Si-SiC<sub>p</sub> MODIFICADOS CON Sr

**T E S I S**

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

**MAESTRO EN INGENIERÍA  
INGENIERÍA QUÍMICA - METALURGIA**

P R E S E N T A :

I.Q.M. EDUARDO TREJO ESCALONA

TUTOR:

Dr. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA



2007



Universidad Nacional  
Autónoma de México



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

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

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

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

**Jurado Asignado:**

Presidente: Dr. José Gonzalo González Reyes  
Secretario: Dr. Arturo Barba Pingarrón  
Vocal: Dr. Marco Aurelio Ramírez Argáez  
Primer suplente: Dr. Bernardo Campillo Illanes  
Segundo suplente: Dr. José Alejandro García Hinojosa

**Lugar donde se realizó la tesis:**

Departamento de Metalurgia, Facultad de Química, UNAM

**TUTOR DE TESIS:**

Dr. José Alejandro García Hinojosa

---

Firma

# Agradecimientos

Quiero expresar mi agradecimiento:

A mi director de tesis, Dr. Alejandro García Hinojosa por la oportunidad de trabajar bajo su dirección, por todo el tiempo dedicado y apoyo brindado a través de mi formación profesional.

A mis profesores y compañeros del área de fundición por su colaboración en éste proyecto de tesis: Adrián Amaro, Ignacio Beltrán, Claudia, Darío, Abril, Lilia y en especial a Eduardo Rodríguez, ante todo un amigo, por su colaboración para la fabricación de los materiales bajo estudio.

A el Ing. Candido Atlatenco por sus contribuciones en el desarrollo del presente trabajo.

A el Dr. Marco Ramírez por sus valiosas sugerencias y acertados aportes para el mejoramiento del presente trabajo.

A el Dr. Carlos González por su apoyo y confianza para desarrollar actividades docentes en el Departamento de Metalurgia.

A Ivan Puente por su colaboración con la parte del microscopio electrónico de barrido (MEB)

A mis amigos: Eduardo Tinoco, Edith, Alejandra, Salomón, Dulce, Ángel y Diana, muchas gracias por brindarme su amistad en los momentos de alegría y tempestad. Gracias por todos aquellos momentos inolvidables que pasamos de parranda, compartiendo sentimientos, viajando y visitando lugares extraordinarios.

A mis padres Fernando y Rosa María por su apoyo incondicional y paciencia para poder lograr un objetivo más en mi vida. A mi hermanas Ofelia y Ana Fernanda por su amistad, apoyo y compañía en los buenos y malos momentos.

Y a todas aquellas personas que de una u otra forma, colaboraron o participaron en la realización de éste trabajo, hago extensivo mi más sincero agradecimiento.

A todos mi mayor reconocimiento y gratitud.

Eduardo

## **Agradecimientos a**

**CONACYT**

y

**DGAPA-PAPPIT IN-102902 (UNAM)**

por el apoyo financiero otorgado para el desarrollo y culminación del presente trabajo, el cual lleva por título: Estudio de los parámetros de la solidificación eutéctica en compósitos colados Al-7Si-SiC<sub>p</sub> modificados con sr.

# Índice

Resumen -----	1
Introducción -----	3
Objetivos -----	4

## Capítulo 1. Fundamento Teórico

### Parte I

1.1 Modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas -----	6
1.1.1. Teoría de crecimiento y modificación -----	6
1.1.2. Principales factores que afectan la modificación -----	10
1.1.3. Modificación química, disolución y decaimiento del modificador -----	14
1.1.4. Sobremodificación -----	18
1.1.5. Patrón de modificación -----	20

### Parte II

1.2 Análisis térmico -----	22
1.2.1. Principios del análisis térmico -----	22
1.2.2. Análisis térmico de la reacción eutéctica -----	28
1.2.3. Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación de una aleación Al-Si hipoeutéctica -----	30

### Parte III

1.3 Compuestos de matriz de aluminio (AMC's) -----	33
1.4 Efecto del refuerzo cerámico en el comportamiento de la matriz de aluminio en AMC's -----	35
1.5 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación en compuestos Al-Si-SiC <sub>p</sub> -----	36
1.6 Método Vórtice para la fabricación de compuestos de matriz de aluminio -----	40

## **Parte IV**

- 1.7 Propiedades mecánicas de una aleación Al-Si sin modificar y modificada ----- 42
- 1.8 Propiedades mecánicas de compuestos de matriz de aluminio (AMC's) ----- 43

## **Capítulo 2. Desarrollo Experimental**

- 2.1 Diseño experimental ----- 45
- 2.2 Diseño del molde metálico para la fabricación de los moldes de vaciado -- 47
- 2.3 Materiales y equipo ----- 49
- 2.4 Procedimiento experimental general ----- 50
- 2.5 Tratamiento de los datos obtenidos por análisis térmico ----- 53
- 2.6 Técnicas de fusión y fabricación del compuesto ----- 55
- 2.7 Evaluación microestructural ----- 56

## **Capítulo 3. Resultados y Discusión**

- 3.1 Curvas de enfriamiento típicas ----- 57
- 3.2 Estroncio residual en las muestras bajo estudio ----- 58
- 3.3 Parámetros de solidificación eutéctica ----- 59
- 3.4 Resultados del análisis metalográfico ----- 63
- 3.5 Barridos lineales, mapeo (SEM-EDS) y análisis puntual (SEM-rayos X) ---- 70
- 3.6 Discusión de resultados ----- 74

## **Capítulo 4. Conclusiones.**

- 4.1 Conclusiones ----- 79

Anexo 1. -----	81
Anexo 2. -----	104
Anexo 3. -----	107
Anexo 4. -----	113
Bibliografía -----	115

# Resumen

En el presente trabajo se evaluó el efecto de la presencia de diferentes concentraciones de Sr sobre los parámetros de solidificación eutéctica tales como: temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{\text{Nucl}}$ ), temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ), para una aleación de aluminio A356 y los materiales compuestos A356/SiC<sub>p</sub> reforzados con 10 y 15 %vol.SiC<sub>p</sub>.

La aleación maestra utilizada para alcanzar las diferentes concentraciones de Sr y con ello modificar la fase eutéctica de los materiales bajo estudio, fue una aleación Al-10% Sr. Los niveles obtenidos en porcentaje en peso de Sr residual para la aleación A356, fueron los siguientes: 0.000, 0.003, 0.005, 0.010, 0.020, 0.035, 0.057, 0.068 y 0.115%. Los niveles de Sr residual obtenidos para los materiales compuestos, los cuales se fabricaron por el método Vortex con un tamaño de partícula (SiC) de  $38 \pm 5 \mu\text{m}$ , fueron similares que los obtenidos para la aleación A356.

Las curvas de enfriamiento fueron obtenidas durante la solidificación de los materiales bajo estudio, registrando la variación de temperatura como una función del tiempo usando un equipo adquisición de datos. Las muestras solidificadas de la aleación matriz A356 y los compuestos A356/SiC<sub>p</sub> reforzados con 10 y 15 %vol. SiC<sub>p</sub>, fueron preparadas y evaluadas con microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB).

Resultados del análisis térmico para los tres materiales bajo estudio, indicaron que la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{\text{Nucl}}$ ) y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) fueron deprimidos con la presencia de Sr en comparación con los materiales sin modificar (sin Sr). Por otra parte, La temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ) fueron incrementados con la presencia de Sr en comparación con los materiales sin modificar. Este comportamiento se explica debido a que el agente modificante (Sr) cambia la cinética de crecimiento de los cristales de Si eutéctico.

Sin embargo, para los materiales compuestos, la presencia de las partículas de refuerzo (SiC) también influyó en los resultados, demostrando que dichas partículas proporcionan condiciones favorables para la nucleación y crecimiento del silicio eutéctico.

Resultados del análisis metalográfico, permitieron obtener una curva “Grado de modificación vs. % Estroncio”, la cual indica las concentraciones de Sr necesarias para obtener estructuras eutécticas bien modificadas para los tres materiales bajo estudio. Dicha gráfica indica que para los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>, es necesario un contenido de estroncio mayor en comparación con la aleación matriz A356, para obtener una estructura eutéctica bien modificada. Dicho comportamiento se explica como un resultado de la absorción de Sr en la superficie de las partículas de SiC y a la formación del intermetálico Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr, lo cual conduce a un consumo de Sr en el baño líquido.

# Introducción.

En las últimas décadas la demanda de mejores propiedades mecánicas y menor densidad de los materiales ha dirigido las tendencias de investigación hacia nuevos materiales capaces de dar respuesta a éstas necesidades, especialmente en la industria aeronáutica, aeroespacial, de transporte y deportes. En este sentido el desarrollo de materiales compuestos ha sido uno de los avances más importantes en los últimos años. Un material compuesto se define como todo sistema o combinación de materiales constituido a partir de una unión, donde los constituyentes no reaccionan químicamente y son insolubles entre sí, y que da lugar a uno nuevo con propiedades características específicas, de tal modo que las propiedades del material compuesto sean distintas de las de los constituyentes que lo componen. Podemos identificar dos o más fases químicamente distintas y separadas por una interfase: una continua, normalmente en mayor proporción constituida por la matriz, y otra fase discontinua, denominada refuerzo.

De las diferentes clasificaciones que podemos hacer de los materiales compuestos, la más importante es la que se refiere a su matriz, en la cual podemos identificar tres grupos principales: a) materiales compuestos de matriz metálica, b) materiales compuestos de matriz cerámica y c) materiales compuestos de matriz polimérica.

Los materiales compuestos de matriz metálica han sido desarrollados principalmente para componentes aeroespaciales, aeronáutica, de transporte, deportes, etc. Poseen alta resistencia y muy bajo peso. Se clasifican en tres grandes grupos, de acuerdo con el tipo de refuerzo incorporado: reforzados con fibra continua, reforzados con fibras discontinuas y reforzados con partículas. Ejemplos de materiales compuestos de matriz metálica son las aleaciones de aluminio con refuerzos de fibras de boro, aleaciones de aluminio reforzados con partículas de alúmina y carburo de silicio, etc. La aplicación de éstos materiales, se presenta donde una superior resistencia al desgaste, altos módulos de elasticidad y alta resistencia a la fluencia sean necesarias. Estas propiedades dependen de la composición química de la matriz, morfología de las fases presentes en la matriz, modificación de la microestructura, proceso de solidificación, tipo de refuerzo, orientación, dispersión, etc.

# Objetivos

Previamente se ha comentado la importancia de los materiales compuestos de matriz metálica en diferentes sectores de la industria, así como también sus ventajas frente a las aleaciones monolíticas o sin reforzar. El constante avance de la tecnología y nuevos materiales, requiere también del estudio de nuevas técnicas de producción con el objetivo de hacer más eficientes dichos procesos. Sin embargo, su aplicación requiere llegar a una optimización de su microestructura de manera que se puedan alcanzar las mayores propiedades mecánicas.

La justificación por la cual se llevó a cabo el presente trabajo, se define de acuerdo a las siguientes razones:

- La aleación de aluminio A356 es una de las aleaciones más comúnmente usadas en la industria debido a sus propiedades físicas, químicas y mecánicas. Por tal motivo, también es frecuentemente usada como matriz para la fabricación de compuestos reforzados con partículas de SiC.
- La modificación de la aleación de aluminio A356, es una práctica común hoy en día, ya que mejora considerablemente las propiedades mecánicas de la aleación, en especial la resistencia a la tensión, elongación y tenacidad. De ésta forma, se puede considerar importante la modificación de compuestos reforzados con partículas de SiC con matriz de aleación de aluminio A356.
- De acuerdo a la literatura, el conocimiento de los parámetros de solidificación eutéctica permiten controlar el proceso de modificación en aleaciones Al-Si, principalmente la temperatura de crecimiento eutéctico. Sin embargo, no se tiene suficiente información de éstos parámetros para la aleación A356 y mucho menos para materiales compuestos A356/SiC<sub>p</sub>.

- En el proceso de modificación de la aleación de aluminio A356, es común el uso de estroncio (Sr) como agente modificante, por lo cual es importante conocer el rango de concentraciones dentro de las cuales se puede obtener una estructura bien modificada. Así mismo, para los compuestos reforzados con partículas de SiC, sería importante conocer dicho rango de concentración de estroncio.

Por lo tanto, los objetivos del presente trabajo se describen a continuación:

- Evaluar el efecto de la presencia de diferentes concentraciones de Sr sobre los parámetros de solidificación eutéctica tales como: temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ), temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ) para una aleación de aluminio A356 y los materiales compuestos A356/SiC<sub>P</sub> reforzados con 10 y 15 %vol. SiC<sub>P</sub>.
- Evaluar el efecto de la presencia de diferentes concentraciones de Sr sobre la morfología de la fase eutéctica en una aleación de aluminio A356 y los materiales compuestos A356/SiC<sub>P</sub> reforzados con 10 y 15 %vol. SiC<sub>P</sub>.
- Obtener los rangos de modificación óptimos para modificar los materiales compuestos A356/SiC<sub>P</sub> reforzados con 10 y 15 %vol. SiC<sub>P</sub>. Así mismo, obtener una curva de “Grado de modificación vs. % Estroncio” con el objetivo de poder utilizarla como una referencia en la modificación de dichos materiales compuestos.

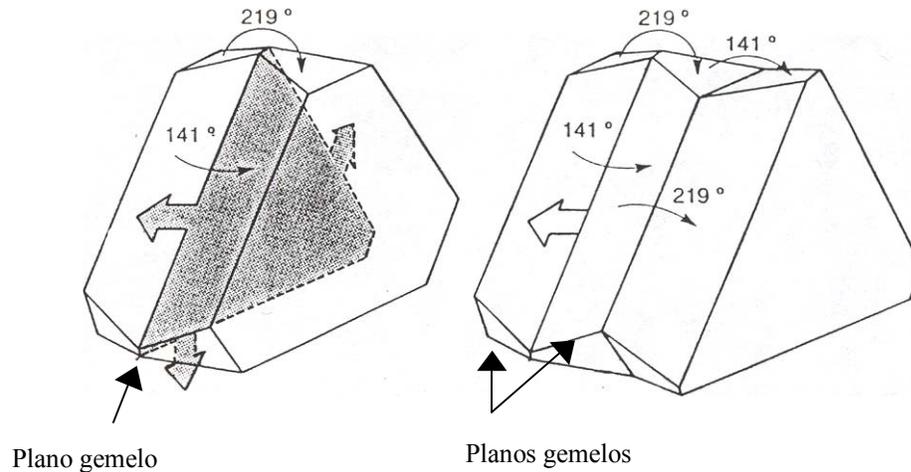
# Capítulo 1. Fundamento Teórico

El siguiente capítulo está dividido en tres partes, las cuales presentan el fundamento teórico de los temas relacionados con el presente trabajo. En la parte 1, se presentan las bases teóricas del fenómeno de modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas, esto comprende una teoría de crecimiento del silicio eutéctico (hasta el momento la más aceptada), los principales factores que afectan la modificación y otros temas de interés que permiten conocer los efectos de Sr sobre la estructura eutéctica Al-Si. En la parte 2, se presentan los principios básicos del análisis térmico, la importancia y definición de los parámetros de solidificación en la región eutéctica. En la parte 3, se describe la importancia de los compuestos de matriz de aluminio en el sector industrial, el método de fabricación y una pequeña revisión bibliográfica de algunos trabajos relacionados con la presente investigación. Finalmente, en la parte 4 se presentan algunas de las propiedades mecánicas reportadas en la literatura para una aleación Al-Si y para algunos compuestos de matriz de aluminio.

## 1.1 Modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas

### 1.1.1 Teoría de crecimiento y modificación

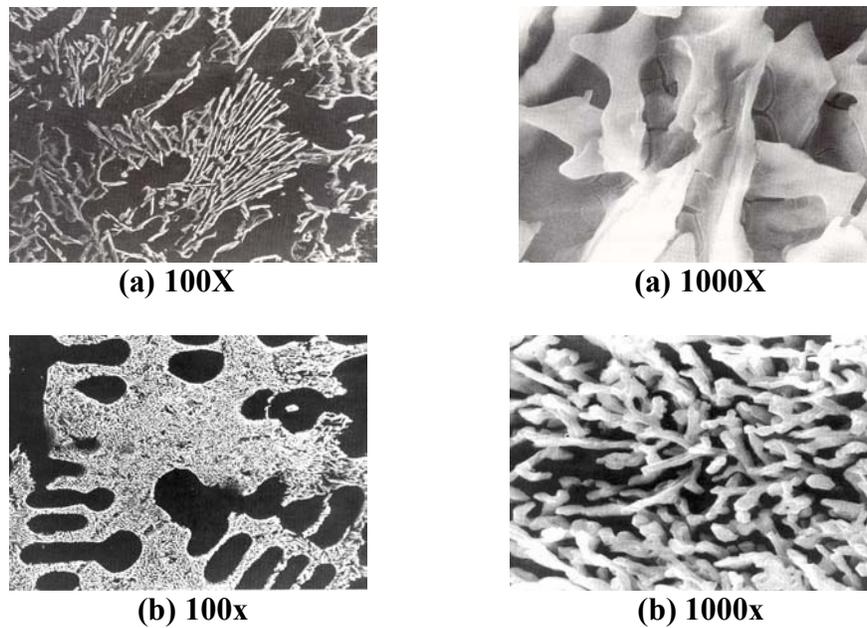
En aleaciones Al-Si sin modificar los cristales de silicio en la mezcla eutéctica crecen de una manera facetada. El crecimiento en ciertas direcciones cristalográficas es favorecido y algunos planos gemelos forman “bordes re-entrantes” que parecen ser especialmente efectivos en promover el crecimiento, Figura 1. El mecanismo de crecimiento es conocido como “TPRE” proveniente del inglés “Twin Plane Re-entrant Edge” [1].



**Figura 1. Posición de planos gemelos y borde re-entrante en un cristal de silicio.**

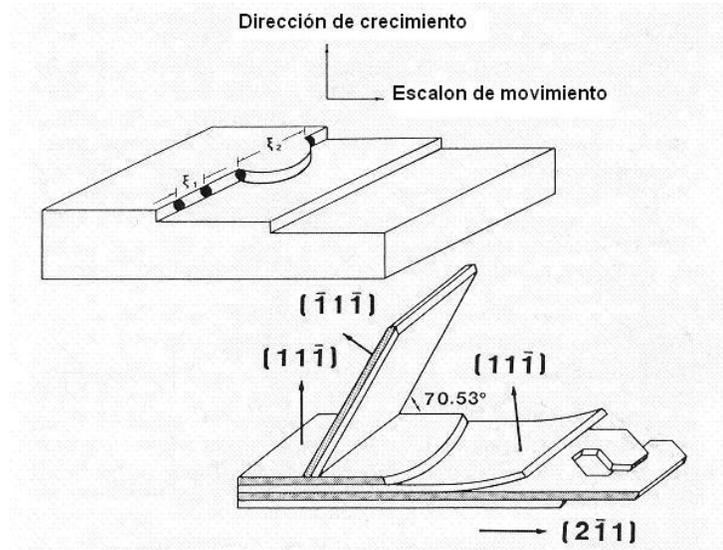
En experimentos de solidificación direccional, se ha mostrado que los cristales de silicio se forman delante de la fase de aluminio y la morfología de los cristales de silicio se parece a una forma de abanico. Dicha morfología, consiste de agujas de silicio, las cuales se derivan de los distintos sitios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

Por otra parte, es bien conocido que la adición de ciertos elementos electropositivos tales como sodio, calcio o estroncio, cambian completamente la morfología de los cristales de silicio eutéctico, de agujas o placas grandes a una estructura fibrosa parecida a un alga marina, Figura 2. La nucleación y el proceso de crecimiento de los cristales de silicio eutéctico son influenciados por éstas adiciones.



**Figura 2. Cristales de silicio en una aleación A356 (a) sin modificar y (b) modificada [1].**

Hellawell y colaboradores, han propuesto una teoría para el desarrollo de la estructura de silicio fibroso 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 o crecimiento sólido-líquido), por lo cual se perturba el mecanismo de crecimiento. Dos modos de ramificación son identificados: 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 anisótricamente y por lo tanto predominantemente por extensión de mono o multi-escalones a través de la familia de planos  $\{111\}$ , Figura 3.



**Figura 3. Adsorción de átomos de impureza en los escalones de la interfase de crecimiento [1].**

Además, establecieron que el elemento modificante debe tener una afinidad por el silicio y preferentemente formar compuestos químicos con este elemento; de esta manera se facilita la adsorción en la superficie de los cristales de silicio creciendo en el seno de aluminio líquido. Una cierta razón de tamaño de los átomos adsorbidos a los átomos del silicio (tamaño átomos Sr/tamaño átomos Si) de  $\approx 1.65$ , ha sido propuesto como óptimo para inducir un alto grado de maclado. El Na se acerca más a esta razón, aunque el Sr también cumple con este criterio razonablemente bien.

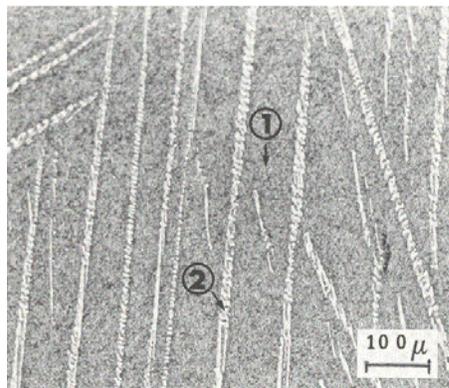
### 1.1.2 Principales factores que afectan la modificación

En términos generales, son cinco factores principales los cuales interactúan y determinan la modificación de la microestructura eutéctica en aleaciones hipoeutécticas Al-Si.

#### 1) Tipo de modificador usado

El estroncio (Sr) y sodio (Na) son comúnmente usados 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 (silicio en forma de placas) hasta una estructura sobremodificada (silicio como una mezcla de partículas gruesas y finas). Aunque el Na es un modificador más poderoso ya que se necesitan concentraciones más bajas que el Sr, tiene ciertas complicaciones para incorporarlo debido a su afinidad por el oxígeno, por lo que su uso es limitado en procesos industriales de fundición.

La practica más usual, es la utilización de aleaciones maestras con un contenido menor al 20% Sr; así mismo, las aleaciones más utilizadas a nivel industrial y comercial contienen entre 3 y 10% Sr. En dicho rango, las aleaciones están compuestas por el eutéctico (Al-Al<sub>4</sub>Sr) y placas grandes del intermetálico Al<sub>4</sub>Sr, Figura 4.



**Figura 4. Microestructura de una aleación maestra Al-10% Sr (1) fase eutéctica (Al-Al<sub>4</sub>Sr) y (2) placas de Al<sub>4</sub>Sr [2].**

## 2) Contenido de Si en la aleación

De acuerdo a la bibliografía [2], a concentraciones más altas de silicio se requieren cantidades más grandes de modificador para producir una modificación completa. Un incremento de hasta 50% Sr en la cantidad de estroncio necesario, es observado cuando el nivel de silicio es cambiado de 7% a 11%.

## 3) Cantidad de modificador base Sr

Considerando las condiciones de fundición y composición de la aleación, hay un nivel de modificador crítico requerido para producir una microestructura modificada. Se ha reportado en la literatura [1,3,4] diferentes cantidades de estroncio, con el objetivo de modificar una aleación de aluminio 356 y A356, entre las cuales se pueden citar los siguientes autores. Es importante mencionar que cada investigación tiene condiciones de trabajo muy particulares y no necesariamente son las mismas.

Estudios realizados por L. Backerud y colaboradores [1], para obtener estructuras bien modificadas en aleaciones de aluminio 356, cuya composición química se muestra en la Tabla 1, recomiendan niveles entre 0.010 y 0.020% Sr para alcanzar una buena modificación.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sr	Otros	Al
% Peso	6.7	0.44	----	0.30	0.35	----	----	----	91.58

**Tabla 1. Composición química de la aleación 356 usada en la referencia [1].**

Por otro lado, R. DasGupta y colaboradores [3], para obtener estructuras bien modificadas en aleaciones de aluminio 356, cuya composición química se muestra en la Tabla 2, sugieren niveles entre 0.005 y 0.010% Sr para alcanzar un buen nivel de modificación.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sr	Ti	Al
% Peso	7.04	0.231	0.049	0.023	0.410	0.069	----	0.096	Bal

**Tabla 2. Composición química de la aleación 356 usada en la referencia [3].**

Por otra parte, E.N. Pan y colaboradores [4], consideran que niveles entre 0.005 y 0.015% Sr debe ser suficiente para fundiciones en molde permanente de sección delgada, mientras que 0.015-0.030% Sr es requerido para alcanzar modificación completa en piezas de fundición grandes hechas en arena y con velocidades de enfriamiento lentas. Los resultados citados anteriormente fueron obtenidos con una aleación A356, cuya composición química se muestra en la Tabla 3.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sr	Ti	Al
% Peso	7.55	0.08	0.003	0.0003	0.38	-----	0.017	0.115	Bal

**Tabla 3. Composición química de la aleación A356 usada en la referencia [4].**

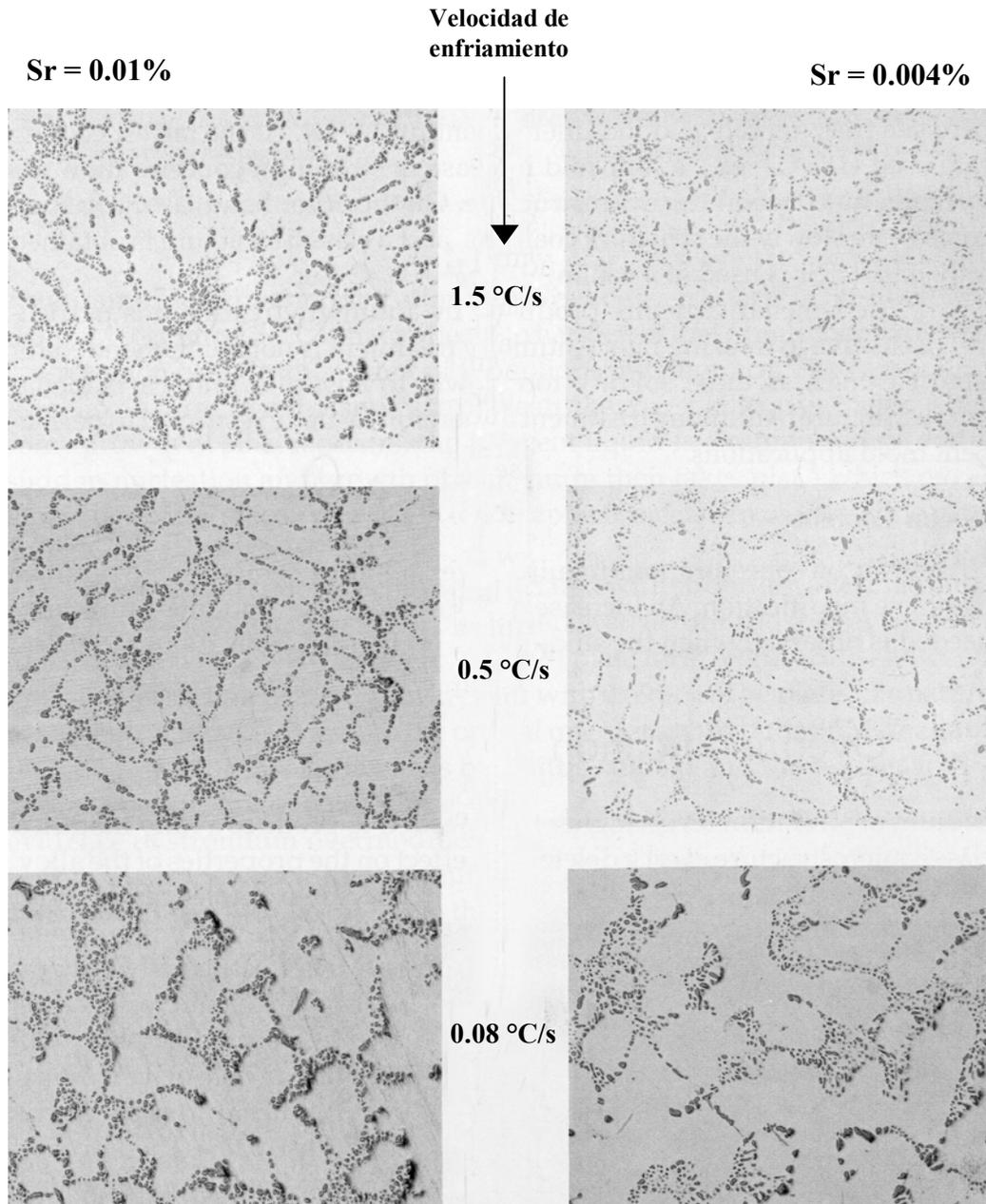
#### **4) Impurezas presentes en el baño líquido**

Uno de los elementos que más influyen en el grado de modificación de una aleación de aluminio, es el fósforo (P), el cual se introduce en las aleaciones a través del contacto con refractarios, herramental de trabajo, elementos aleantes, aditivos, etc. En términos generales interfiere con la modificación con Na, Sr ó Sb, y las aleaciones con niveles de fósforo alto requieren concentraciones de modificador más grandes para producir una estructura modificada aceptable. Ya que la modificación es esencialmente un efecto de superficie, muy pequeñas cantidades de ciertos elementos pueden ayudar o impedir la modificación. Si la concentración de fósforo es reducida a menos de 1 ppm, una aleación de fundición Al-Si solidificará con una estructura laminar sin la adición de algún agente modificante [2]. Valores de fósforo altos asociados con aleaciones comerciales causan que el silicio eutéctico solidifique en una forma acicular. Por lo tanto, la cantidad de modificador requerido puede también depender del contenido de fósforo en la aleación.

#### **5) Velocidad de solidificación**

Velocidades altas de solidificación ayudan al proceso de modificación, por lo que en procesos de molde permanente, niveles bajos de modificadores son requeridos. Por otro lado, en procesos de fundición a presión, la modificación generalmente no es utilizada, ya que las piezas producidas solidifican tan rápido que producen estructuras bastante finas.

Este fenómeno recibe el nombre de modificación térmica. Las microestructuras de la Figura 5, muestran la relación entre velocidad de enfriamiento y nivel de modificación.



**Figura 5. Efecto de la velocidad de enfriamiento y el nivel de Sr en la estructura del eutéctico de una aleación A356 [2].**

### 1.1.3 Modificación química, disolución y decaimiento del modificador

#### a) Modificación Química

El Sr puro ha sido algunas veces usado 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 prevenir completamente la disolución a menos que sea removido 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 ninguna precaución especial es necesaria 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, Figura 6. Una agitación adecuada mejora la velocidad de disolución pero ésta no debe de ser tan severa ya que la absorción de hidrógeno puede facilitarse.

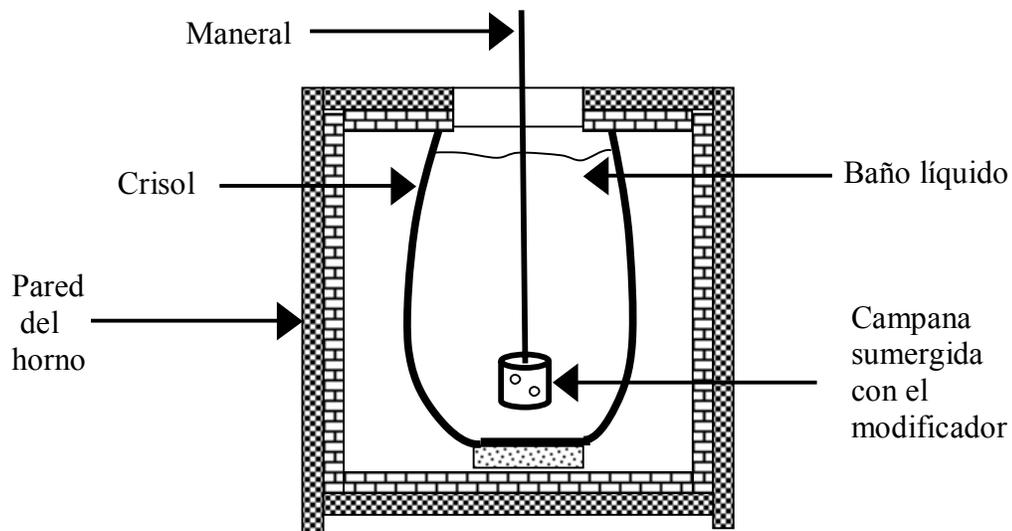


Figura 6. Adición de aleación maestra en el baño líquido.

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 (ver inciso (b) Disolución de Sr en el baño líquido, pagina 17)

Considerando el diagrama de fases Al-Sr, Figura 7, 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 4.

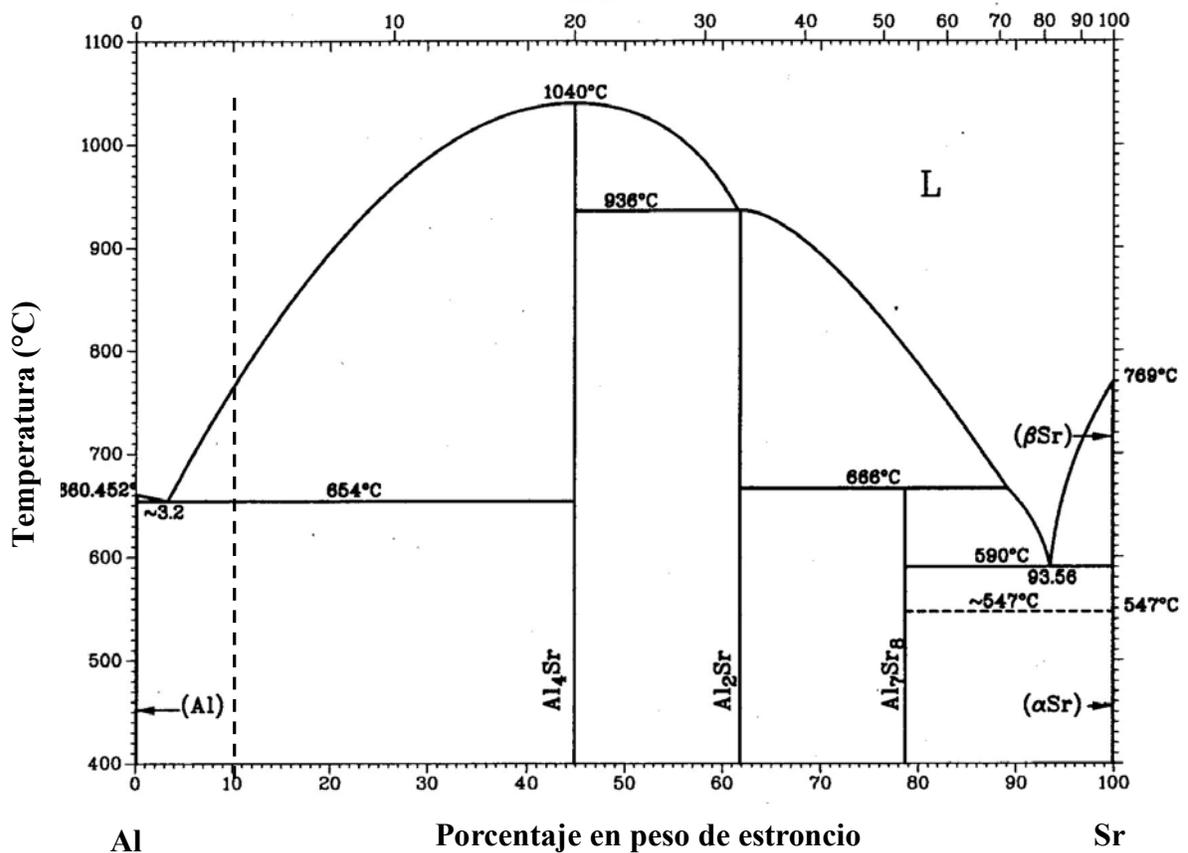
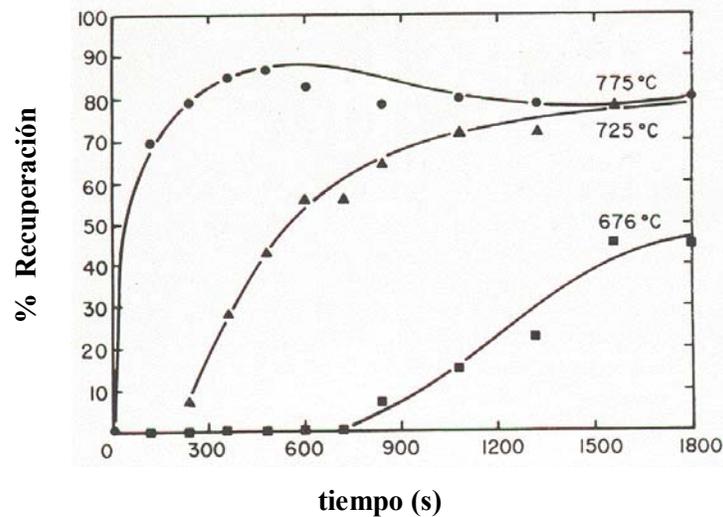


Figura 7. Diagrama de fases Al-Sr.

En aleaciones maestras con bajo Sr, exhiben un comportamiento de disolución, el cual se discutirá en el inciso (b) (página 17). 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 8, presenta el comportamiento de recuperación en la disolución de la aleación Al-10% Sr en una aleación A356.



**Figura 8. Recuperación de una aleación maestra Al-10% Sr en una aleación A356 [2].**

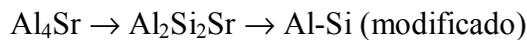
Como se puede observar, recuperaciones de casi 90% pueden ser alcanzadas bajo condiciones óptimas de temperatura del baño, pero si la temperatura es demasiado baja, la recuperación puede caer hasta un 46%.

### b) Disolución de Sr en el baño líquido

La velocidad de disolución y el grado de modificación en aleaciones Al-Si, es determinada por los siguientes factores cinéticos de acuerdo a Katgerman [5]:

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

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



Durante éstas reacciones, partículas de  $Al_2Si_2Sr$ , las cuales son formadas durante la disolución de partículas de  $Al_4Sr$ , tienen una velocidad de disolución más baja. Por lo cual, la velocidad de modificación depende del tamaño de partículas de  $Al_4Sr$ .

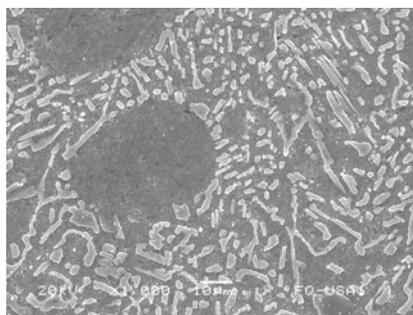
De ésta manera, partículas más grandes de  $Al_4Sr$  formaran capas más gruesas de fase  $Al_2Si_2Sr$ , entonces se dan como resultado velocidades de disolución más bajas y tiempos de incubación más largos. Cuando una aleación maestra con partículas de  $Al_4Sr$  más finas es usada, el grado máximo de modificación es alcanzado sólo algunos minutos después de la adición de Sr en el baño líquido.

### c) Decaimiento del Modificador

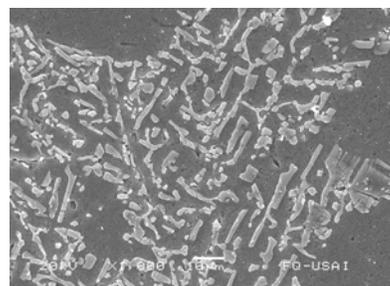
Dependiendo de las condiciones de trabajo, tales como: temperatura del baño líquido y tiempo de retención del baño líquido, el nivel Sr presente en el baño líquido, puede decaer o disminuir debido a una excesiva afinidad química por el oxígeno [2]. En éste caso, el modificador quedará en el baño pero en una forma combinada químicamente. Tales elementos combinados químicamente son inefectivos como modificadores y sólo los átomos libres y en solución en la aleación líquida pueden causar modificación.

#### 1.1.4 Sobremodificación

Niveles de Sr más altos que el necesario para producir una microestructura completamente modificada ejercen un efecto perjudicial en las propiedades de la aleación. Dos fenómenos distintos son asociados con la sobremodificación con Sr [2]. 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 interconectadas gruesas. La Figura 9, 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 9b. Este efecto ha sido poco estudiado y las razones de su ocurrencia son aun desconocidas. El segundo fenómeno, es la aparición de partículas intermetálicas  $Al_2Si_2Sr$ , Figura 10.

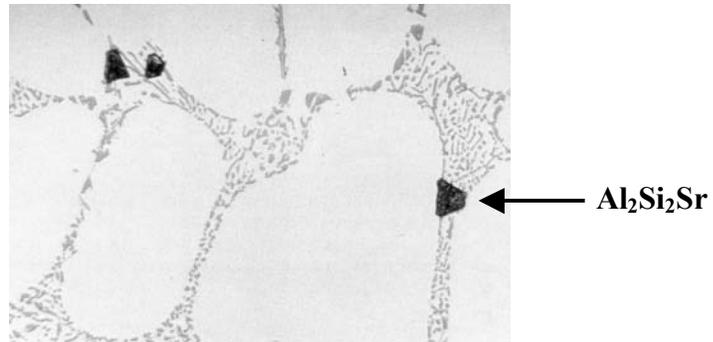


(a) 0.035% Sr



(b) 0.115% Sr

**Figura 9. Imágenes obtenidas con microscopio electrónico de una aleación A356.**



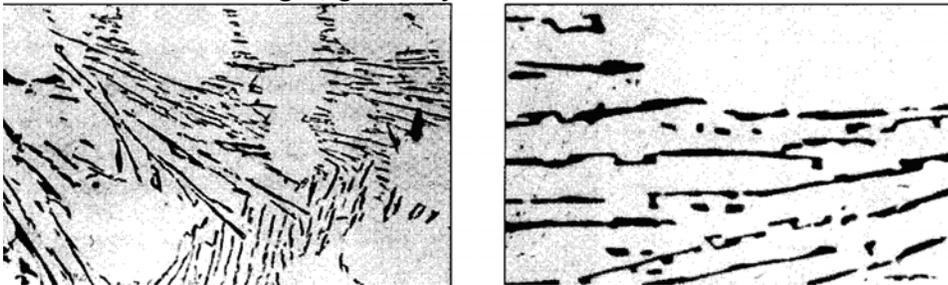
**Figura 10. Intermetálico  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  causado por sobremodificación con 0.09% Sr en una aleación A356, 560x [1].**

### 1.1.5 Patrón de modificación

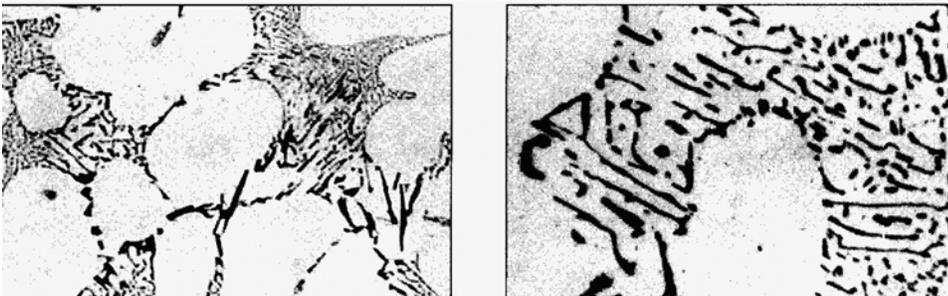
Es bien conocido que la fase de silicio eutéctico en aleaciones de fundición Al-Si puede presentarse en varias morfologías, desde placas gruesas a un silicio eutéctico de forma globular-fibrosa. El cambio microestructural de acicular a silicio fibroso no es repentino y las piezas fundidas con una inadecuada cantidad de Sr exhibirá una estructura mezclada, conteniendo regiones de silicio fibroso, laminar y acicular. Las diferentes clases o rangos o niveles de modificación son asociados a diferentes morfologías del Si eutéctico, llamado patrón de modificación [6]. Para el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, las microestructuras son mostradas en la Figura 11.



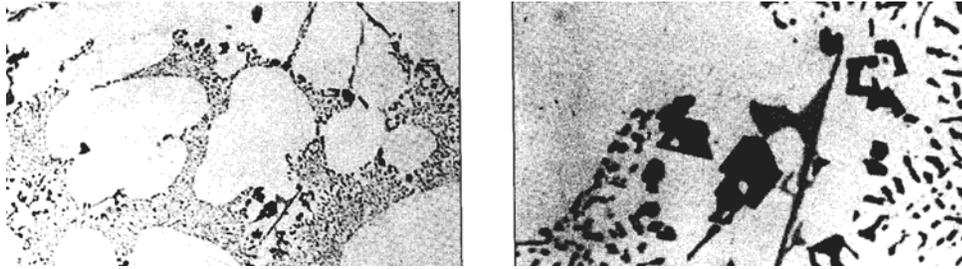
**Clase 1:** Estructura sin modificar. El silicio está presente como láminas largas, gruesas y de forma acicular.



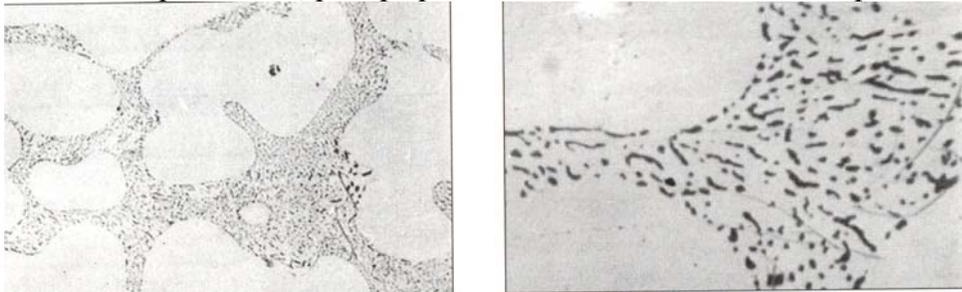
**Clase 2:** Estructura mal modificada. El silicio está presente en su mayoría en forma de láminas finas y también de forma acicular.



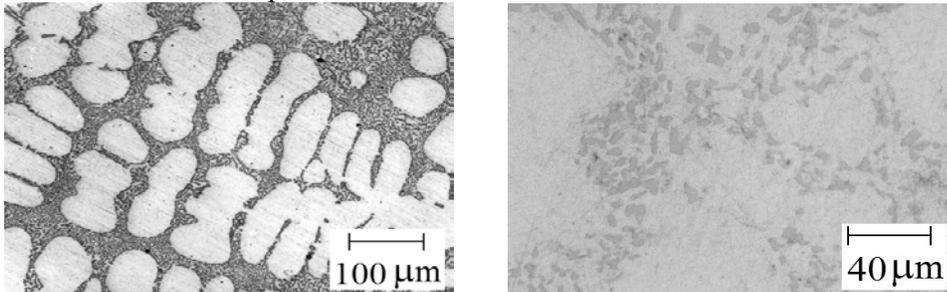
**Clase 3:** Estructura ligeramente modificada. La estructura laminar empieza a romperse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas estructuras aciculares.



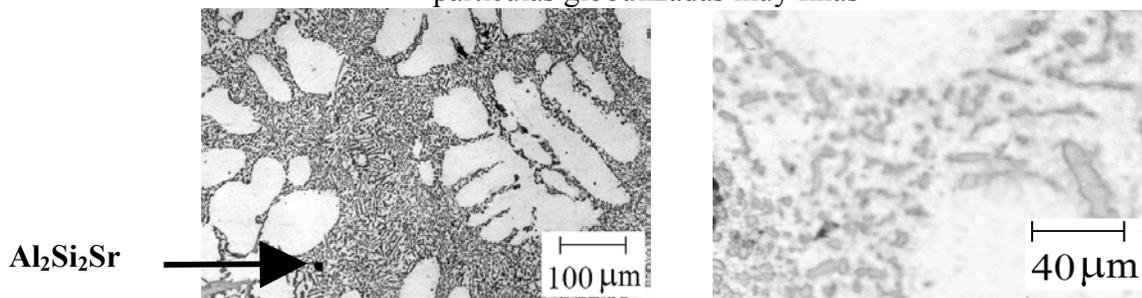
**Clase 4:** Estructura suficientemente modificada. La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.



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



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



**Clase 7:** Estructura sobremodificada. El silicio está presente como una mezcla de partículas gruesas y finas y partículas de Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr.

**Figura 11. Patrón de modificación.**

## 1.2 Análisis térmico

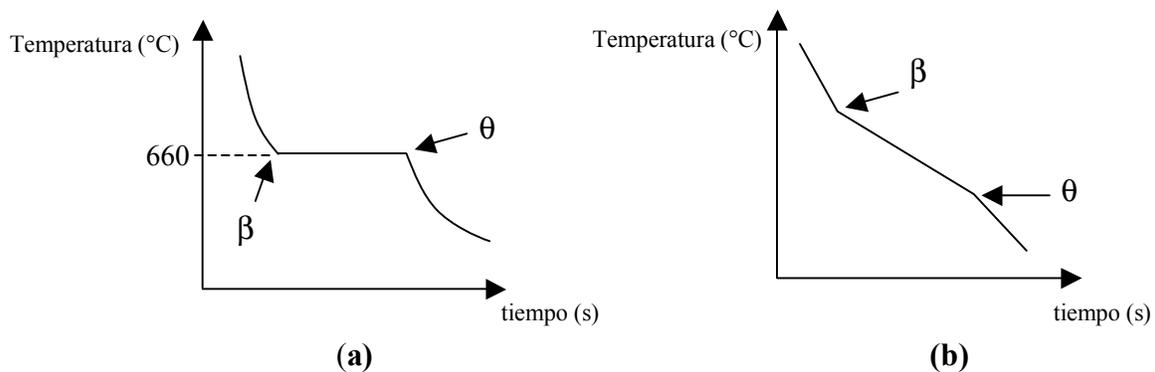
El análisis térmico, es una herramienta que ha sido utilizada para el control del baño líquido en aleaciones de aluminio. La técnica es usada principalmente para controlar el tamaño de grano y el grado de modificación eutéctica a partir de la medición y control de algunos parámetros de solidificación. El análisis térmico de la región eutéctica, se basa en el estudio de los parámetros de solidificación, tales como la temperatura de crecimiento eutéctico, temperatura de recalcancia y el tiempo de solidificación de la fase eutéctica, de una curva de enfriamiento precisamente en la región eutéctica. Dicha curva, es obtenida registrando la variación de temperatura como una función del tiempo, de una pieza solidificando. Por lo tanto, se obtiene una gráfica “Temperatura vs. tiempo”.

### 1.2.1 Principios del análisis térmico

La solidificación de un metal puro o una aleación es acompañada por la evolución de calor (calor latente de solidificación), la magnitud depende de las distintas fases que se forman durante la solidificación. La gráfica “Temperatura vs. tiempo” que es obtenida, produce información útil sobre como solidifica la aleación. Algunos ejemplos de curvas de enfriamiento (Temperatura vs. tiempo) teóricamente ideales son presentadas en las Figuras 12 y 13. Es importante mencionar, que las curvas de enfriamiento ideales se asocian a metales puros o aleaciones que solidifican extremadamente lento.

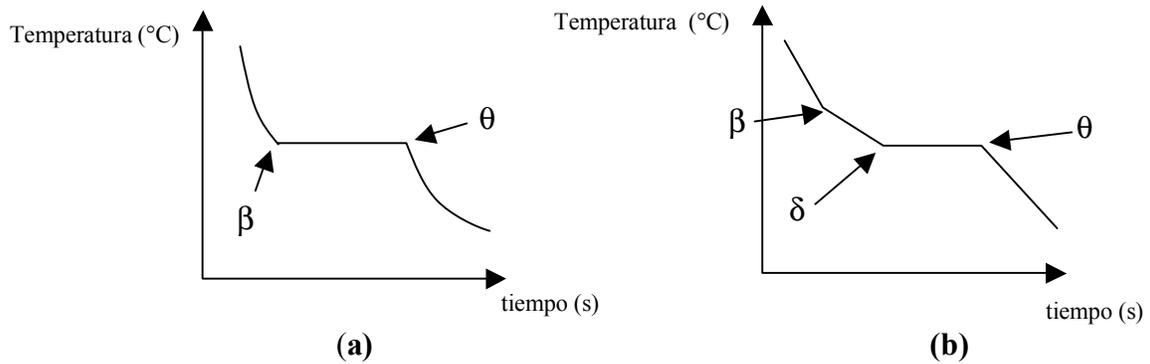
Un metal puro tal como el aluminio, solidifica a 660 °C, tal como se muestra en la Figura 12a. La solidificación comienza en el inicio de la meseta (punto “ $\beta$ ”) cuando el calor latente inicia su evolución debido a que comienza la transformación del líquido a sólido que involucra una liberación de energía y de ésta forma compensa las perdidas de calor que sufre la pieza solidificando; la meseta formada en la curva de enfriamiento significa que en ese momento se tiene un balance de energía entre el calor perdido con el calor generado; posteriormente, termina de transformarse la última fracción de líquido a sólido en el punto “ $\theta$ ” (se deja de generar calor) y finalmente la velocidad de extracción de calor aumenta.

Por otra parte, las aleaciones con solución sólida solidifican sobre un rango o intervalo de temperaturas. La curva de enfriamiento sólo muestra cambios de pendiente cuando la solidificación comienza o termina. En la Figura 12b, la solidificación comienza en el punto “ $\beta$ ”, donde la velocidad de enfriamiento disminuye debido a la evolución de calor latente posteriormente la solidificación termina en el punto “ $\theta$ ”, en donde el calor latente ya no es desprendido y la velocidad de enfriamiento incrementa.



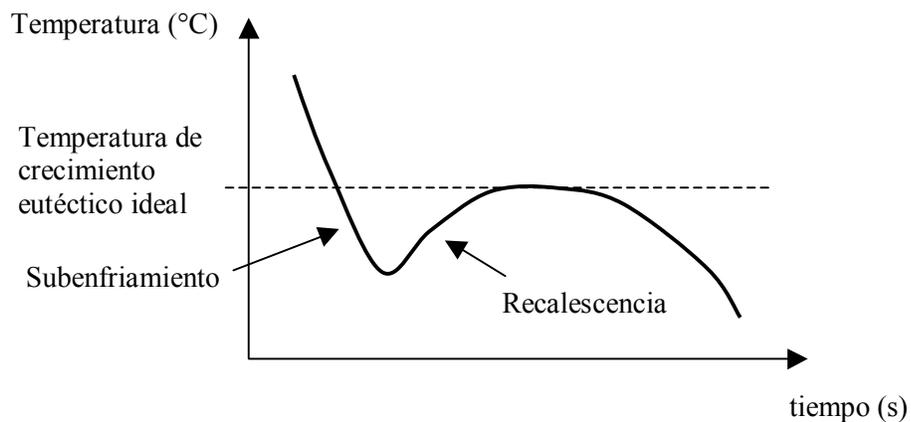
**Figura 12. Curvas de enfriamiento ideales para (a) aluminio puro y (b) aleación con solución sólida**

Aleaciones eutécticas binarias tales como lo es la aleación eutéctica Al-Si, solidifican a una temperatura bien definida y constante similar a un metal puro, por lo que las curvas de enfriamiento son semejantes a aquellas de los metales puros, en la cual la temperatura de la meseta indica la temperatura de solidificación de la fase eutéctica, Figura 13a. Las curvas de enfriamiento de aleaciones hipo ó hipereutécticas tienen la forma característica que es una combinación de las Figuras 12b y 13a. La solidificación inicia con la formación de la fase primaria sobre un rango de temperaturas y es asociado con un cambio de pendiente, puntos “ $\beta$ ” y “ $\delta$ ” en la Figura 13b; posteriormente se realiza la solidificación de la fase eutéctica, la cual se manifiesta en la curva de enfriamiento como una meseta. Finalmente, termina de solidificar la fase eutéctica (punto “ $\theta$ ”) y la velocidad de enfriamiento incrementa. Cabe destacar, que las curvas de enfriamiento de aleaciones con más de dos o tres elementos, son caracterizadas por una serie de transformaciones a temperaturas progresivamente más bajas.



**Figura 13. Curvas de enfriamiento ideales (a) aleación eutéctica y (b) aleación hipo o hipereutéctica**

Las velocidades de enfriamiento usadas en el análisis térmico de la fundición, son relativamente altas, con el resultado de que las curvas de enfriamiento reales se pueden apartar de las formas ideales (Figuras 12 y 13). Las desviaciones más importantes se presentan, porque las transformaciones de solidificación no comienzan exactamente en la temperatura de solidificación de equilibrio. Usualmente, la temperatura es menor que el valor de equilibrio antes de que comience la solidificación; este fenómeno es conocido como subenfriamiento. Tan pronto como la solidificación comienza, el calor latente de solidificación es desprendido y la temperatura aumenta, de manera que se llega a un balance de energía, éste fenómeno es conocido como recalcencia. Ambos fenómenos son ilustrados en la Figura 14.

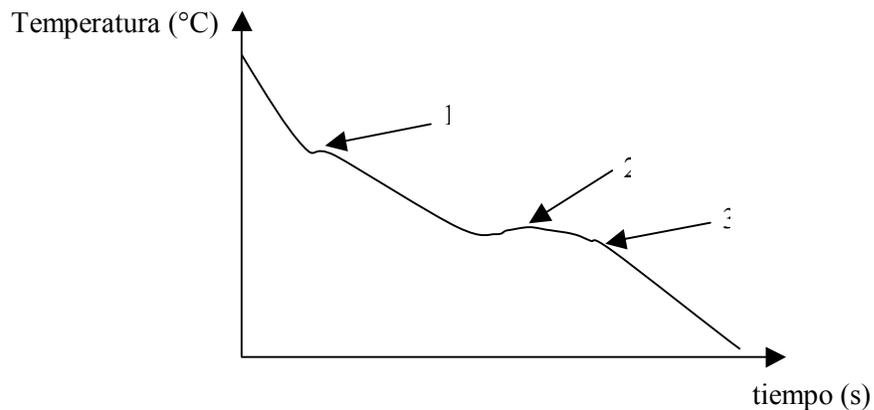


**Figura 14. Curva de enfriamiento mostrando el fenómeno de subenfriamiento y recalcencia en la región eutéctica.**

Si la cantidad de calor asociada con una transformación es demasiado pequeña o es desprendida demasiado rápido, es posible que no se observe la recalescencia en la curva de enfriamiento. En tal caso, la temperatura a la cual una transformación es observada, será menor que la temperatura de equilibrio verdadera para esa reacción. Esto se vuelve una consideración muy importante cuando la velocidad de enfriamiento de la muestra en el análisis térmico se incrementa. Con una velocidad de enfriamiento alta, la pérdida de calor de la muestra es tan grande, que los fenómenos de subenfriamiento y recalescencia se desarrollan en forma diferente que para una muestra obtenida con una velocidad de enfriamiento menor.

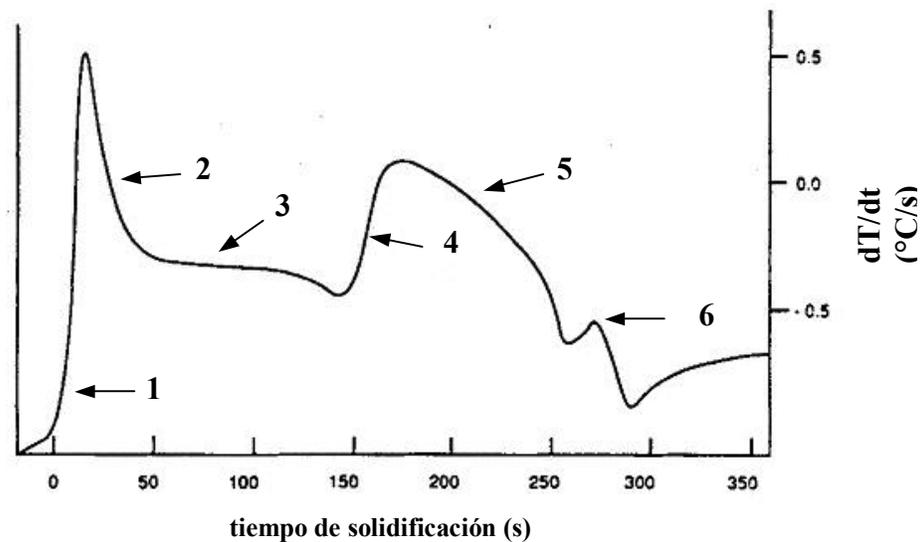
### Curva de enfriamiento y su primera derivada

La mayoría de los cambios de fase son generalmente obvios en una curva de enfriamiento, pero dependiendo de la composición, algunas de las transformaciones pueden ser apenas visibles. En la Figura 15, se presenta una curva de enfriamiento para una aleación 356, en donde se observa que el punto 1 indica el comienzo del proceso de solidificación, es decir la formación de la fase primaria desarrollando una red dendrítica; el punto 2 indica la transformación eutéctica, en la cual el líquido residual se transforma en la fase eutéctica (Al-Si); en el punto 3 algunos intermetálicos que contienen Fe y Mg pueden precipitar juntos, aunque es muy difícil tratar de visualizarlos.



**Figura 15. Curva de enfriamiento para una aleación 356; (1) Nucleación de la fase primaria  $\alpha$ -Al, (2) Meseta de la fase eutéctica Al-Si y (3) Transformaciones adicionales de intermetálicos formados con Fe y Mg.**

Una curva de primera derivada se obtiene de una curva de enfriamiento convencional y se utiliza para poder determinar las temperaturas exactas a las cuales se presentan transformaciones tales como la formación de la fase primaria, fase eutéctica, fases intermetálicas, etc. En la curva de derivada (Figura 16) la pendiente de la curva de enfriamiento ( $dT/dt$ ) es trazada como una función del tiempo; la derivada en cada punto de la curva es numéricamente igual a la pendiente de la curva de enfriamiento y por lo tanto representa la velocidad de enfriamiento del metal. Pequeños cambios en la curva de enfriamiento, aparecen como cambios de pendiente evidentes en la curva de derivada, Figuras 15 y 16.



**Figura 16. Curva de primera derivada obtenida a partir de una curva de enfriamiento [1].**

En la Figura 16, se muestra una curva de primera derivada obtenida a partir de una curva de enfriamiento. Se aprecia que tiene diferentes regiones, las cuales se describen a continuación: en la región 1 hay un repentino cambio de pendiente y la derivada se dispara rápidamente hasta un máximo de aproximadamente  $+0.5^{\circ}\text{C/s}$  y después baja de nuevo; en otras palabras, en el máximo de la derivada la muestra se está calentando a una velocidad de  $0.5^{\circ}\text{C/s}$ .

Esta liberación de calor rápida es causada por una repentina nucleación de granos de  $\alpha$ -Al en la muestra. Con el tiempo, la velocidad de nucleación desciende y un crecimiento frontal de dendritas de aluminio ocurre en el centro de la muestra desde las paredes más frías (región 2).

Después de algún tiempo, las dendritas llenan la pieza y un crecimiento adicional de las dendritas puede sólo ocurrir lateralmente (éste engrosamiento de las dendritas ocurre en la región 3). Es importante mencionar que en esta región de la curva se sigue liberando calor latente, lo cual se debe a un continuo crecimiento de cristales de aluminio. En la región 4, hay otro rápido crecimiento en la derivada, lo cual corresponde a la repentina aparición por nucleación de cristales de silicio. El crecimiento de silicio (y también aluminio sólido que conforman la fase eutéctica) continua en la región 5 de la curva. Las regiones 4 y 5, muestran que similar a la formación de granos de  $\alpha$ -Al, el crecimiento del silicio es rápido al principio, disminuyendo cuando la solidificación avanza. Finalmente en la región 6, la fase  $Mg_2Si$  se forma.

## 1.2.2 Análisis térmico de la reacción eutéctica

Los parámetros térmicos de la región eutéctica, permiten establecer una relación entre el nivel de modificación y el valor de algunos parámetros, entre los cuales, los más importantes de acuerdo la bibliografía [1,3,6,7,9,10] se presentan en la Figura 17. Así mismo, es posible establecer la interpretación del cambio microestructural de la matriz provocado por la presencia de Sr y también el efecto que tiene la presencia del SiC<sub>p</sub> como reforzante. Los parámetros térmicos se presentan en la Figura 17 y se definen a continuación:

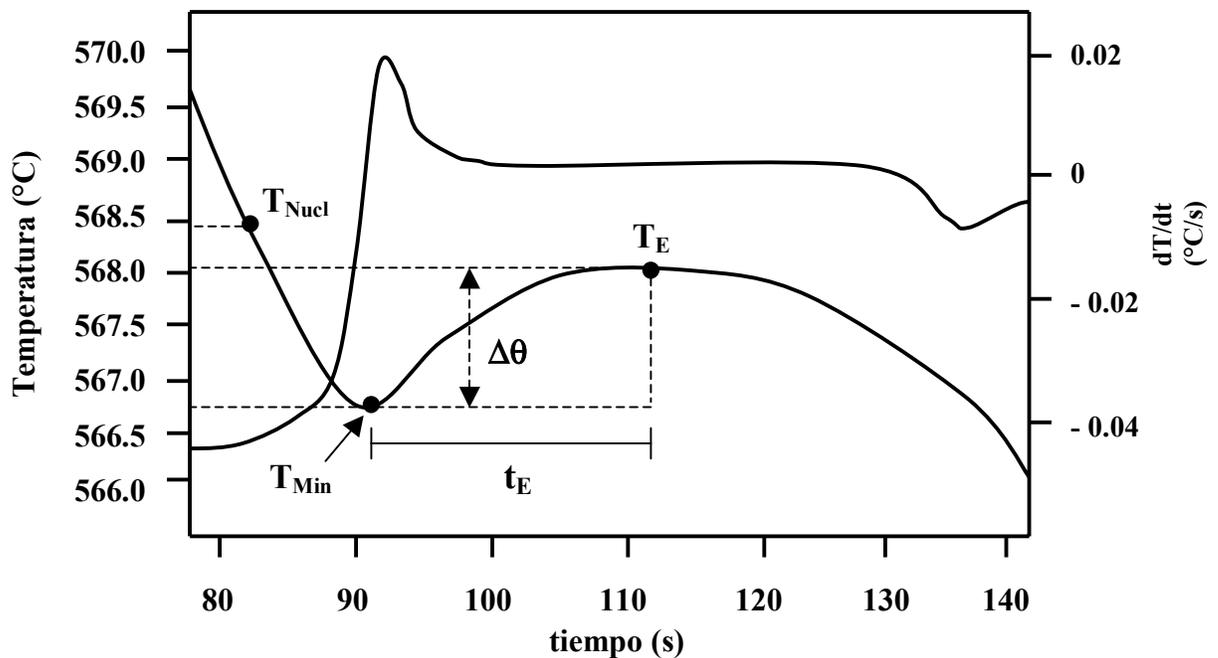


Figura 17. Región eutéctica típica de una curva de enfriamiento y su primera derivada, mostrando los parámetros eutécticos [1, 6].

De la gráfica anterior, la siguiente información puede ser obtenida:

- 1)  $T_{Nucl}$  = Temperatura de nucleación eutéctica.

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

2)  $T_{\text{Min}}$  = La temperatura mínima antes de la temperatura eutéctica.

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

3)  $T_E$  = Temperatura de crecimiento eutéctico.

Después de una posible recalcencia, durante la cual la liberación de calor latente supera la extracción de calor fuera del sistema, un nuevo balance de calor es obtenido.

4)  $\Delta\theta = T_E - T_{\text{Min}}$  = Temperatura de recalcencia

Es la diferencia entre la temperatura de crecimiento eutéctico y la temperatura mínima

5)  $t_E$  = Tiempo de subenfriamiento del eutéctico

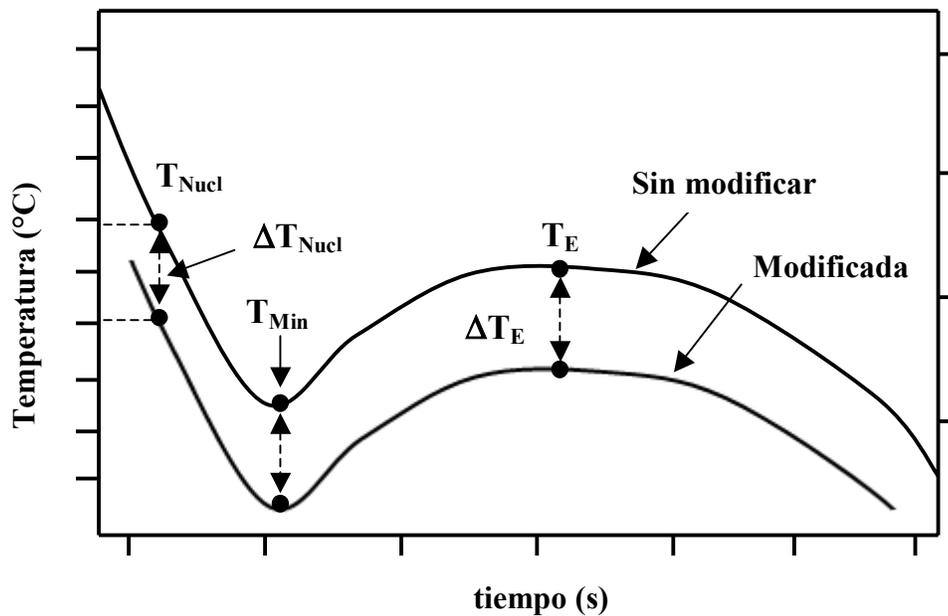
Tiempo entre el máximo y mínimo de la recalcencia eutéctica. También es definido como el periodo de tiempo necesario para alcanzar el punto máximo de la reacción eutéctica, el cual es medido desde la temperatura eutéctica mínima (recalcencia).

Las curvas a velocidades de enfriamiento lentas (entre 0.1 y 0.8 °C/s) son bien definidas en la región eutéctica y permiten una fácil determinación de los parámetros eutécticos. Cabe destacar que la transformación eutéctica en el análisis térmico, se vuelve mucho menos evidente cuando el análisis es hecho a velocidades de enfriamiento típicas de fundición en molde permanente (velocidad de enfriamiento del orden de 3.5 °C<sup>s</sup><sup>-1</sup>). El eutéctico no exhibe una meseta o un mínimo, por lo que ningún parámetro de curva de enfriamiento puede ser determinado.

La dificultad con el análisis térmico a velocidades de enfriamiento altas es que la muestra entera presenta gradientes térmicos y algunas transformaciones de fase pueden ocurrir simultáneamente a través de toda la muestra, con el resultado de que los puntos de inflexión en la curva de enfriamiento no pueden ser asociados con una transformación en particular

### 1.2.3 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación de una aleación Al-Si hipoeutéctica

Cuando se adiciona estroncio al baño líquido de una aleación Al-Si hipoeutéctica, específicamente una aleación de aluminio 356 o A356 se tiene una cierta variación en los parámetros de solidificación de la región eutética. Una de las variaciones más importantes en el análisis térmico de éstas aleaciones es una depresión de la temperatura de crecimiento eutético ( $T_E$ ) y la temperatura de nucleación eutética ( $T_{Nucl}$ ), Figura 18.



**Figura 18. Depresión de la temperatura eutética en una aleación A356 debido a la adición de Sr al baño líquido.**

De acuerdo a la Figura 18, se puede observar que los parámetros de temperatura fueron deprimidos, de tal manera que es posible definir dos parámetros de temperatura tal como se presenta a continuación:

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

Es la diferencia de temperatura de crecimiento eutéctico entre un material sin modificar y un material modificado con estroncio (Sr)

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

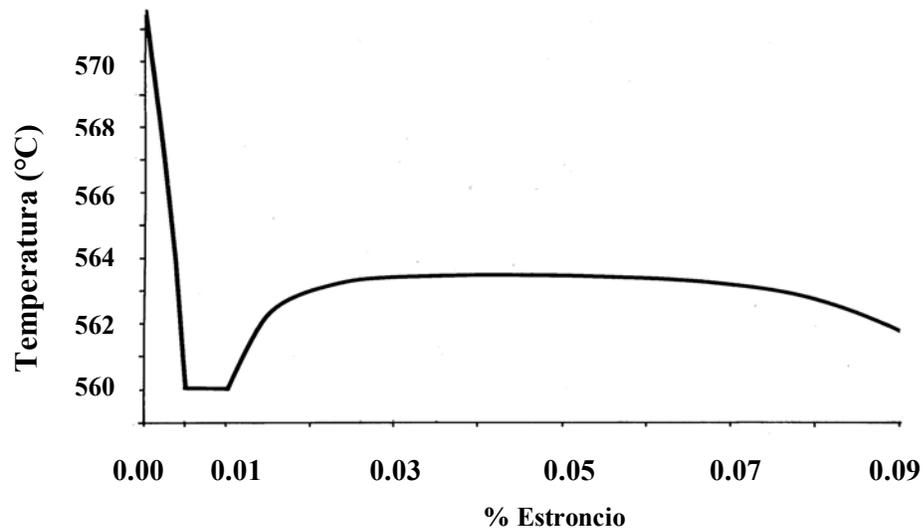
Es la diferencia de temperatura de nucleación eutéctica entre un material sin modificar y un material modificado con estroncio (Sr)

La importancia de éstos parámetros radica en que es posible asociarlos con un cambio microestructural de la fase eutéctica en aleaciones de aluminio A356 y 356. Así mismo, se han reportado diferentes resultados sobre el efecto del estroncio en los parámetros de solidificación de la región eutéctica, entre las cuales se pueden citar los trabajos de investigación más importantes. Es importante mencionar que cada investigación tiene condiciones de trabajo muy particulares y no necesariamente son las mismas.

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

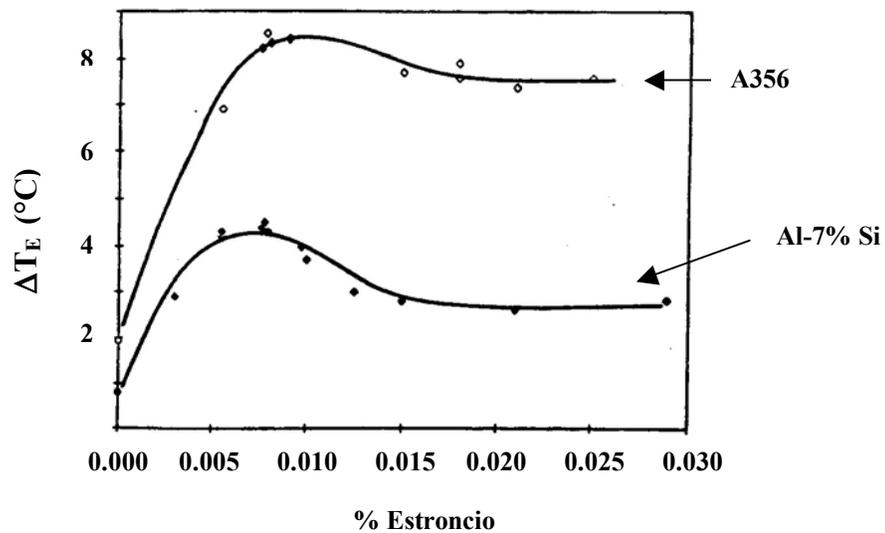
- Una temperatura de nucleación baja ( $T_{\text{Nucl}}$ ),  $\leq 565$  °C
- Una temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ),  $\leq 562$  °C
- Ausencia de una función de recalcancia ( $T_{\text{Nucl}} - T_{\text{Min}} < 1$ °C)

Por otra parte, R. DasGupta y colaboradores [3], registraron y graficaron la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr, Figura 19. En general, la descripción del comportamiento de la curva es el siguiente: inicialmente la temperatura de crecimiento del eutéctico ( $T_E$ ) disminuye hasta que un 0.010% Sr es alcanzado. Después incrementa de nuevo hasta un 0.017% Sr, punto en el cual dicha temperatura se mantiene invariable; finalmente, se presenta una disminución cuando el contenido de Sr excede un 0.078% Sr.



**Figura 19. Variación de la temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr.**

Por otro lado, D. Apelian y J.J. A. Cheng [7], estudiaron el efecto de la adición de Sr en la depresión de la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), Figura 20. En ambas aleaciones se puede observar un incremento gradual en  $\Delta T_E$  y después disminuye con la subsiguiente adición de Sr. Finalmente, los valores se mantienen en  $\approx 2.8$  °C para la aleación Al-7% Si y en  $\approx 7.4$  °C para la aleación A356.



**Figura 20. Variación de la depresión de temperatura de crecimiento eutéctico en función del % Sr para una aleación Al-7% Si y A356.**

### 1.3 Compuestos de matriz de aluminio (AMC's)

Los compuestos de matriz de aluminio (AMC's) han sido ampliamente estudiados en los últimos años y encuentran especial aplicación en la industria aeroespacial, industria automotriz, industria ferroviaria, industria militar, componentes electrónicos, componentes para artículos deportivos, componentes para la ingeniería en general, etc., Figura 21. El aluminio y sus aleaciones como constituyentes de la matriz y reforzadas con cerámicos, ofrecen una combinación de baja densidad con elevada resistencia al desgaste, mayores módulos elásticos, mayor rigidez, alta conductividad térmica, entre otras propiedades.



(a)



(b)



(c)



(d)

**Figura 21. Ejemplos de aplicaciones de materiales compuestos con matriz de aluminio (a) disco de frenos para tren de alta velocidad, (b) discos y tambores de frenos para automóvil, (c) Pistones y (d) monoblocks.**

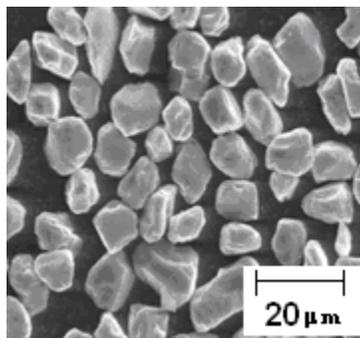
El punto de fusión del aluminio y sus aleaciones es lo suficientemente alto como para satisfacer su desempeño en muchos requerimientos de aplicación y al mismo tiempo lo suficientemente bajo como para que su procesamiento en la fabricación de materiales compuestos con matrices de aleaciones de aluminio sean económicamente viables.

Por otra parte, la alta conductividad térmica del aluminio es una propiedad deseable en algunas aplicaciones como estructuras aeronáuticas y automotrices; sin embargo, éste material tiene la desventaja de su elevado coeficiente de expansión térmica comparado con otros metales, tales como el cobre. Una forma efectiva de reducir el coeficiente de expansión térmica del aluminio consiste en añadir algún agente de refuerzo, a fin de formar un material compuesto de matriz de aleación de aluminio. De aquí que el agente de refuerzo ideal para muchas aplicaciones tenga una baja densidad, bajo coeficiente de expansión térmica, condiciones que satisfacen algunos cerámicos.

En concreto, las investigaciones se han centrado en los AMC's reforzados con partículas de SiC ya que además ofrecen prácticamente propiedades isotrópicas y menores costos de fabricación en comparación con los AMC's reforzados con fibras.

## 1.4 Efecto del refuerzo cerámico en el comportamiento de la matriz de aluminio en AMC's

La presencia del SiC<sub>p</sub> como refuerzo con una fracción en volumen relativamente grande (más de 10%), el cual puede presentarse entre otros en forma de partículas (Figura 22), fibras cortas, fibras continuas, etc., afecta profundamente el comportamiento de la matriz de aluminio durante los procesos de manufactura, tratamiento térmico y su subsecuentes usos en servicio. Estos cambios pueden ser intrínsecos ó extrínsecos [8].



**Figura 22. Partículas de SiC (Imagen obtenida con MEB).**

Entre los efectos intrínsecos, se incluyen cambios microestructurales, los cuales alteran las propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones de aluminio. Dicho refuerzo cerámico puede servir como una barrera para la difusión de calor y soluto, catalizar la nucleación heterogénea de fases cristalizando en el baño líquido, restringiendo la convección del fluido e induciendo inestabilidades morfológicas en la interfase sólido-líquido. Con respecto a los efectos extrínsecos, la incorporación del refuerzo cerámico en aleaciones de Al, conduce a un mejoramiento significativo en la resistencia al desgaste. Es precisamente éste mejoramiento, el cual ha sido utilizado en los discos para frenos para distintos medios de transporte.

## 1.5 Efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación en compuestos Al-Si-SiC<sub>P</sub>

El efecto del Sr sobre los parámetros de solidificación en una curva de enfriamiento ha sido poco estudiado y sólo se tiene conocimiento para algunos niveles de Sr. Sin embargo, se tienen contrastes de comportamiento para ciertos parámetros tal como se verá a continuación:

Shusen Wu y colaboradores [9], estudiaron una aleación de aluminio 359 y un compuesto con 20%vol.SiC<sub>P</sub> producido por DURALCAN, el cual fue diluido para fabricar el compuesto con 10%vol.SiC<sub>P</sub>. Para modificar los materiales se utilizó una aleación maestra Al-10% Sr. La composición química de los materiales estudiados se muestra en la Tabla 4.

Material	Elemento (% Peso)						
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	Al
359	9.32	0.18	0.05	0.48	0.08	0.06	bal
10% SiC/359	9.25	0.15	0.03	0.47	0.09	0.051	bal
20% SiC/359	9.20	0.11	0.02	0.45	0.10	0.052	bal

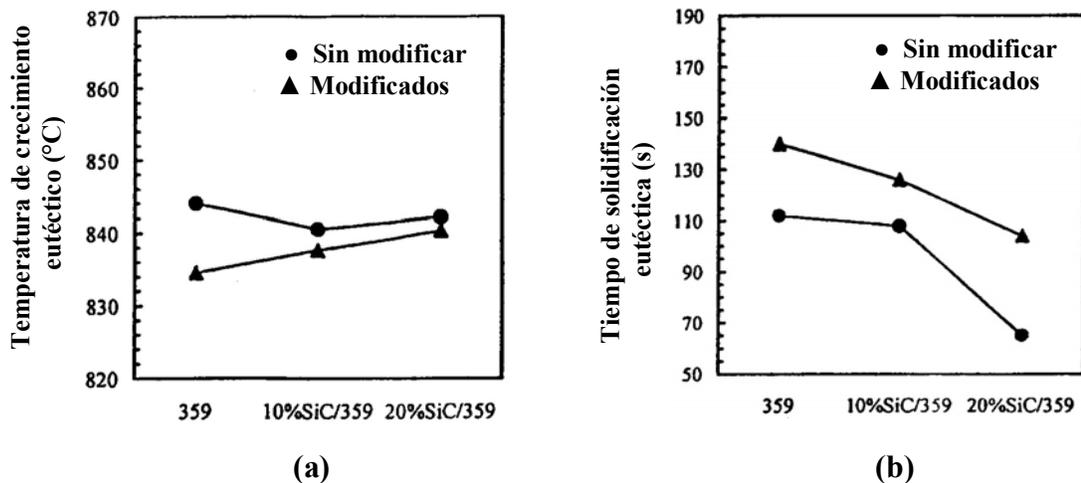
**Tabla 4. Composición química de la aleación de aluminio 359 y los compuestos reforzados con 10% y 20% vol.SiC<sub>P</sub>**

A partir de los resultados obtenidos, se llegó a las siguientes conclusiones sobre los parámetros de solidificación de la fase eutéctica:

Para el caso de la “Temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ )”, Figura 23a:

- La  $T_E$  de la aleación 359 sin modificar es la más alta y la modificada es la más baja; la diferencia es de aproximadamente 9 °C.
- La  $T_E$  de los compósitos modificados son aproximadamente 4 °C más altos que para la aleación 359 modificada.
- Con un incremento en el contenido de SiC<sub>P</sub> (10%vol. a 20%vol) la  $T_E$  aumenta, ya sea modificada o no.

- La temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) de los compósitos con 10%vol. o 20%vol. SiCp sin modificar, se encuentra en el rango de 840 a 843 °C, lo cual es aproximadamente de 5 a 7 °C más alta que la aleación 359 modificada (sin reforzar).
- El proceso de modificación deprime la  $T_E$  de 7 a 9 °C en la aleación 359 sin reforzar; así mismo tiene un efecto aunque más pequeño en deprimir la  $T_E$  de los compósitos.



**Figura 23. Gráficas de los parámetros de solidificación para la aleación 359 y los compuestos reforzados con 10% y 20% de SiC. (a) “ $T_E$ ” en función del contenido de SiC<sub>P</sub> y la modificación (b) “ $t_E$ ” en función del contenido de SiC<sub>P</sub> y la modificación.**

Para el caso del “Subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ )”:

- El subenfriamiento de la aleación base modificada, es más grande que la de los compósitos modificados.
- Para los compósitos el subenfriamiento es más grande con modificación que sin modificación con Sr.

Para el caso del “tiempo de solidificación eutéctica ( $t_E$ )”, Figura 23b: El cual es la diferencia de tiempo entre el inicio y final de la solidificación.

- Para la aleación base 359 y los compósitos, el  $t_E$  es extendido por la modificación con Sr. Así mismo, a mayor contenido de partículas, menor es el tiempo de solidificación ya sea modificado o no

En el trabajo realizado por C. González-Rivera y colaboradores [10], se estudiaron compuestos con 8 y 18% vol. de SiC<sub>p</sub>, los cuales fueron fabricados a partir de una aleación de aluminio A356 modificada (con un contenido de 0.015% Sr), cuya composición química se muestra en la Tabla 5.

Aleación	Elemento (% Peso)						
	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Al
A356	6.56	0.51	0.12	0.10	0.23	0.06	bal

**Tabla 5. Composición química de la aleación matriz de aluminio A356.**

Los resultados de los valores de los parámetros eutécticos se resumen en la Tabla 6.

Parámetro	Vol. %SiC <sub>p</sub>		
	0	8	18
T <sub>E</sub> (°C)	566.4 ± 0.4	570.9 ± 0.1	573.7 ± 0.3
Δθ (°C)	1.7 ± 0.2	3.1 ± 0.3	4 ± 0.6
Δt <sub>E</sub> (s)	45.7 ± 5	34.4 ± 0.3	28.9 ± 0.3

**Tabla 6. Valores promedio experimentales y dispersión de los parámetros eutécticos.**

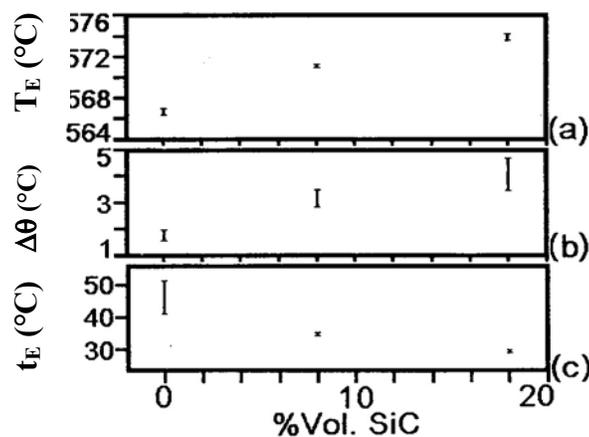
A partir de los resultados obtenidos, se llegó a las siguientes conclusiones sobre los parámetros de solidificación de la fase eutéctica:

Para el caso de la “Temperatura de crecimiento eutéctico (T<sub>E</sub>)”, Figura 24:

- La T<sub>E</sub> de la aleación A356 modificada es la más baja, y la diferencia es aproximadamente entre 4.5 y 7.3 °C para los compósitos con 8 y 10 %Sr respectivamente (el comportamiento coincide con la referencia [9]).
- Con un incremento en el contenido de SiC<sub>p</sub> (8% a 18% vol.), T<sub>E</sub> aumenta (el comportamiento coincide con la referencia [9]).

Para el caso del “Subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ )”, Figura 24:

- El subenfriamiento eutéctico de la aleación base modificada ( $\Delta\theta$ ) es más pequeño, que para los compósitos modificados (el comportamiento no coincide con la referencia [9]).
- El subenfriamiento ( $\Delta\theta$ ) incrementa a medida que incrementa el contenido de  $\text{SiC}_p$ .



**Figura 24. Gráficas de dispersión de los parámetros de solidificación eutéctica, en función del contenido de  $\text{SiC}_p$  [10].**

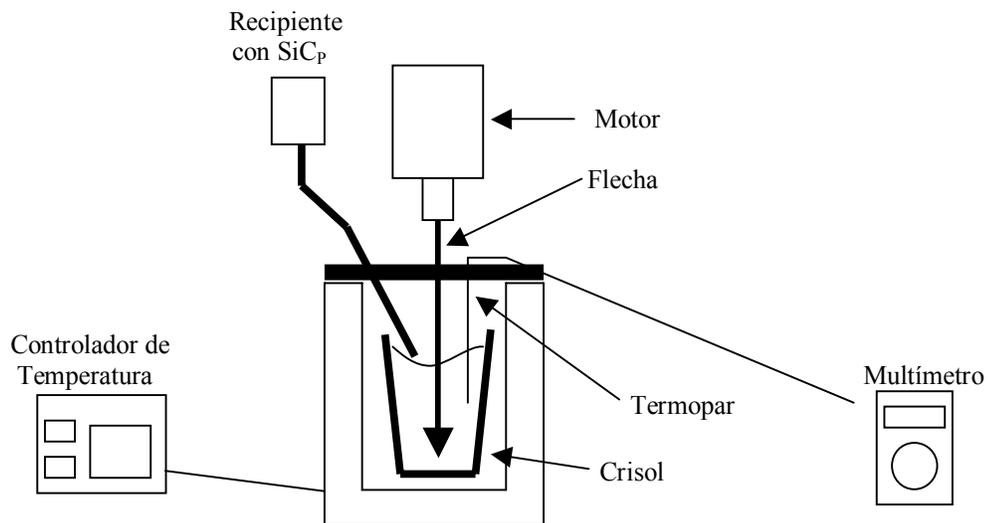
Para el caso del “tiempo de solidificación eutéctica ( $t_E$ )”, Figura 24:

- Para la aleación base Al-Si, el  $t_E$  es extendido por la modificación con Sr (el comportamiento coincide con la referencia [9]).
- Así mismo, a mayor contenido de partículas, menor es el tiempo de solidificación (el comportamiento coincide con la referencia [9]).

## 1.6 Método Vórtice para la fabricación de compuestos de matriz de aluminio

Uno de los procesos más frecuentemente usados para la fabricación de los AMC's es el método Vórtice o de agitación, el cual continúa siendo uno de los métodos más usados debido a su facilidad de operación, costo de producción bajo, etc.

El método Vórtice, involucra la incorporación de partículas cerámicas precalentadas dentro del vórtice de la aleación fundida, el cual es creado por la agitación de una flecha, Figura 25. En éste proceso, un punto importante es lograr una buena humectabilidad entre las partículas de refuerzo y el aluminio líquido, así como evitar la interacción química entre el refuerzo y la matriz.



**Figura 25. Equipo para la fabricación de compuestos por el método Vórtice.**

Cuando el proceso no es bien controlado, heterogeneidades microestructurales pueden causar una aglomeración de partículas y/o su sedimentación durante la solidificación. Dicha heterogeneidad en la distribución del refuerzo en los compósitos colados también pueden asociarse a fenómenos resultantes de la interacción entre partículas de cerámico suspendidas y la interfase sólido-líquido moviéndose durante la solidificación.

Debido a que el compuesto resultante debe fluir para su posterior vaciado dentro de un molde o lingote, la fracción de volumen del refuerzo que es añadido en éste proceso es generalmente un máximo de 30% en un rango de tamaño de las partículas entre 5 y 100  $\mu\text{m}$  para una variedad de aleaciones de aluminio fundidas. Cabe destacar, que el proceso Vórtice no es conveniente para la incorporación de partículas cerámicas de tamaño inferior a  $1 \times 10^{-6}$  m.

Algunos valores típicos de las variables operativas o de proceso que se recomiendan de acuerdo a la literatura se listan a continuación [11]:

- Tamaño de partícula:  $\approx 50 \mu\text{m}$
- Bajo porcentaje de SiC
- Tiempo de mezclado: 3 minutos
- Baja temperatura de mezclado:  $750 \text{ }^\circ\text{C}$
- Baja velocidad de alimentación: 26 g/min
- Alta velocidad de rotación: 1050 RPM
- Temperatura del baño metálico: entre 760 y 780  $^\circ\text{C}$

## 1.7 Propiedades mecánicas de una aleación Al-Si sin modificar y modificada.

En general, las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si son relacionadas a diferentes factores entre los cuales se pueden citar los siguientes: velocidad de solidificación, tamaño de grano, tratamientos térmicos, contenido de magnesio, etc. Sin embargo, uno de los factores más importantes es precisamente el que tiene que ver con las partículas de silicio eutéctico y su consecuente modificación.

Como fue mencionado, el principal efecto de la modificación química es en la microestructura del silicio eutéctico y es precisamente este cambio microestructural el cual influye directamente en las propiedades mecánicas. Las placas de silicio gruesas y de forma acicular sin modificar, actúan como acumuladores de esfuerzos internos en la microestructura y con ello facilitan la fractura. Con la modificación, la estructura de silicio eutéctico se vuelve más fina y el silicio se observa redondeado ó fibroso, lo cual contribuye a elevar los valores de resistencia a la tensión y principalmente incrementar los valores de ductilidad, Tabla 7.

		Colado en arena		Con tratamiento térmico*	
Modificador	Estructura del silicio	TS (MPa)	E (%)	TS (MPa)	E (%)
Ninguno	Acicular	180	6.8	304	11.8
Sodio (Na)	Fibroso	195	16.4	292	15.1
Estroncio (Sr)	Fibroso	196	15.9	301	14.4

\* Tratamiento térmico a 540 °C por 10 horas, templado y envejecido por 6 horas a 160°C

**Tabla 7. Propiedades mecánicas de una aleación A356 modificada con Sodio (Na) y Estroncio (Sr) [2].**

## 1.8 Propiedades mecánicas de compuestos de matriz de aluminio (AMC's)

Para el caso de los materiales compuestos de matriz metálica, además de los diferentes factores ya mencionados en el tema anterior, las características del reforzante (forma, tamaño, etc) y la fracción volumétrica también juegan un papel importante en las propiedades mecánicas. Así mismo, existen algunos otros factores tales como la distribución del reforzante, presencia de conglomerados, fases presentes debido a la interacción química entre la matriz y el reforzante, etc.

En la Tabla 8, se presentan algunos datos reportados por Duralcan (Composites for gravity casting) para una aleación de aluminio A356 reforzada con partículas de SiC.

Propiedad	% en vol. SiC <sub>P</sub>	
	10%	20%
TS (MPa)	338	359
YS (MPa)	303	338
E	1.2	0.4
MY (Gpa)	86.2	98.6

**Tabla 8. Propiedades mecánicas de una material compuesto A356/SiC<sub>P</sub> en función del % vol.SiC<sub>P</sub>.**

Una de las propiedades que más se incrementan en los materiales compuestos reforzados con partículas de SiC, es la resistencia al desgaste. En la Tabla 9, se presentan algunos resultados reportados para discos de frenos fabricados por fundición en arena.

	<b>Material</b>			
	<b>A356</b>	<b>A356-T6*</b>	<b>A356/20% SiC<sub>P</sub></b>	<b>A356/20% SiC<sub>P</sub>-T6*</b>
<b>Perdida de volumen (mm<sup>3</sup>)</b>	350	340	282	268

\*T6 = Tratamiento térmico

**Tabla 9. Resistencia al desgaste para la aleación A356 y el compuesto A356/20% SiC<sub>P</sub>.**

## Capítulo 2. Desarrollo Experimental

En el presente capítulo se describe de forma detallada el diseño y desarrollo experimental, además de los diferentes métodos y técnicas utilizadas.

### 2.1 Diseño experimental

El diseño experimental fue definido con el objetivo de evaluar el efecto que tienen las dos variables principales (fracción volumétrica de refuerzo ( $\text{SiC}_p$ ) y contenido de Sr) sobre los parámetros térmicos de la curva de enfriamiento en la zona eutéctica y su relación con la microestructura.

Se utilizó una aleación de aluminio comercial A356, cuya composición química obtenida por espectrometría de absorción atómica (Spectrolab M8), se muestra en la Tabla 10.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Sr	Al
% Peso	7.41	0.28	0.03	0.03	0.35	0.02	----	Bal.

**Tabla 10. Composición química de la aleación matriz A356**

Los compuestos se fabricaron utilizando la aleación A356 como matriz y se incorporó una fracción volumétrica de 10% y 15%  $\text{SiC}_p$  respectivamente.

Los niveles de Sr para modificar los materiales bajo estudio, se definieron considerando el valor promedio recomendado en la literatura [1,3,4] con el objetivo de obtener estructuras bien modificadas para la aleación de aluminio A356 (0.010 – 0.035% Sr). Así mismo, se eligieron valores de mayor concentración de Sr, con el propósito de analizar su efecto en la microestructura.

Los niveles seleccionados en porcentaje en peso de Sr para la aleación matriz de aluminio A356 y los compuestos reforzados con 10 y 15%vol. SiC<sub>p</sub>, son los siguientes: 0.000, 0.005, 0.010, 0.020, 0.030, 0.035, 0.050, 0.070 y 0.090%.

Por lo tanto, los casos de estudio para el presente trabajo se muestran a continuación en la Tabla 11.

<b>Material</b>	<b>% Sr</b>								
<b>A356</b>	0.000	0.005	0.010	0.020	0.030	0.035	0.050	0.070	0.090
<b>A356/10%vol. SiC<sub>p</sub></b>	0.000	0.005	0.010	0.020	0.030	0.035	0.050	0.070	0.090
<b>A356/15%vol. SiC<sub>p</sub></b>	0.000	0.005	0.010	0.020	0.030	0.035	0.050	0.070	0.090

**Tabla 11. Casos de estudio para diferentes contenidos de Sr.**

Cada caso de estudio fue realizado bajo las mismas condiciones experimentales, las cuales se presentan a continuación:

- Temperatura de trabajo  $\cong 780$  °C
- Temperatura de colada  $\cong 740$  °C
- Temperatura de SiC<sub>p</sub> precalentado  $\cong 450$  °C
- Tamaño de partícula de SiC  $\cong 38$   $\mu$ m
- Tiempo de mezclado  $\cong 6$  minutos
- Tiempo de desgasificación  $\cong 4$  minutos
- Velocidad de rotación de la flecha  $\cong 1000$  RPM

## 2.2 Diseño del molde metálico para la fabricación de los moldes de vaciado

Considerando algunas referencias de la bibliografía [6,9,10,12] con respecto al diseño y características del molde de arena para obtener las curvas de enfriamiento, se diseñó un molde metálico (caja de corazón) en una aleación de aluminio para fabricar los moldes de arena. Las dimensiones y características de la caja se presentan en las Figuras 26, 27 y 28a.

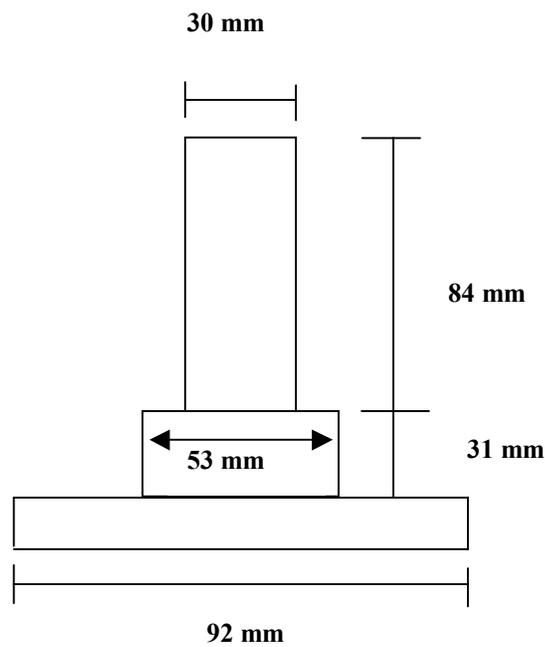
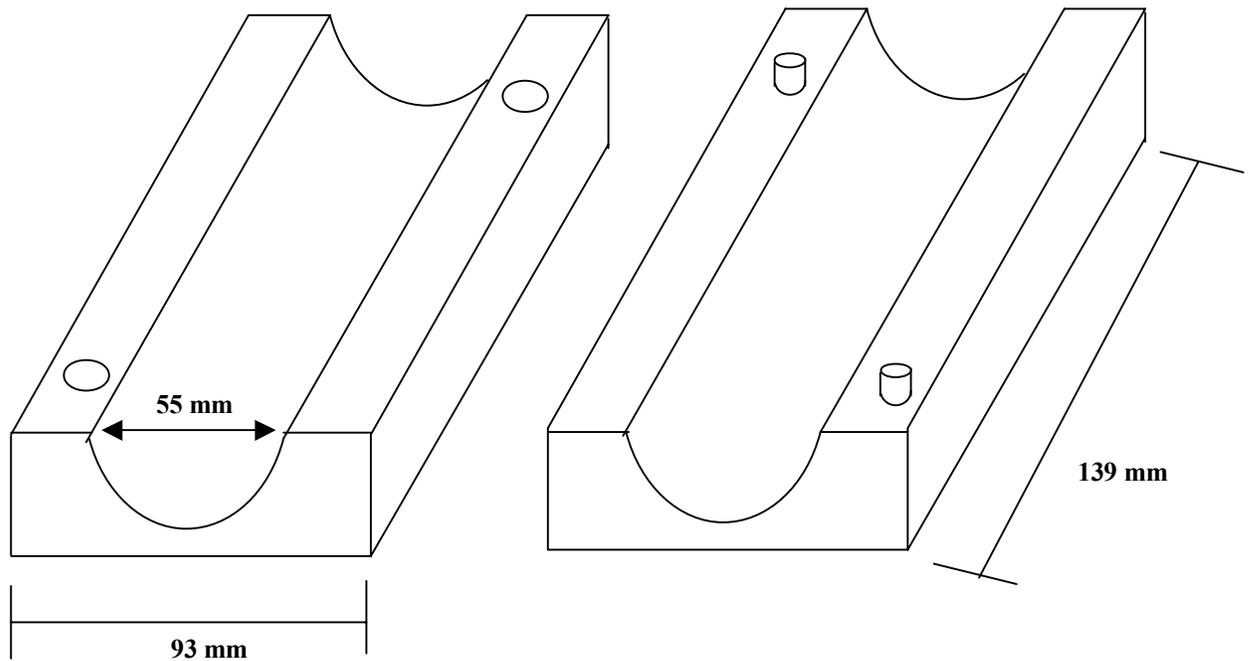
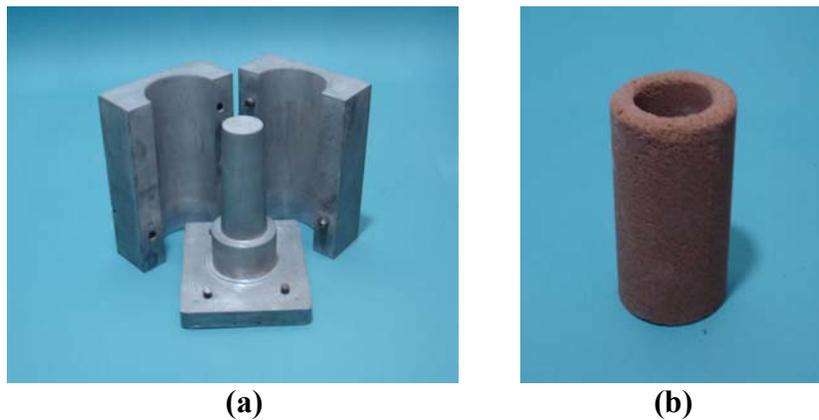


Figura 26. Dimensiones y del componente interno del molde metálico.



**Figura 27. Dimensiones de los componentes externos del molde metálico.**

Posteriormente, los moldes fueron fabricados con una mezcla de arena sílica y silicato de sodio como aglutinante. El catalizador utilizado para el endurecimiento de la mezcla fue gas de  $\text{CO}_2$ , Figura 28b.



**Figura 28. (a) Molde metálico completo y (b) Molde de arena sílica**

## 2.3 Materiales y Equipo

Los materiales y equipo utilizados en la parte experimental de este trabajo se enlistan a continuación.

### **Materiales:**

- Aleación de aluminio comercial A356
- Aleación maestra Al-10% Sr, de KB Alloys
- Partículas de SiC con un tamaño de partícula promedio de  $38 \pm 5$  micras
- Pintura refractaria de zirconio
- Fibra refractaria moldeable
- Arena sílica (No. AFS 80-90)
- Silicato de sodio (aglutinante)
- Gas Argón
- Gas CO<sub>2</sub>

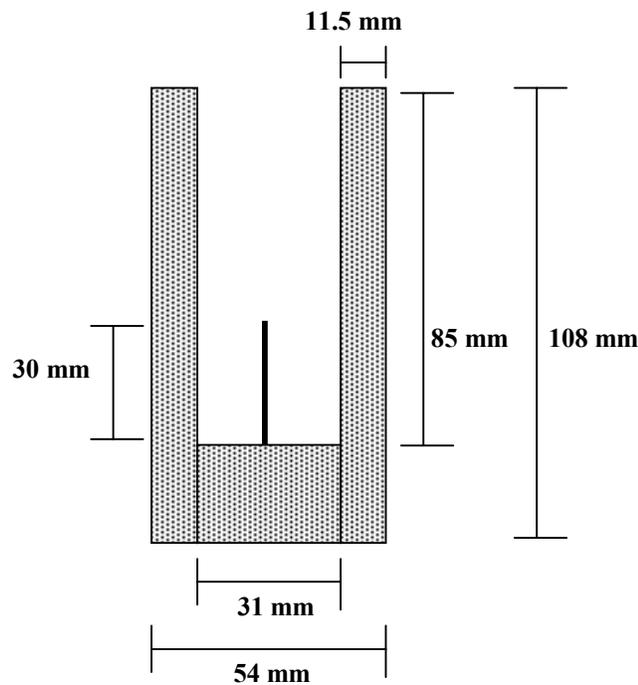
### **Equipo y herramental:**

- Sistema de adquiredor de datos (Iothec Tempscan 1100 ®) conectado a una computadora personal.
- Horno de resistencia eléctrica con controlador de temperatura
- Mufla
- Balanza analítica
- Crisol de carburo de silicio (A8)
- Multímetro y cronómetro
- Alambre para termopar tipo “K” (Cromel-Alumel), bifilares cerámicos y conectores macho-hembra (para la construcción de los termopares)
- Pinzas y maneral (para la manipulación del crisol)
- Propelas de acero (para la agitación del baño líquido y fabricación de los compuestos)
- Cucharillas metálicas (para la limpieza de baño líquido)
- Lanza de desgasificación (para tratamiento del baño líquido), etc.

## 2.4 Procedimiento experimental general

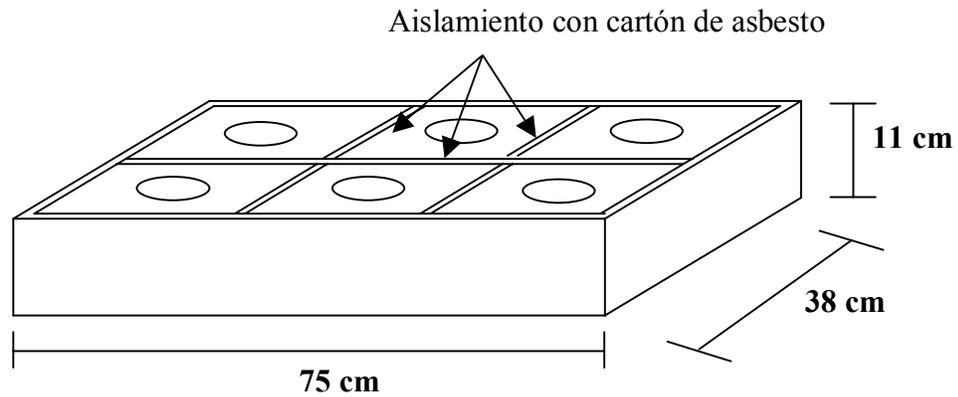
El procedimiento experimental general describe las etapas principales para el desarrollo del presente trabajo. Los procedimientos parciales o complementarios son presentados posteriormente como métodos o técnicas de trabajo:

- a) Una vez fabricados los moldes o copas de vaciado de arena sílica, los termopares tipo K fueron colocados al centro y a la misma distancia de 30 mm desde el fondo de los moldes o copas de vaciado [6,9,10,12], Figura 29.



**Figura 29. Molde de arena con termopar tipo K colocado al centro.**

- b) Con el propósito de mejorar la reproducibilidad de las pruebas con iguales condiciones de trabajo, promover velocidades de enfriamiento lentas y tener una mejor detección de los parámetros de solidificación eutéctica, los moldes de arena conectados con su respectivo termopar, fueron colocados en una caja con orificios equidistantes también fabricada con una mezcla de arena sílica y silicato de sodio como aglutinante, la cual tenía las paredes aisladas con cartón de asbesto, Figuras 30 y 31.



**Figura 30. Dimensiones de la caja para colocar los moldes de vaciado.**



**Figura 31. Fotografía de la caja para colocar los moldes de vaciado.**

- c) Llevada a cabo la técnica de fusión, se procedió al llenado de los moldes, Figura 32. Después del llenado de cada molde, la superficie fue cubierta con fibra aislante con el objetivo de promover velocidades de enfriamiento lentas.



**Figura 32. Fotografía del procedimiento de vaciado de los moldes.**

- d) Después del llenado de los moldes, se vació una muestra en un molde metálico de bronce para realizar análisis químico por espectrometría de emisión atómica, Figura 33.



**Figura 33. Fotografía del molde metálico de bronce.**

- e) Las curvas de enfriamiento fueron obtenidas registrando la variación de temperatura como una función del tiempo usando un sistema de adquirente de datos IOTECH Tempscan 1100 ® conectado a una computadora personal, Figura 34.



**Figura 34. Fotografía del equipo para la adquisición y almacenamiento de los datos.**

- f) Las piezas obtenidas se desmoldaron cuidadosamente y se marcaron cada una con sus respectivas réplicas.
- g) Las muestras fueron seccionadas verticalmente cerca del termopar y se prepararon metalográficamente para su evaluación microestructural por microscopía óptica y por microscopía electrónica de barrido (MEB), la cual se presentará posteriormente.
- h) Con respecto a las muestras de los compuestos, la fracción volumétrica experimental de  $\text{SiC}_p$  fue evaluada usando un sistema de analizador de imágenes llamado Image-Pro ®.

## 2.5 Tratamiento de los datos obtenidos por análisis térmico

El sistema de adquisición IOTECH Tempscan 1100 ® registró las señales de voltaje provenientes de los termopares tipo K colocados en los moldes. La computadora personal interpretó y almacenó los datos de “Temperatura vs. tiempo” con un software llamado Chart View ®. La velocidad de adquisición de datos fue de 10 puntos por segundo para cada termopar.

El sistema de adquisición fue calibrado con una muestra de Al con 99.99% de pureza [13], dando como resultado una temperatura de solidificación de 658.255°C; por lo cual, un valor de 1.745°C fue utilizado para corregir los resultados de los parámetros de temperatura. Por otra parte, el equipo de adquisición tuvo una exactitud de 0.5 °C con una resolución de 0.1°C (convertidor de 16-bit) tomando en cuenta el empalme eléctrico hacia el equipo. Por lo tanto, la exactitud del sistema de adquisición de datos fue de  $\pm 0.5$  °C.

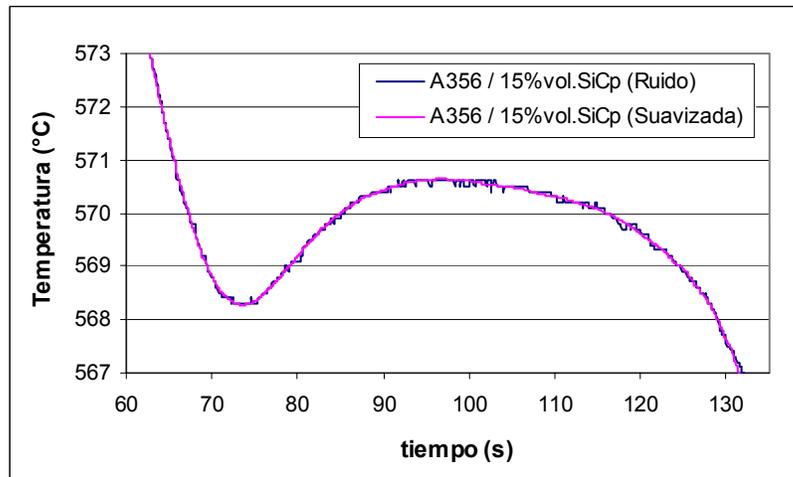
Puesto que las curvas de enfriamiento originales obtenidas, presentan picos ó variaciones de temperatura llamado “ruido” (Figura 35), se realizó el siguiente procedimiento para obtener los parámetros de solidificación eutéctica con mayor precisión:

- a) Las curvas de enfriamiento fueron limpiadas y suavizadas con un software llamado “Table curve 2D ®”.
  - En la zona cercana a la nucleación y solidificación eutéctica, los datos que presentaron picos, fueron sustituidos por valores de igual magnitud que el dato inmediato anterior.
  - El método utilizado para suavizar las curvas fue Savitzky Golay con 2%.
  - A partir de la curva suavizada se obtuvo la 1° derivada (Figura 36).

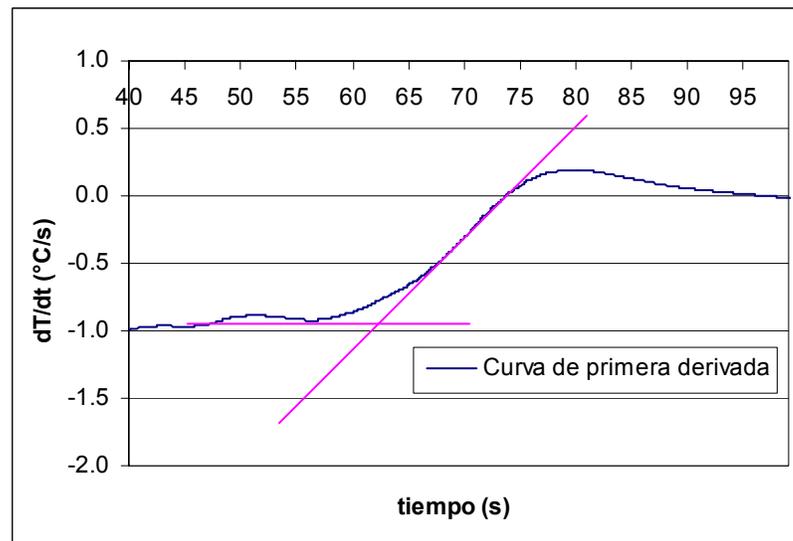
El suavizado por el método Savitzky-Golay (Table Curve 2D ®), es basado en un ajuste polinomial de mínimos cuadrados, el cual no distorsiona los datos originales si se realiza con un porcentaje de suavizado entre el 2 y 4%. Posteriormente, permite obtener una curva de primera derivada a partir de la curva de enfriamiento suavizada.

Por lo tanto, utilizando éste procedimiento de corrección para los datos que presentaron picos, se elimina cualquier error por efecto de su manipulación.

- b) Los parámetros de interés fueron obtenidos a partir de la curva de enfriamiento y su 1° derivada



**Figura 35. Curva de enfriamiento y su curva suavizada en la región eutética.**



**Figura 36. Curva de primera derivada.**

## 2.6 Técnicas de fusión y fabricación del compuesto

Las técnicas de fusión para la aleación matriz A356 sin reforzar y la técnica de fabricación para los compósitos bajo estudio se describen a continuación:

### Fusión de la aleación A356

- 1) Se precalienta el horno a una temperatura  $\cong 700$  °C
- 2) Se carga el crisol con 0.75 Kg. de aleación base A356.
- 3) La aleación base se funde y lleva a una temperatura de trabajo  $\cong 780$  °C
- 4) Se añade la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-10% Sr al baño líquido y se agita por un tiempo de 2 minutos.
- 5) El baño líquido se desgasifica con gas argón por un tiempo de 4 minutos.
- 6) Se retira la escoria de la superficie del baño líquido.
- 7) Se vacía en los moldes a una temperatura de colada  $\cong 740$  °C.
- 8) Se vacía una muestra para análisis químico

El mismo procedimiento se repite para los posteriores niveles de Sr.

### Fabricación del material compuesto

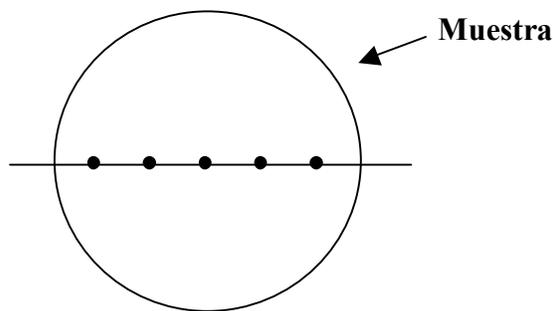
Para la fabricación de los compuestos se utilizó el método Vortice, el cual se describe a continuación (donde los primeros 3 pasos, son los mismos del procedimiento anterior):

- 4) Se añade la cantidad correspondiente de aleación maestra Al-10% Sr al baño líquido y se agita por un tiempo de 2 minutos.
- 5) Se incorpora la cantidad correspondiente de SiC<sub>P</sub> (previamente calentado a una temperatura de 450 °C) agitando el baño líquido continuamente usando un propulsor a una velocidad  $\cong 1000$  RPM.
- 6) El baño líquido se desgasifica con gas argón por un tiempo de 4 minutos.
- 7) Se retira la escoria de la superficie del baño líquido.
- 8) Se vacía en los moldes a una temperatura de colada  $\cong 740$  °C.
- 9) Se vacía una muestra para análisis químico

El mismo procedimiento se repite para los posteriores niveles de Sr y el compuesto reforzado con 15 %vol.SiC<sub>P</sub>

## 2.7 Evaluación microestructural

La evaluación de la eficiencia en la modificación, se llevó a cabo examinando una sección pulida de la aleación con microscopio óptico y microscopio electrónico (con el objetivo de identificar el fenómeno de engrosamiento del silicio eutéctico), asignando un nivel de modificación de acuerdo al patrón citado en el presente trabajo (sección 1.1.5), para cinco zonas diferentes de la pieza, tal como lo muestra la Figura 37.



**Figura 37. Evaluación de 5 zonas diferentes de la muestra en forma horizontal.**

Por ejemplo, suponemos que para una muestra dada en la **zona 1** contiene aproximadamente 20% clase 3, 50% clase 4 y 30% clase 5, entonces su rango de modificación (R.M.) podría ser entonces calculado de la siguiente forma (2):

$$\text{R.M.} = (0.2*3) + (0.5*4) + (0.3*5) = 4.1$$

Por lo tanto, se concluye que la muestra se encuentra modificada, con un nivel 4 (de acuerdo al patrón de modificación); sin embargo, la modificación no es totalmente homogénea. De ésta forma se puede evaluar las zonas restantes, posteriormente se realiza un promedio y se determina el nivel de modificación de toda la muestra.

Es importante mencionar que en algunos casos, se utilizó microanálisis por EDS (Espectrómetro de energía dispersiva de rayos X) para identificar el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ .

## Capítulo 3. Resultados y Discusión

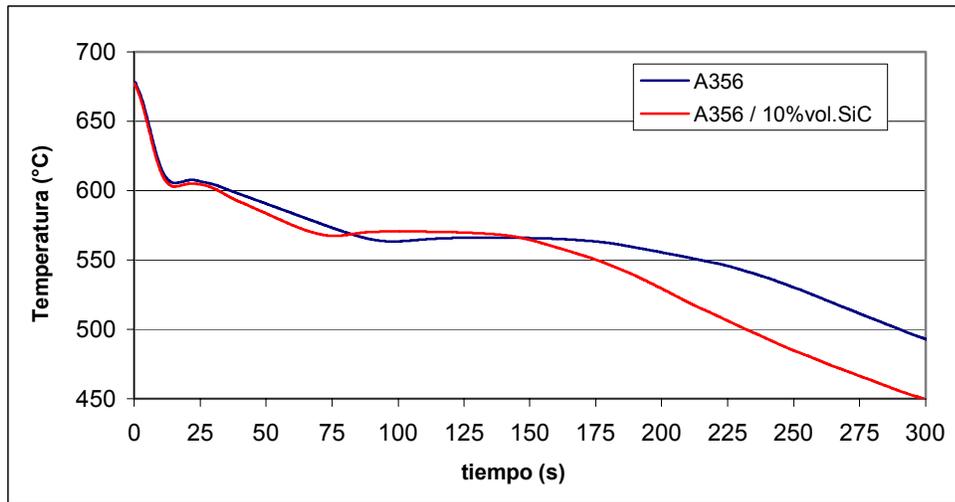
En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos de la fase experimental descrita en el capítulo anterior, incluyendo los niveles de Sr residuales de los materiales bajo estudio, los resultados de las curvas de enfriamiento para los materiales con y sin Sr, es decir los parámetros de solidificación en la región eutéctica y el análisis microestructural.

Los datos de “Temperatura vs. tiempo” para las curvas de enfriamiento fueron colectados en un intervalo de temperatura de 700 – 300 °C aproximadamente.

### 3.1 Curvas de enfriamiento típicas

Las curvas de enfriamiento obtenidas para cada material y para cada nivel de modificación se pueden observar en el Anexo 1, de manera que en el presente capítulo sólo se presentan los resultados obtenidos de dichas curvas.

La Figura 38, muestra un ejemplo de dos curvas de enfriamiento para la aleación matriz y el compuesto reforzado con 10%vol.SiC<sub>p</sub> sin modificar, las cuales fueron obtenidas en la fase experimental.



**Figura 38. Curvas de enfriamiento de la aleación matriz A356 y el compuesto A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> sin modificar.**

### 3.2 Estroncio residual en las muestras bajo estudio

Los niveles de Sr residual obtenidos en las muestras experimentales se muestran en la Tabla 12.

	% Sr									
<b>A356</b>	% Sr (residual)	0.000	0.003	0.005	0.010	0.020	0.035	0.057	0.068	0.115
<b>A356/10% vol.SiC<sub>P</sub></b>	% Sr (residual)	0.000	0.005	0.015	0.019	0.025	0.032	0.067	0.095	-----
<b>A356/15% vol.SiC<sub>P</sub></b>	% Sr (residual)	0.000	0.007	0.018	0.030	0.034	0.056	0.064	0.106	-----

**Tabla 12. Resultados de concentración de Sr propuesto y Sr residual para los materiales bajo estudio.**

### 3.3 Parámetros de solidificación eutéctica

Los resultados de los valores promedio obtenidos de 3 coladas diferentes para los parámetros de solidificación eutéctica, se presentan en la Tabla 13 (aleación matriz), Tabla 14 (compuesto A356/10%vol.SiC<sub>P</sub>) y Tabla 15 (compuesto A356/15%vol.SiC<sub>P</sub>). Las graficas correspondientes para cada uno de los parámetros térmicos se presentan en las Figuras 39-42. Así mismo, las graficas que representan la dispersión de valores para cada parámetro se muestran en el Anexo 1.

% Sr (residual)	T <sub>Nucl</sub> (°C)	T <sub>MIN</sub> (°C)	T <sub>E</sub> (°C)	Δθ (°C)	t <sub>E</sub> (s)
0.000	573.43	570.12	571.29	1.17	16.7
0.003	567.13	562.66	565.65	2.99	37.0
0.005	566.76	563.17	566.44	3.27	38.2
0.010	569.65	563.68	566.68	3.00	39.7
0.020	569.79	564.06	566.60	2.54	39.8
0.035	570.01	564.02	566.55	2.53	39.6
0.057	570.11	564.07	566.53	2.46	39.8
0.068	570.17	564.03	566.47	2.44	40.4
0.115	570.39	564.99	567.31	2.32	38.5

**Tabla 13. Resultados de los parámetros térmicos de la región eutéctica para la aleación matriz A356 en función del contenido de Sr.**

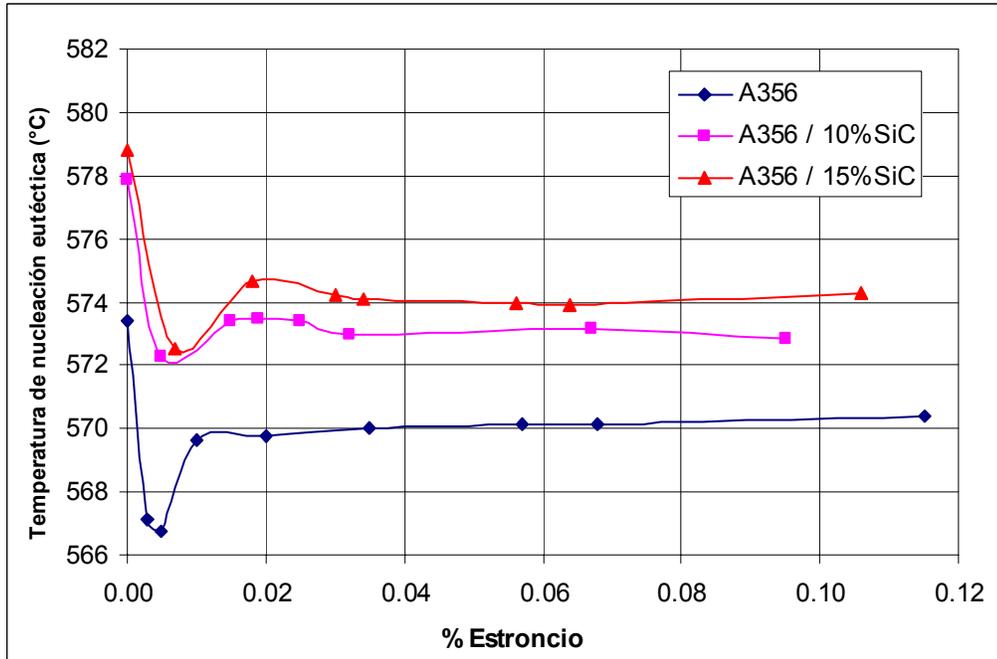
% Sr (residual)	T <sub>Nucl</sub> (°C)	T <sub>MIN</sub> (°C)	T <sub>E</sub> (°C)	Δθ (°C)	t <sub>E</sub> (s)
0.000	577.87	572.14	572.55	0.41	12.6
0.005	572.30	567.58	570.65	3.07	30.0
0.015	573.38	568.77	571.94	3.17	34.7
0.019	573.44	569.27	572.01	2.74	34.8
0.025	573.41	568.87	571.63	2.76	32.9
0.032	572.97	568.83	571.62	2.79	32.8
0.067	573.17	568.65	571.46	2.81	32.7
0.095	572.81	568.60	571.41	2.81	31.4

**Tabla 14. Resultados de los parámetros térmicos de la región eutéctica para el compuesto A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> en función del contenido de Sr.**

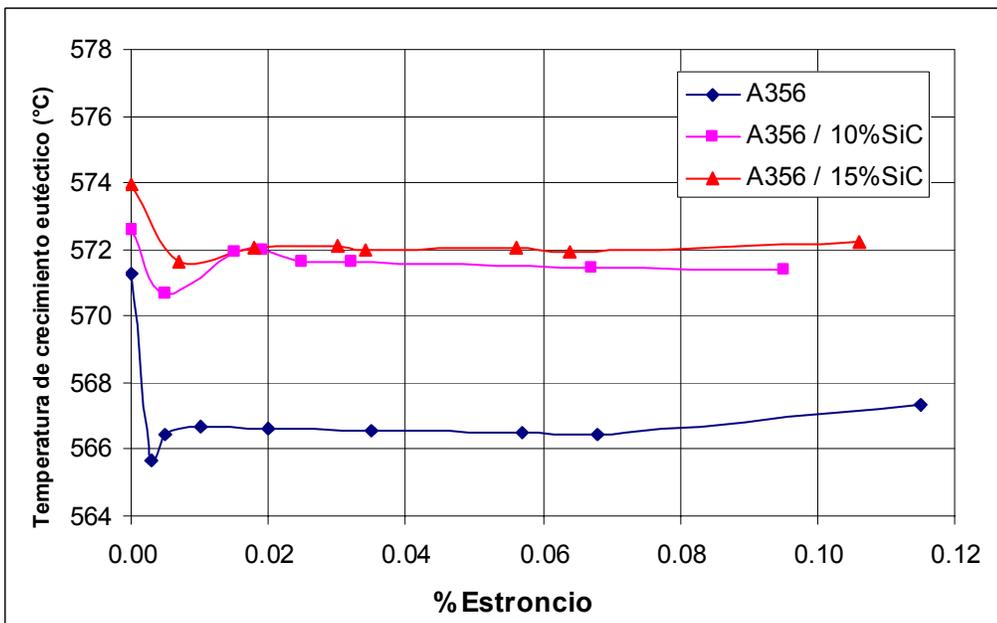
<b>% Sr (residual)</b>	<b>T<sub>Nucl</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>MIN</sub> (°C)</b>	<b>T<sub>E</sub> (°C)</b>	<b>Δθ (°C)</b>	<b>t<sub>E</sub> (s)</b>
0.000	578.77	573.69	573.93	0.24	7.3
0.007	572.50	568.59	571.61	3.02	29.1
0.018	574.67	568.83	572.06	3.23	32.4
0.030	574.21	569.09	572.09	3.00	29.1
0.034	574.09	569.17	572.00	2.83	29.0
0.056	573.99	569.13	572.02	2.89	28.5
0.064	573.88	569.07	571.90	2.83	28.7
0.106	574.27	569.44	572.23	2.79	28.4

**Tabla 15. Resultados de los parámetros térmicos de la región eutéctica para el compuesto A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> en función del contenido de Sr.**

La variación de la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ) y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) en función del contenido de Sr, se presentan en las Figuras 39 y 40.

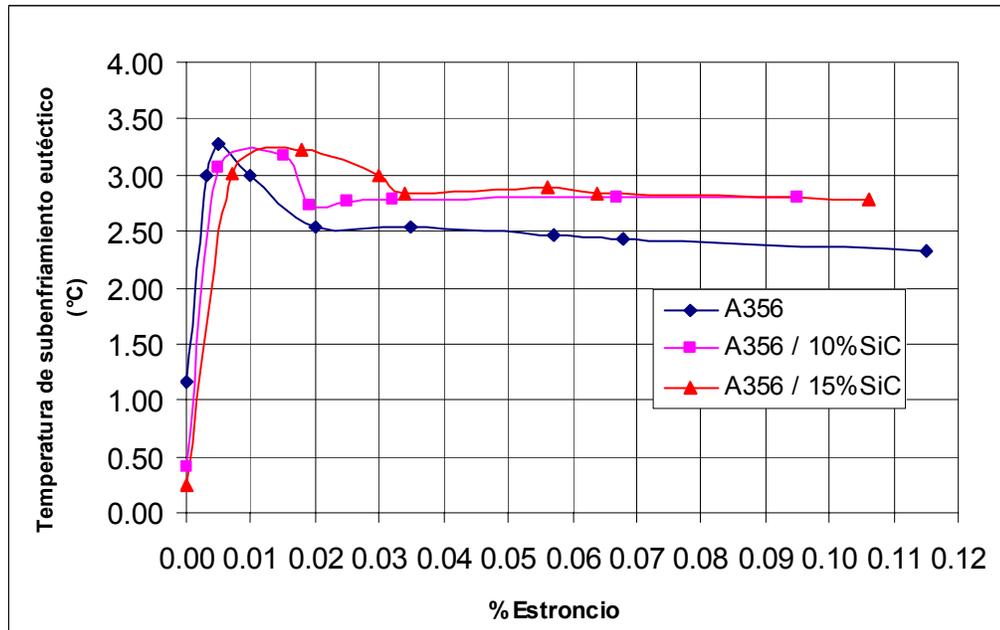


**Figura 39.** Variación de la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ) en función del %Sr para los materiales bajo estudio.

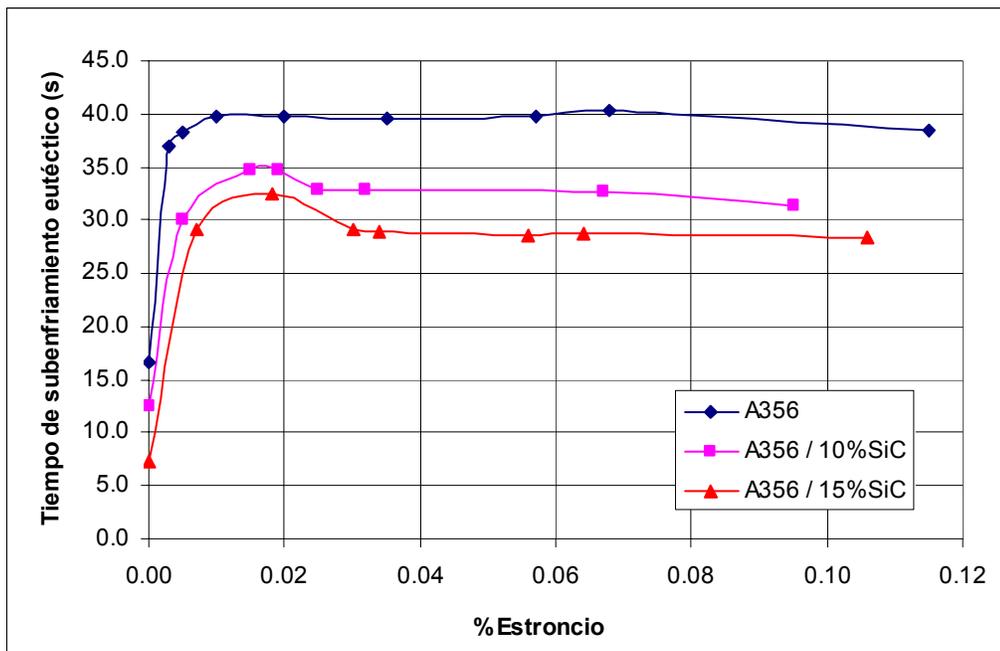


**Figura 40.** Variación de la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) en función del % Sr para los materiales bajo estudio.

La variación de la temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ) en función del contenido de Sr, se presentan en las Figuras 41 y 42.



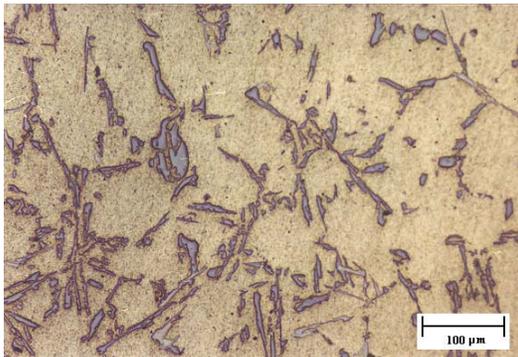
**Figura 41. Variación de la temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) en función del % Sr para los materiales bajo estudio.**



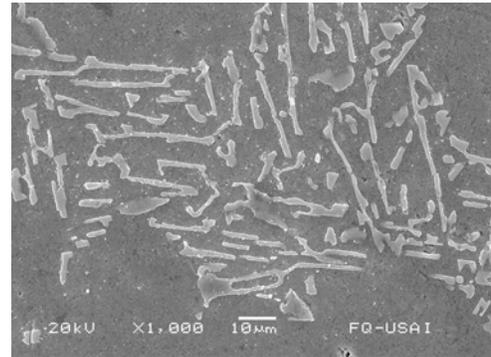
**Figura 42. Variación del tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ) en función del % Sr para los materiales bajo estudio.**

### 3.4 Resultados del análisis metalográfico

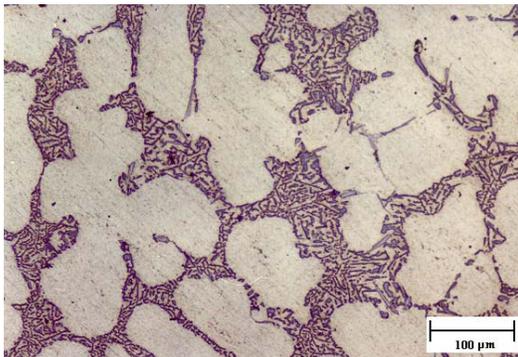
En la Figura 43, se muestran las microestructuras de la aleación base A356 con diferentes niveles de Sr, las cuales fueron obtenidas con microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB).



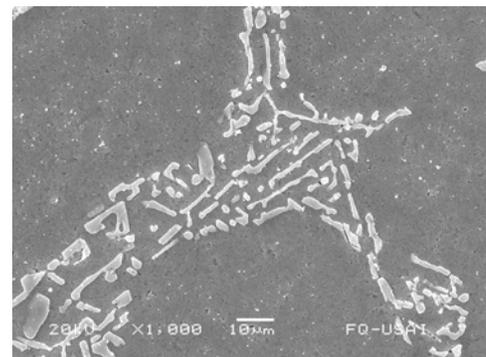
**a.1) Aleación A356 (0.000% Sr)**



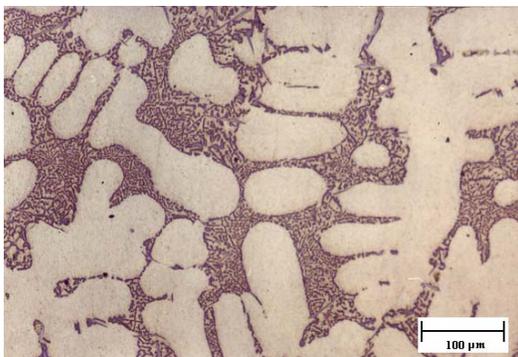
**a.2) Aleación A356 (0.000% Sr)**



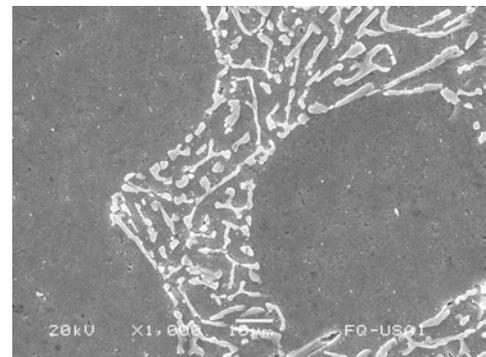
**b.1) Aleación A356 (0.005% Sr)**



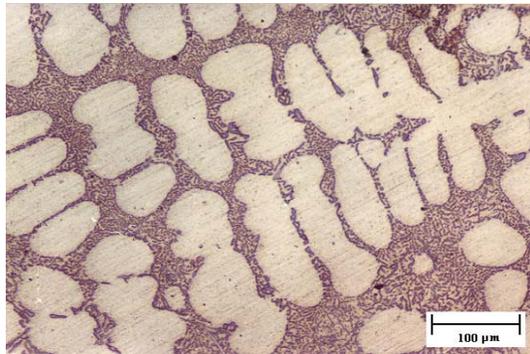
**b.2) Aleación A356 (0.005% Sr)**



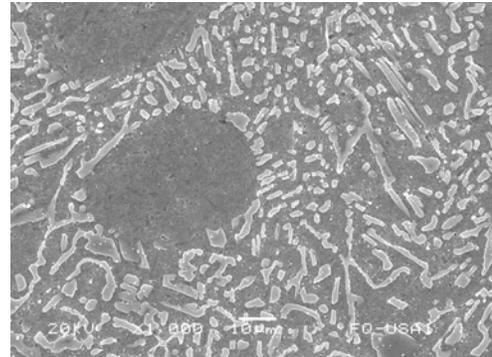
**c.1) Aleación A356 (0.020% Sr)**



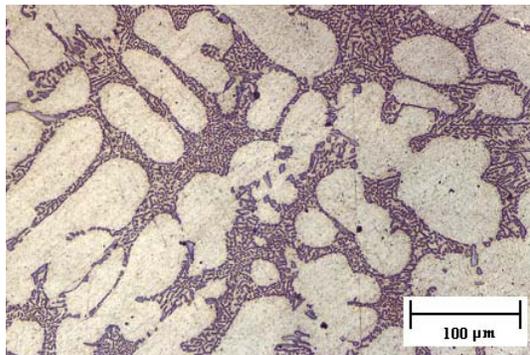
**c.2) Aleación A356 (0.020% Sr)**



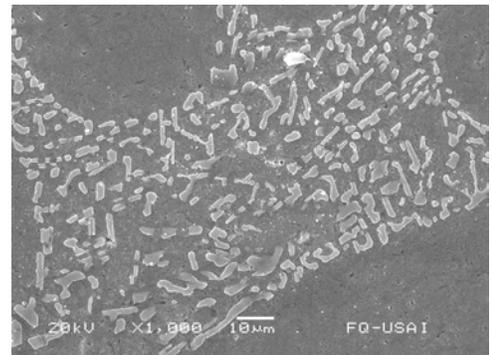
**d.1) Aleación A356 (0.035% Sr)**



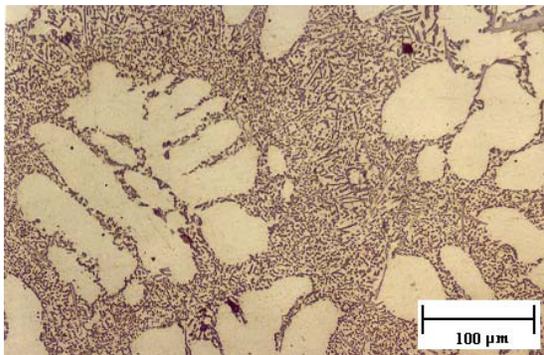
**d.2) Aleación A356 (0.035% Sr)**



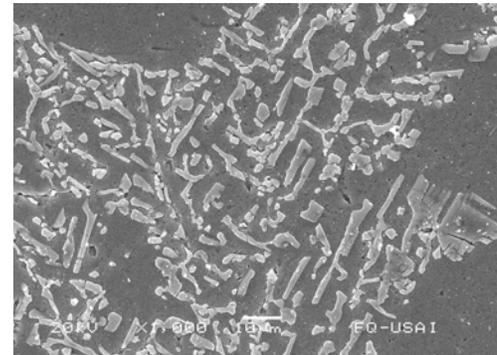
**e.1) Aleación A356 (0.068% Sr)**



**e.2) Aleación A356 (0.068% Sr)**



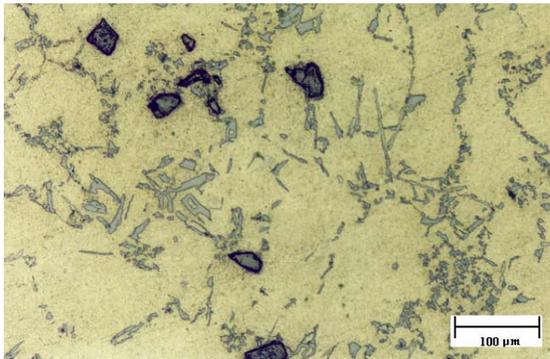
**f.1) Aleación A356 (0.115% Sr)**



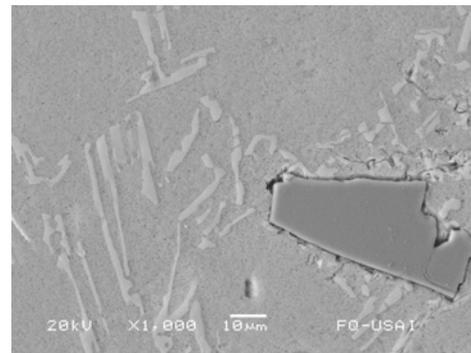
**f.2) Aleación A356 (0.115% Sr)**

**Figura 43. Microestructuras de la aleación matriz A356 con diferentes niveles de Sr.**

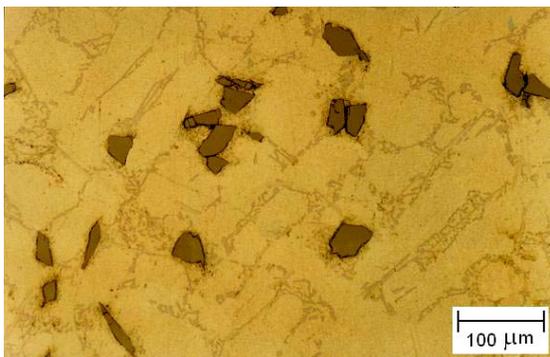
En las Figuras 44 y 45, se muestran las microestructuras de los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> con diferentes niveles de Sr, las cuales fueron obtenidas con microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB). Es importante mencionar que el contenido de SiC<sub>P</sub> experimental fue medido usando un sistema de análisis de imágenes para cinco muestras elegidas al azar para ambos compuestos. Dicha medición, demostró que se tiene una variación de aproximadamente 1.2 % con respecto al contenido teórico de SiC<sub>P</sub> en la muestra. Por lo tanto, los compuestos fabricados tuvieron el siguiente contenido de SiC<sub>P</sub>  $10 \pm 1.2$  % y  $15 \pm 1.2$  %.



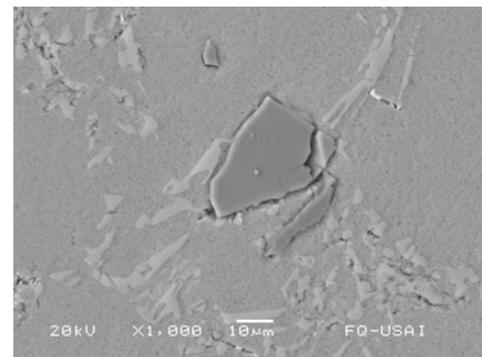
**a.1) A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> (0.000% Sr)**



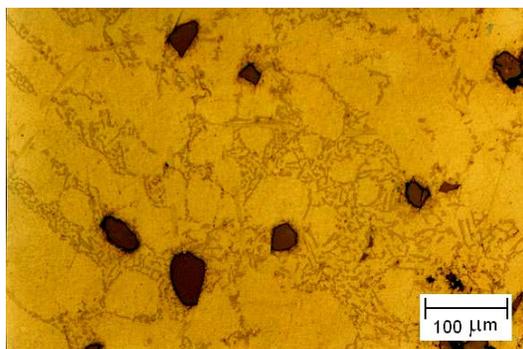
**a.2) A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> (0.000% Sr)**



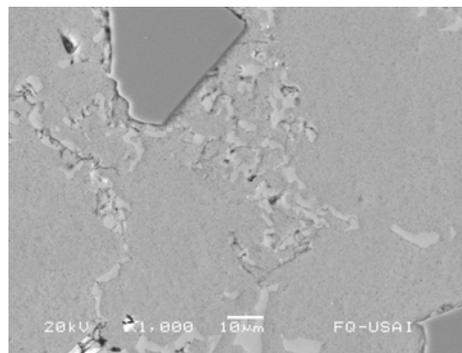
**b.1) A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> (0.005% Sr)**



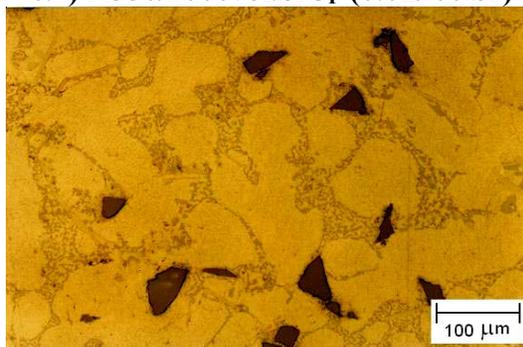
**b.2) A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> (0.005% Sr)**



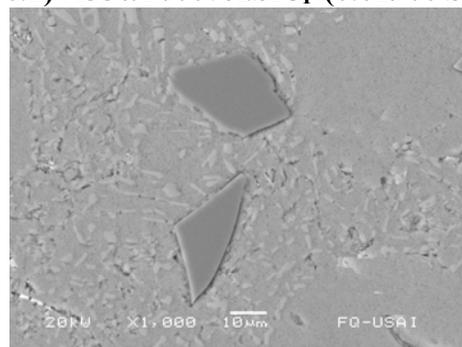
**c.1) A356/10%vol.SiCp (0.019% Sr)**



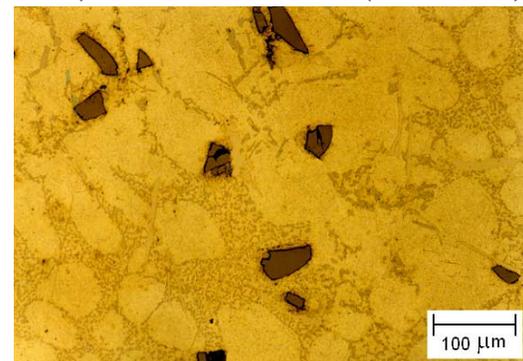
**c.2) A356/10%vol.SiCp (0.019% Sr)**



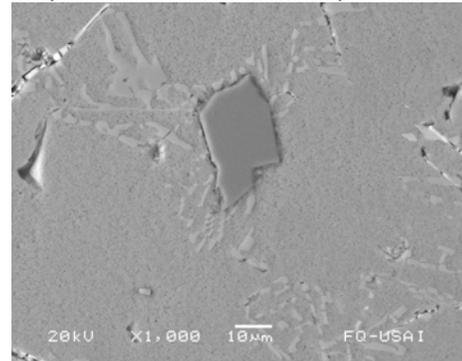
**d.1) A356/10%vol.SiCp (0.032% Sr)**



**d.2) A356/10%vol.SiCp (0.032% Sr)**



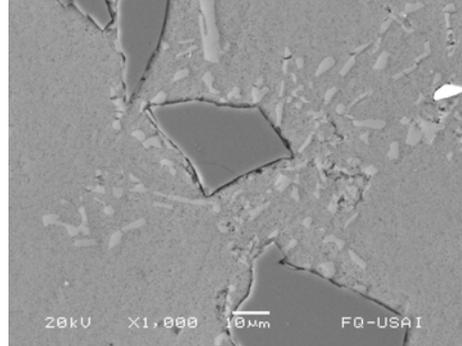
**e.1) A356/10%vol.SiCp (0.067% Sr)**



**e.2) A356/10%vol.SiCp (0.067% Sr)**

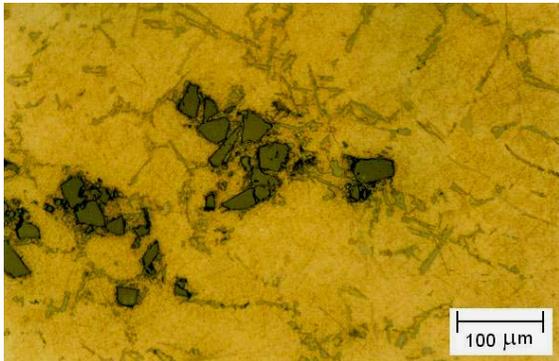


**f.1) A356/10%vol.SiCp (0.095% Sr)**

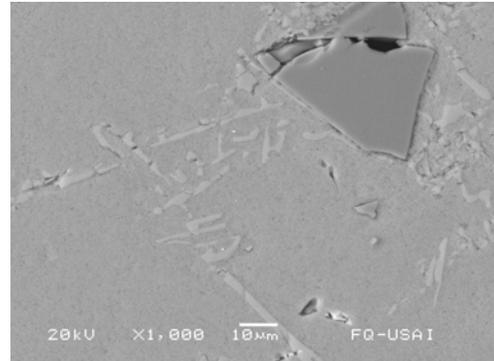


**f.2) A356/10%vol.SiCp (0.095% Sr)**

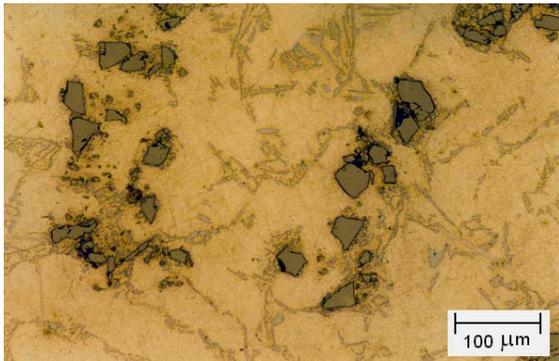
**Figura 44. Microestructuras del compuesto A356/10%vol.SiCp con diferentes niveles de Sr.**



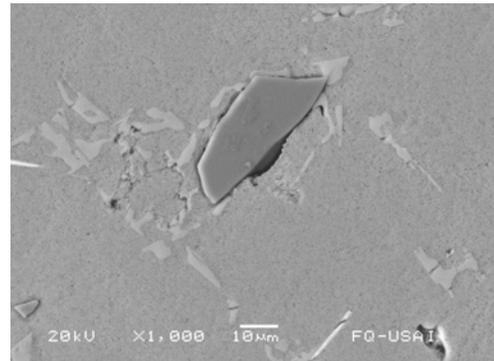
**a.1) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.000% Sr)**



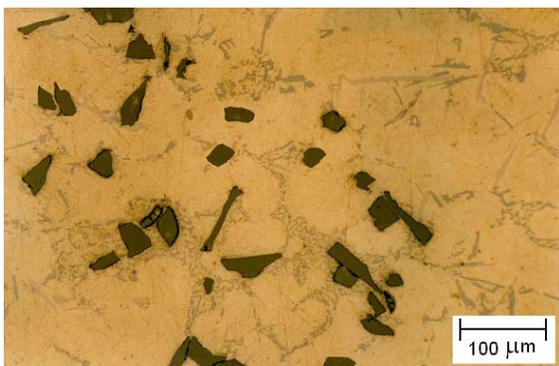
**a.2) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.000% Sr)**



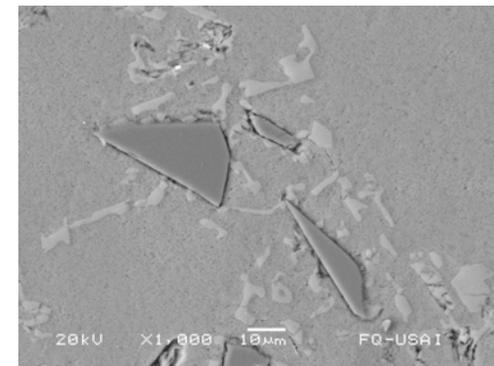
**b.1) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.007% Sr)**



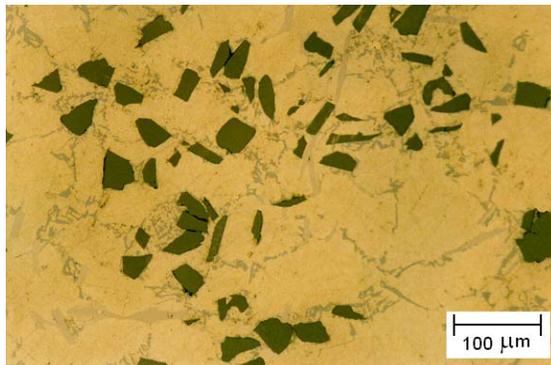
**b.2) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.007% Sr)**



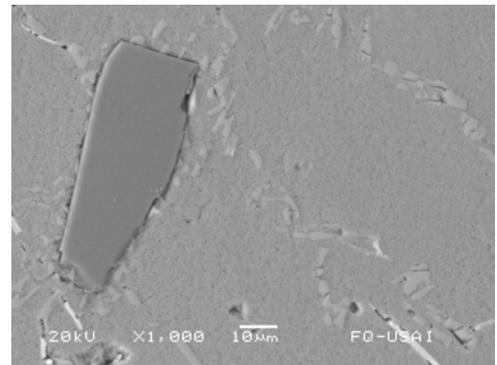
**c.1) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.018% Sr)**



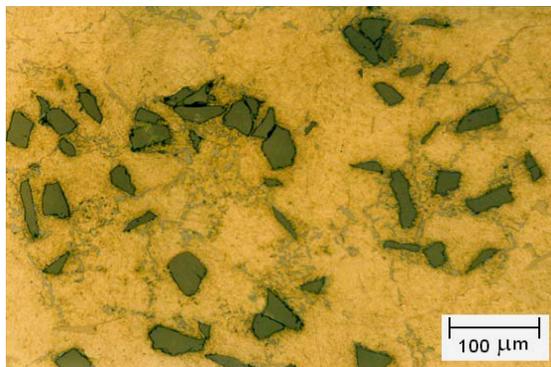
**c.2) A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> (0.018% Sr)**



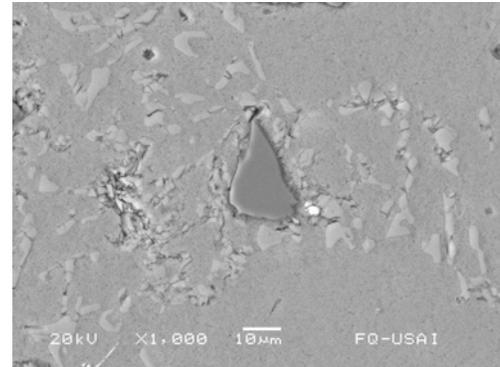
**d.1) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.034% Sr)**



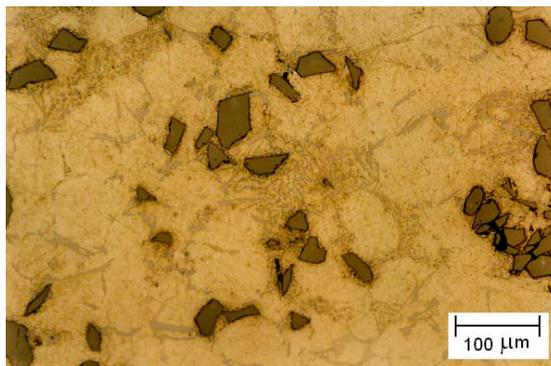
**d.2) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.034% Sr)**



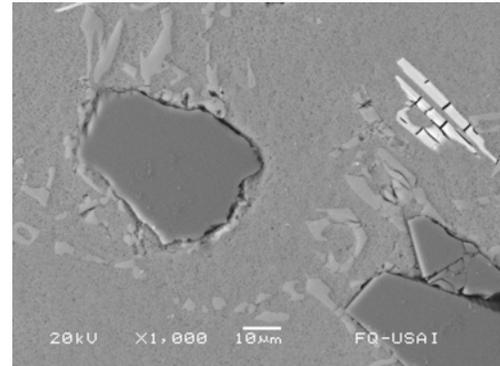
**e.1) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.064% Sr)**



**e.2) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.064% Sr)**



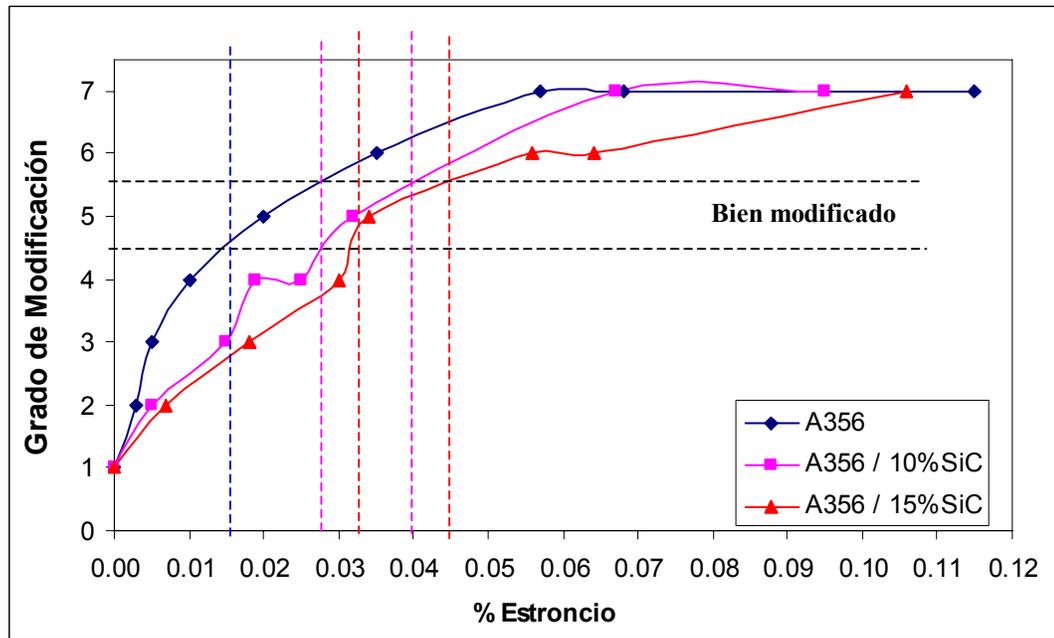
**f.1) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.106% Sr)**



**f.2) A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> (0.106% Sr)**

**Figura 45. Microestructuras del compuesto A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> con diferentes niveles de Sr.**

De acuerdo a los resultados presentados de las microestructuras en función del contenido de Sr para los tres materiales bajo estudio, el grado de modificación cambia cuando la concentración de Sr aumenta. La Figura 46, muestra la evolución del grado de modificación, la cual fue obtenida comparando cada una de las microestructuras obtenidas con el patrón de modificación (sección 1.1.5).



**Figura 46. Grado de modificación para los materiales bajo estudio.**

De acuerdo a la Figura 46, una estructura eutéctica bien modificada (grado 5) para los tres materiales bajo estudio, se sitúa en los siguientes rangos:

Grado 5: 0.015 – 0.028% Sr (aleación matriz A356)

Grado 5: 0.028 – 0.040% Sr (compuesto con 10%vol.SiC<sub>p</sub>)

Grado 5: 0.032 – 0.045% Sr (compuesto con 15%vol.SiC<sub>p</sub>)

En el entendido de que el grado 5 corresponde a una estructura bien modificada (comprende entre 4.5 y 5.5 en el eje del grado de modificación), en donde el silicio está presente en forma de partículas fibrosas redondeadas. El patrón de modificación usado para evaluar las muestras fue obtenido de la literatura reportada [6]. Además, fue añadido un nivel extra el cual es definido como “grado 7” y se define como una mezcla de partículas de silicio predominantemente gruesas y partículas de silicio finas, además de la presencia del intermetálico Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr.

### 3.5 Barridos lineales, mapeo (SEM-EDS) y análisis puntual (SEM-rayos X)

Los resultados de los barridos lineales y mapeos elementales presentados en las Figuras 47-49, demuestran la presencia de Sr en la superficie de las partículas de SiC (región matriz-SiC<sub>p</sub>) para ambos materiales compuestos: A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>. De ésta forma se demuestra que una cierta cantidad de Sr (agente modificante) es consumida por las partículas de SiC. Cabe destacar que éste comportamiento es similar para ambos materiales, por lo que sólo se muestran los resultados más representativos con altos contenidos de Sr.

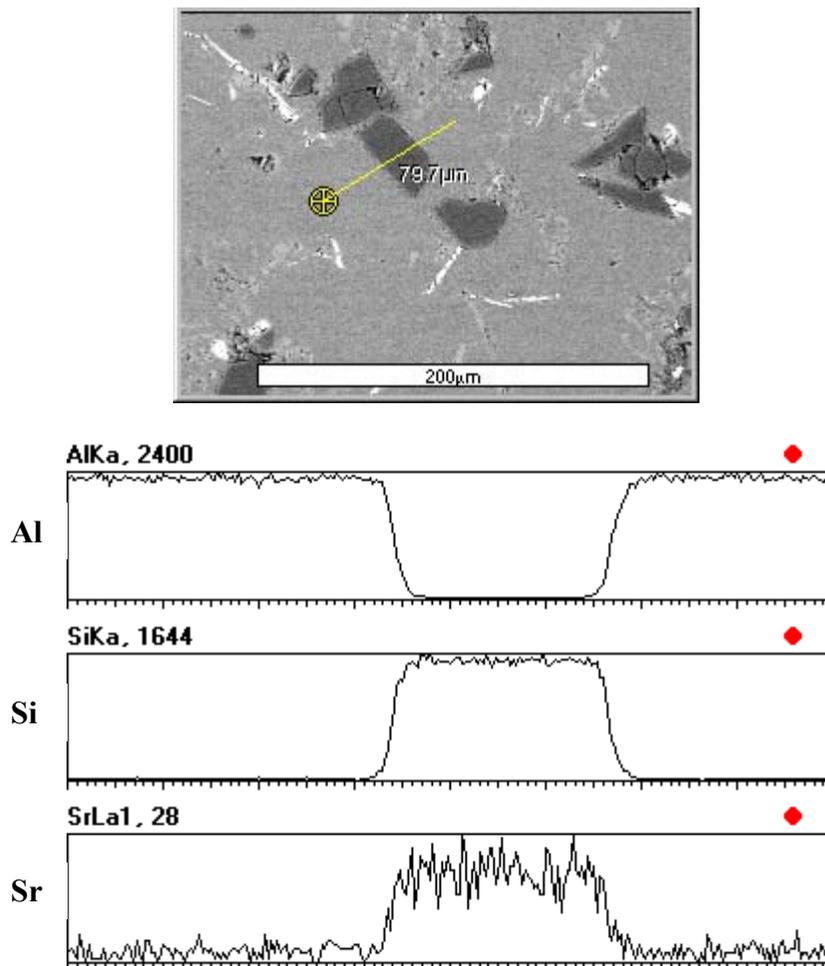
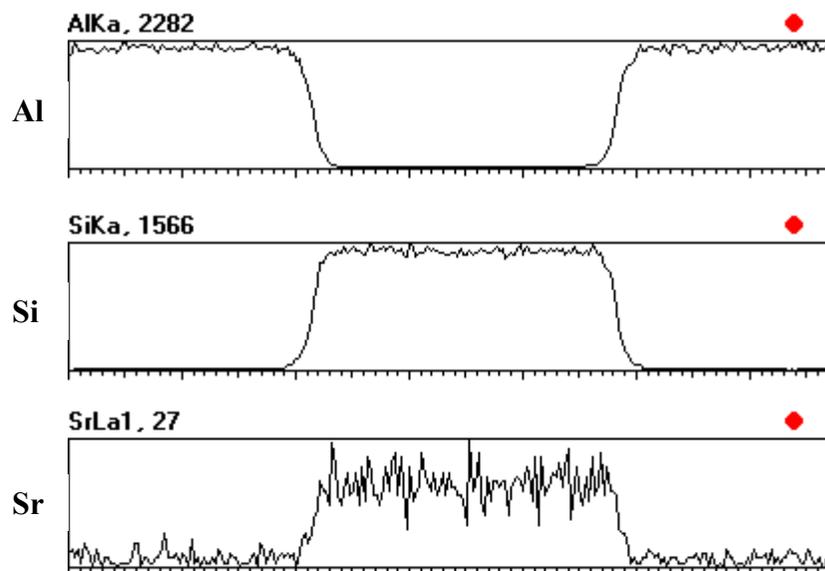
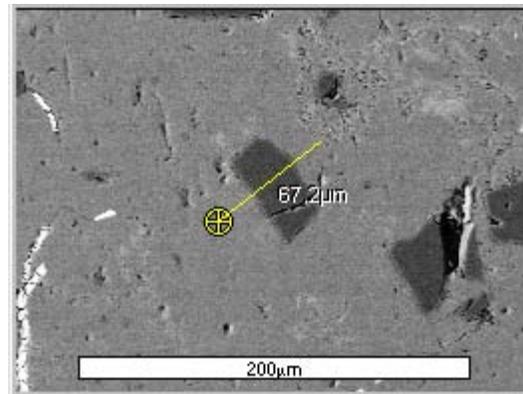
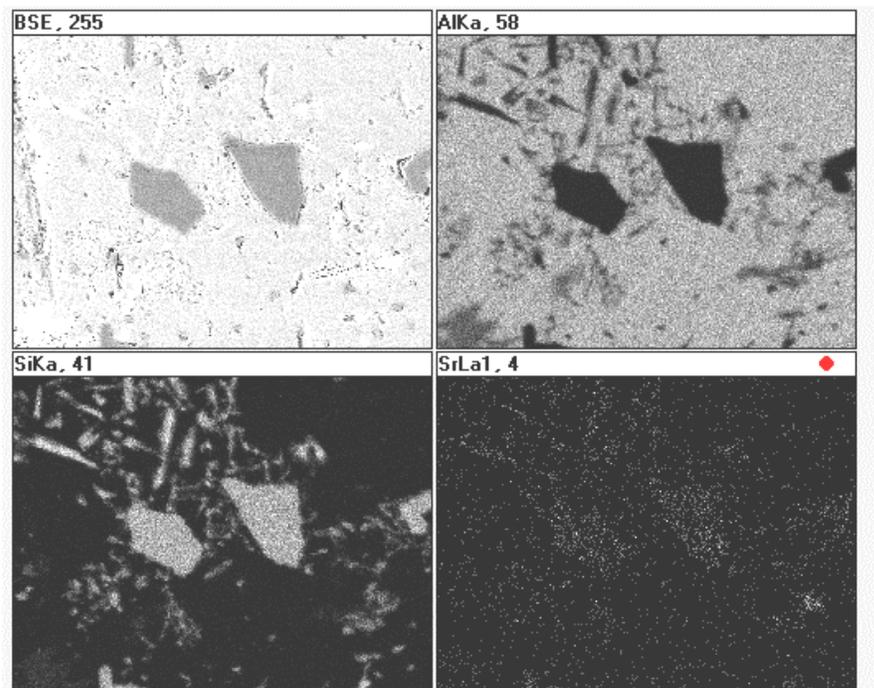


Figura 47. Barrido lineal en la región matriz-SiC para el compuesto A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> con 0.095% Sr.

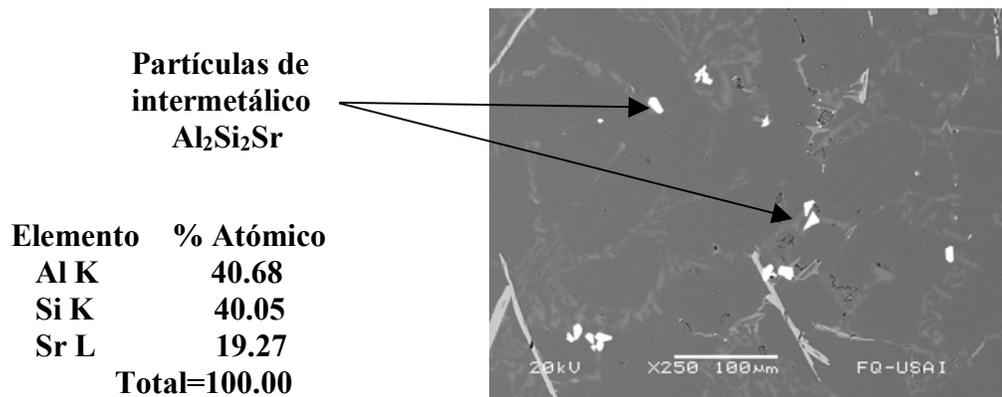


**Figura 48. Barrido lineal en la región matriz-SiC para el compuesto A356/15%vol.SiC<sub>P</sub> con 0.106% Sr.**



**Figura 49. Mapeo elemental de Al, Si y Sr para el compuesto A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> con 0.095% Sr**

La Figura 50, muestra uno de los resultados obtenidos por análisis puntual (microanálisis de rayos X). Esto demuestra la presencia de partículas de intermetálico  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  con altos contenidos de Sr. Dicho comportamiento es similar para la aleación matriz A356 y ambos materiales compuestos, por lo que sólo se muestra uno de los resultados más representativos.



**Figura 50. Análisis puntual por rayos X en una partícula de intermetálico formada por alta concentración de Sr en la aleación sin reforzar A356.**

## 3.6 Discusión de Resultados

La discusión de resultados para la aleación matriz A356 y los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>P</sub>, con y sin estroncio se presenta a continuación.

### 3.6.1 Parámetros de solidificación

#### 1) Temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{\text{Nucl}}$ ) y temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ )

Para la aleación matriz A356 tratada con diferentes niveles de Sr, la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{\text{Nucl}}$ ) y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), fueron deprimidas algunos grados centígrados, con respecto a la aleación matriz A356 sin modificar. Esto coincide con los resultados reportados por otros autores [1,3,7] y es confirmado por el presente estudio, Figuras 39 y 40. Para los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>P</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>P</sub>, tratados con diferentes niveles de Sr, la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) y la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{\text{Nucl}}$ ) también fueron deprimidas con respecto a los compuestos sin modificar, aunque en un menor orden de magnitud que la aleación A356, Figuras 39 y 40. El comportamiento explicado anteriormente, se debe a que la presencia de Sr (agente modificador) produce un cambio en la cinética de crecimiento de la fase eutéctica y con ello un refinamiento gradual de la morfología [14]. Dicho cambio en la cinética de crecimiento, también puede ser deducido o inferido de las curvas de enfriamiento y de primera derivada (Anexo 1), las cuales muestran que la solidificación eutéctica, ocurre a una temperatura por debajo de la temperatura eutéctica de equilibrio (respecto de los materiales sin modificar).

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

Para los materiales compuestos sin modificar y modificados, la presencia de partículas de SiC también cambió significativamente la cinética de solidificación. En primer lugar, para los compuestos sin modificar, como tendencia general se tiene que a mayor contenido de SiC<sub>P</sub>, mayor son las temperaturas de crecimiento ( $T_E$ ) y nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ). Por otra parte, para los compuestos modificados se tuvo la misma tendencia en el comportamiento de las temperaturas, aunque la diferencia fue mínima (la diferencia de temperatura más alta fue de 1.86 °C en  $T_{Nucl}$ ), Figuras 39 y 40.

Es importante notar que la sola presencia de SiC<sub>P</sub> en la matriz, provoca que las temperaturas de crecimiento ( $T_E$ ) y nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ) se incrementen. Este comportamiento sugiere que las partículas de SiC en la matriz, dan condiciones favorables para la nucleación heterogénea y crecimiento del silicio eutéctico, lo cual se demuestra con lo siguiente: en el proceso de solidificación de materiales compuestos con matriz Al-Si hipoeutéctica reforzados con SiC, es bien conocido que las partículas de SiC son rechazadas por las dendritas de  $\alpha$ -aluminio creciendo, lo cual conduce a una segregación de partículas en las regiones interdendríticas de la matriz [9,10], y por lo tanto la cantidad de partículas de SiC en el líquido remanente se ve incrementada. Posteriormente, debido a la presencia de las partículas de SiC, se forman interfases entre el silicio presente en el líquido remanente y las partículas de refuerzo, provocando una nucleación preferencial y crecimiento lateral persistente [27]. Finalmente, a medida que la temperatura disminuye, la composición del líquido remanente rodeando las partículas, cambia a una composición eutéctica o cerca del eutéctico, la cual precipita formando placas alternadas de  $\alpha$ -aluminio y silicio. Análisis de nucleación heterogénea en refuerzos como SiC usando valores de energías interfaciales entre el refuerzo y la fase solidificando calculadas y reportadas en la literatura [27] sugieren que la nucleación de silicio en las partículas de refuerzo puede ser posible. Por lo tanto, el incremento en las temperaturas de nucleación y crecimiento eutéctico confirman que las partículas de refuerzo permiten una nucleación heterogénea y crecimiento del silicio eutéctico. Por lo cual, como era esperado, un incremento en la fracción de volumen de partículas de SiC promueve una mayor nucleación de silicio.

## 2) Temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ )

Para los tres materiales bajo estudio modificados con Sr, se observa un incremento en la temperatura de subenfriamiento ( $\Delta\theta$ ) y del tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ), Figuras 41 y 42. Esto confirma que el Sr provoca un retardo de la velocidad de crecimiento de los cristales de silicio eutéctico; ya que, por una parte se incrementa la diferencia entre la temperatura mínima eutéctica y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), y además provoca un alargamiento de las curvas de enfriamiento en la región eutéctica de solidificación.

Para los tres materiales bajo estudio sin modificar. En la Figura 42, se aprecia que el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ), es mayor para la aleación matriz A356 y a medida que se agregan las partículas de refuerzo, dicho parámetro es disminuido. Este comportamiento, se debe a que por un lado, las partículas de SiC facilitan el crecimiento de la fase eutéctica (la energía liberada por el crecimiento acelerado de los cristales de silicio iguala de forma más rápida la energía liberada por el sistema, alcanzando de forma más rápida la meseta eutéctica). Por otra parte, también se atribuye a que cuando se agregan partículas de refuerzo a la matriz, la fracción de aluminio por unidad de volumen disminuye, y por lo tanto el calor latente de solidificación también disminuye [10].

Como un análisis general del comportamiento de la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ), temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), temperatura de subenfriamiento ( $\Delta\theta$ ) y del tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ) en función del contenido de Sr, se deduce que el uso de éstos parámetros para el control del proceso de modificación utilizando técnicas de análisis térmico, no es recomendable. Ya que, el comportamiento de los cuatro parámetros térmicos mencionados anteriormente, para la aleación A356 y los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>, Figuras 39-42, se vuelve casi constante (teniendo variaciones muy pequeñas) después de adicionar una cantidad de Sr aproximadamente de 0.02%. Esto indicaría que la aleación matriz y los compuestos podrían tener estructuras eutécticas similares, sin embargo se tienen diferencias, sobre todo cuando el nivel de Sr es superior al nivel necesario para obtener estructuras bien modificadas (grado 5), las cuales se discutirán posteriormente.

De manera que no es posible determinar el grado de modificación o la cantidad de Sr adicionada conociendo la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ), al menos en una aleación de aluminio A356, tal como era mencionado en la literatura.

Por lo tanto, el uso de los parámetros térmicos se limita a conocer únicamente la condición del material; es decir, si encuentra sin modificar o modificado. Sin embargo, no se podría determinar la cantidad de Sr presente en el baño líquido.

### 3.6.2 Microestructura

Las microestructuras obtenidas con microscopio óptico y microscopio electrónico (MEB), Figuras 43-45, revelan la evolución de la fase eutéctica en función del contenido de Sr para los tres materiales bajo estudio. Sin la presencia de estroncio se observa que el silicio se presenta en forma de placas aciculares y a medida que se adiciona el Sr (agente modificador) el silicio se presenta una forma fibrosa. Dichas microestructuras permitieron trazar una gráfica “Grado de modificación” vs. % Estroncio”, Figura 46, la cual muestra una zona de estructuras bien modificadas (la zona del grado 5 se considera en el rango de 4.5 a 5.5) delimitada por líneas paralelas al eje del % Estroncio y al eje del grado de modificación. Cabe destacar que las estructuras eutécticas bien modificadas en los compuestos son más gruesas y no tienen la forma fibrosa-globular clásica obtenida en la aleación A356 sin reforzar, Figuras 43-45. Así mismo, es posible observar que para los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>, es necesario un contenido de estroncio mayor en comparación con la aleación matriz A356, para obtener una estructura eutéctica bien modificada. Dicho comportamiento se explica como un resultado de la absorción de Sr en la superficie de las partículas de SiC y a la formación del intermetálico  $Al_2Si_2Sr$ , lo cual conduce a un consumo de Sr en el baño líquido. Esto es corroborado por barridos lineales y mapeos elementales sobre las partículas de SiC para las probetas de los materiales compuestos con alto contenido de Sr, Figuras 47-49. La formación del intermetálico es explicada a continuación en la discusión sobre sobremodificación.

### **Sobremodificación**

Para los tres materiales bajo estudio, cuando la concentración de Sr incrementa más allá de la cantidad requerida para obtener una estructura bien modificada, el silicio eutéctico sufre un engrosamiento gradual o una reversión de silicio fibroso fino a silicio grueso, Figuras 43-45. Este comportamiento ya había sido reportado por algunos autores en la aleación de aluminio A356 [2, 3], pero no identificado para el caso de los compuestos.

Los niveles de Sr para los cuales se presenta el fenómeno de sobremodificación se pueden citar de acuerdo a las muestras obtenidas en el presente trabajo, sin embargo, no fue uno de los objetivos planteados y por ello no se profundizó en el tema. Aunque, como una tendencia general el fenómeno de sobremodificación se presentó en los tres materiales con un contenido aproximadamente mayor a 0.060% Sr. Subsecuentemente, cuando la concentración de Sr es incrementada, partículas de fase intermetálica fueron encontradas, en los tres materiales, aunque para los compuestos éstas fueron encontradas en menor cantidad. De acuerdo al análisis puntual por microanálisis de “rayos X” y a la relación estiquiometrica, se determinó que el tipo de intermetálico observado en todas las muestras con alto contenido de Sr fue  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ , Figura 50.

Con el objetivo de verificar el tipo de fase intermetálica presente en las muestras bajo estudio, se utilizó un software llamado Thermo-Calc® para calcular los diagramas quasibinarios y diagramas ternarios a diferentes temperaturas para una aleación ternaria pura Al-7.41Si-Sr y una aleación de aluminio A356 de igual composición química que para el presente trabajo. Así mismo, se utilizó el modelo de Scheil-Gulliver para la predicción de la cantidad de fase intermetálica formada (Anexos 2 y 3). De acuerdo a la Tabla 16 mostrada en el Anexo 3, a medida que incrementa la cantidad de Sr, el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  precipita en mayor cantidad hasta un máximo de  $26.19 \times 10^{-2} \%$  para un contenido de Sr de 0.115% en la aleación ternaria pura y de  $26.21 \times 10^{-2} \%$  en la aleación de composición química real. Aunque es posible conocer teóricamente la cantidad del intermetálico precipitado  $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$  desde bajos niveles de Sr, su observación por microscopio óptico o microscopio electrónico (MEB) en las muestras experimentales sólo fue con altos contenidos de Sr, es decir más allá de 0.060-0.070% Sr.

# Capítulo 4. Conclusiones

## 4.1 Conclusiones

Las conclusiones obtenidas del presente trabajo se presentan a continuación:

- 1) El proceso de modificación con estroncio deprime la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) y la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ) para los tres materiales bajo estudio (aleación de aluminio A356 y los materiales compuestos A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>). Sin embargo, dicha depresión es menor para los compuestos debido a la presencia del refuerzo. Por otra parte, el proceso de modificación provoca un incremento de la temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y el tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ), lo cual confirma que el modificador produce un cambio en la cinética de crecimiento del silicio eutéctico y con ello un cambio en la morfología de la fase eutéctica.
- 2) La presencia de partículas de SiC en la aleación de aluminio sin Sr A356 incrementa la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) y la temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nucl}$ ); así mismo produce una disminución de la temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ ) y tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ ), lo cual demuestra que las partículas de SiC en la matriz de aluminio, permite condiciones favorables para la nucleación y crecimiento del silicio eutéctico.
- 3) El uso de los cuatro parámetros térmicos estudiados en el presente trabajo, se limita a conocer únicamente la condición del material; es decir, si encuentra sin modificar o modificado. Sin embargo, no se puede determinar la cantidad de Sr presente en el baño líquido.

- 4) Bajo las condiciones experimentales del presente trabajo, el nivel óptimo de estroncio para alcanzar estructuras eutécticas bien modificadas en los materiales bajo estudio es:

Grado 5: 0.015 – 0.028% Sr (aleación matriz A356)

Grado 5: 0.028 – 0.040% Sr (compuesto con 10%vol.SiC<sub>P</sub>)

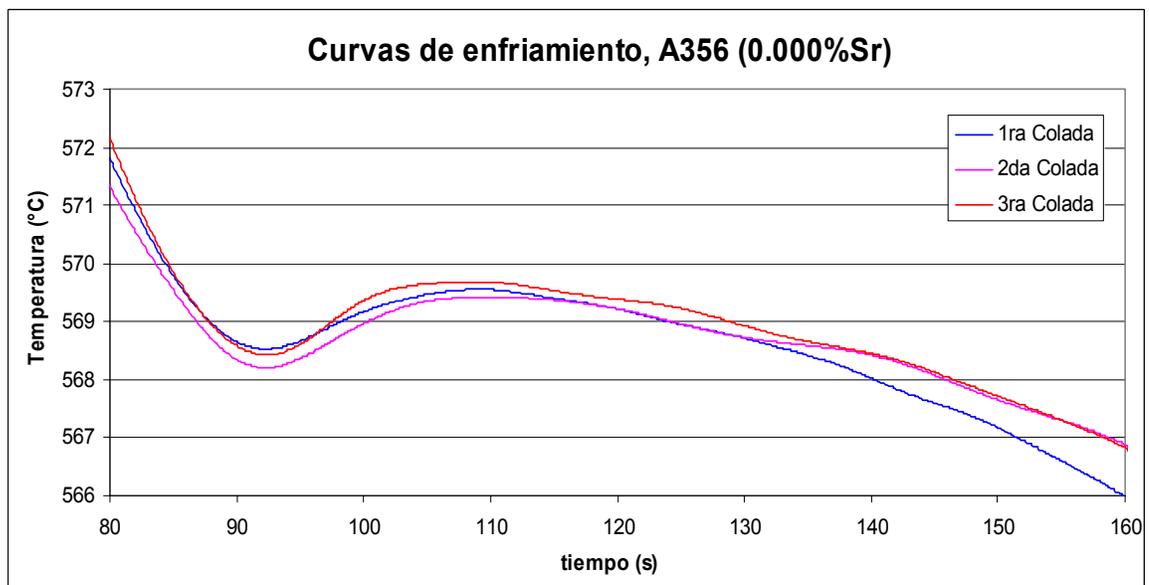
Grado 5: 0.032 – 0.045% Sr (compuesto con 15%vol.SiC<sub>P</sub>)

- 5) Para los materiales bajo estudio, cuando el contenido de estroncio incrementa mas allá de la cantidad requerida para obtener estructuras bien modificadas, la estructura eutéctica sufre un engrosamiento gradual o una reversión de silicio fibroso fino a silicio grueso. Subsecuentemente, cuando la concentración de Sr es incrementada, partículas de fase intermetálica Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr fueron encontradas en los tres materiales, aunque para los compuestos fueron encontradas en menor cantidad.
- 6) Los parámetros de solidificación de la región eutéctica y la microestructura, muestran claras tendencias como una función del contenido de SiC<sub>P</sub>, indicando que la solidificación eutéctica es considerablemente afectada por las partículas de refuerzo.

## Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

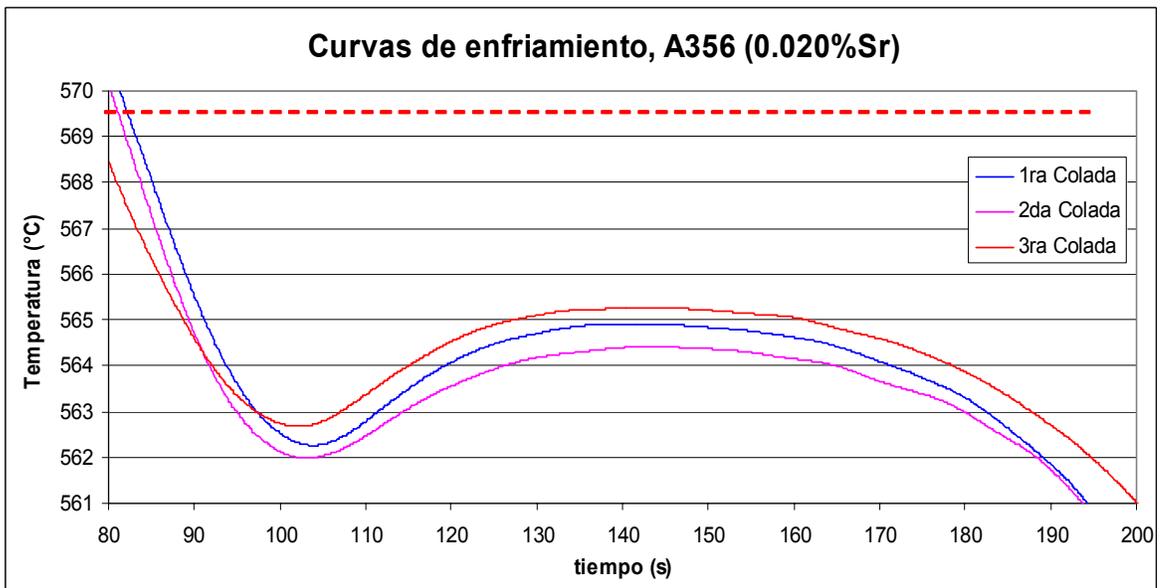
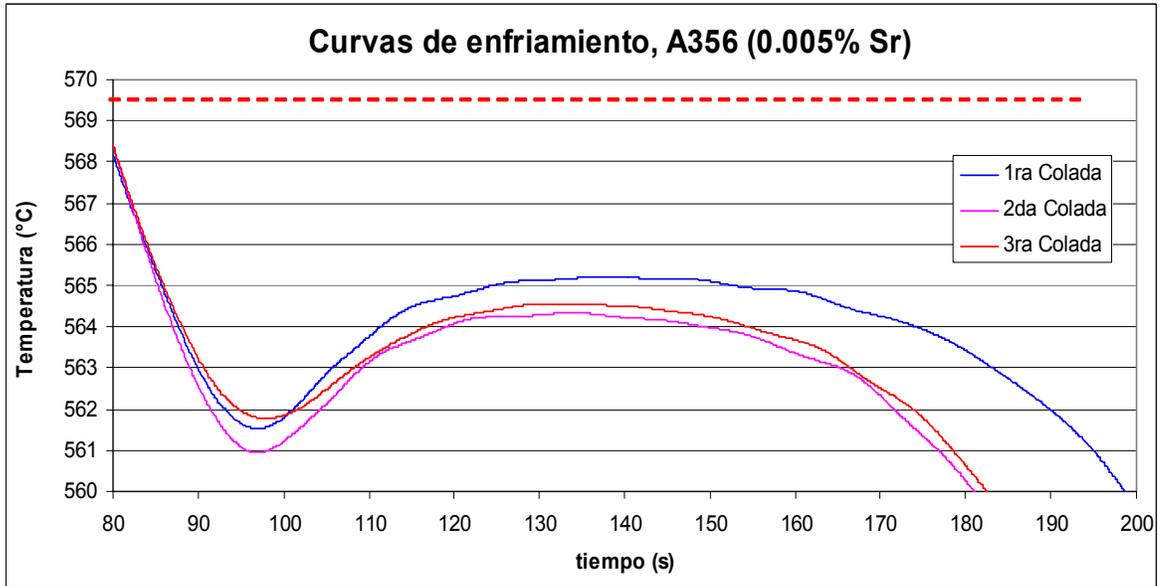
Por cada nivel de Sr y para cada material se obtuvieron tres curvas de enfriamiento. Las curvas que se presentan a continuación son las más representativas del comportamiento de los parámetros de solidificación en la región eutéctica. Los datos obtenidos de las curvas de enfriamiento fueron corregidos con un factor de 1.745 °C, el cual se obtuvo del procedimiento de calibración del equipo de adquisición de datos (sección 2.5). Por lo tanto, los datos reportados en el capítulo 3, son los resultados corregidos finales.

### a) Aleación matriz A356



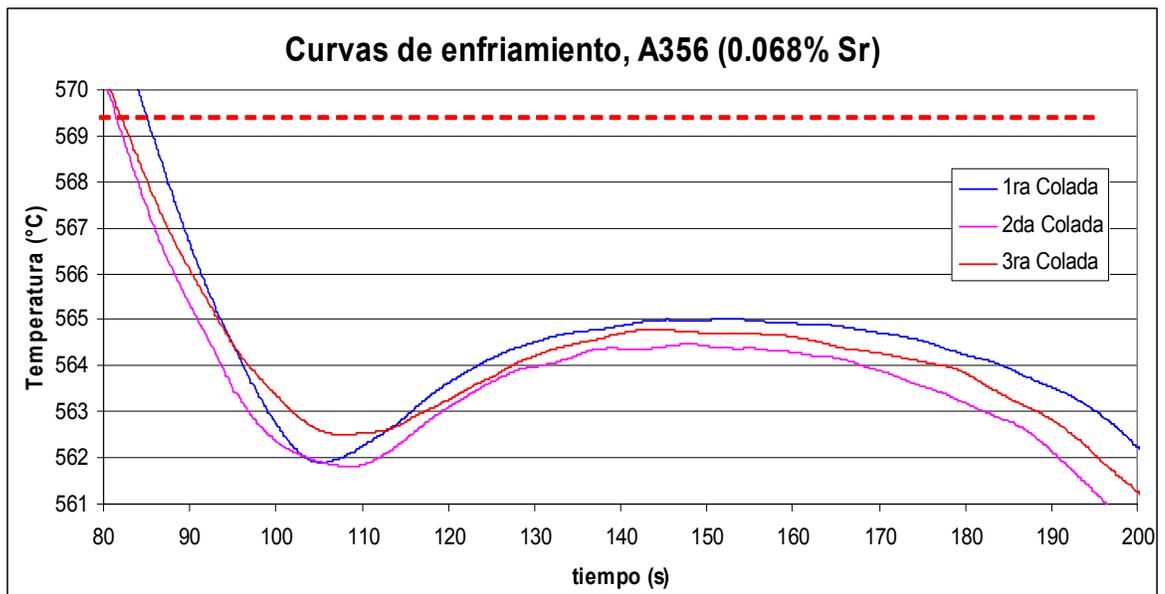
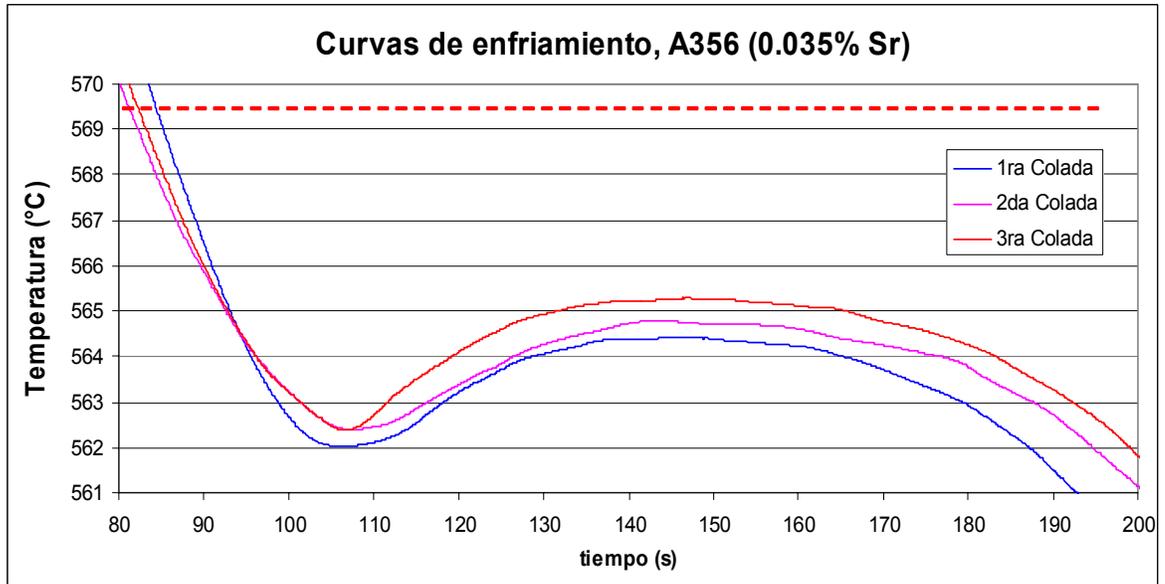
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

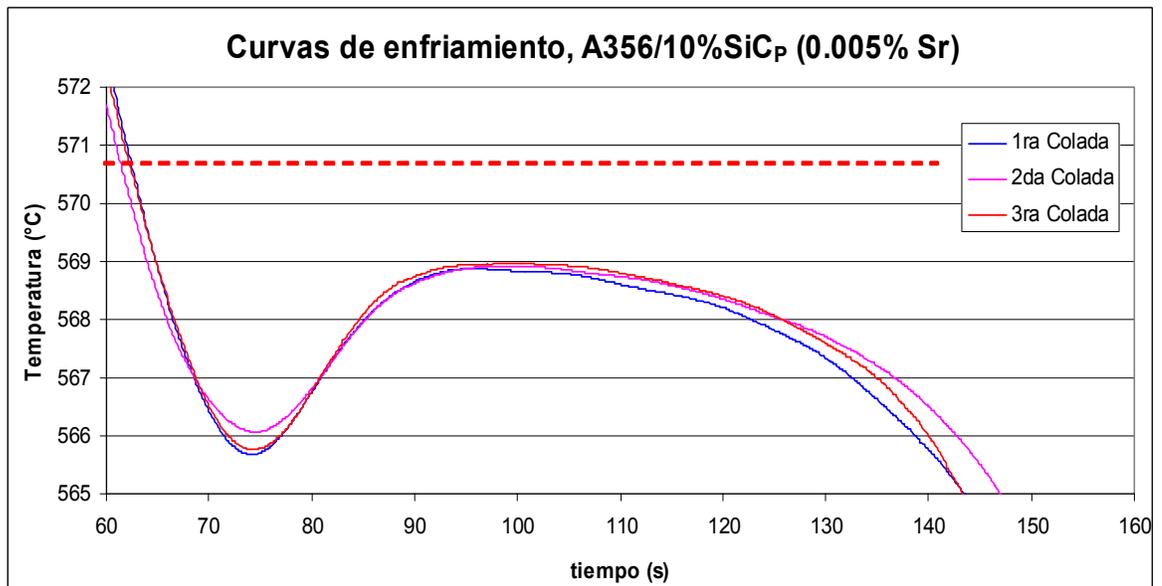
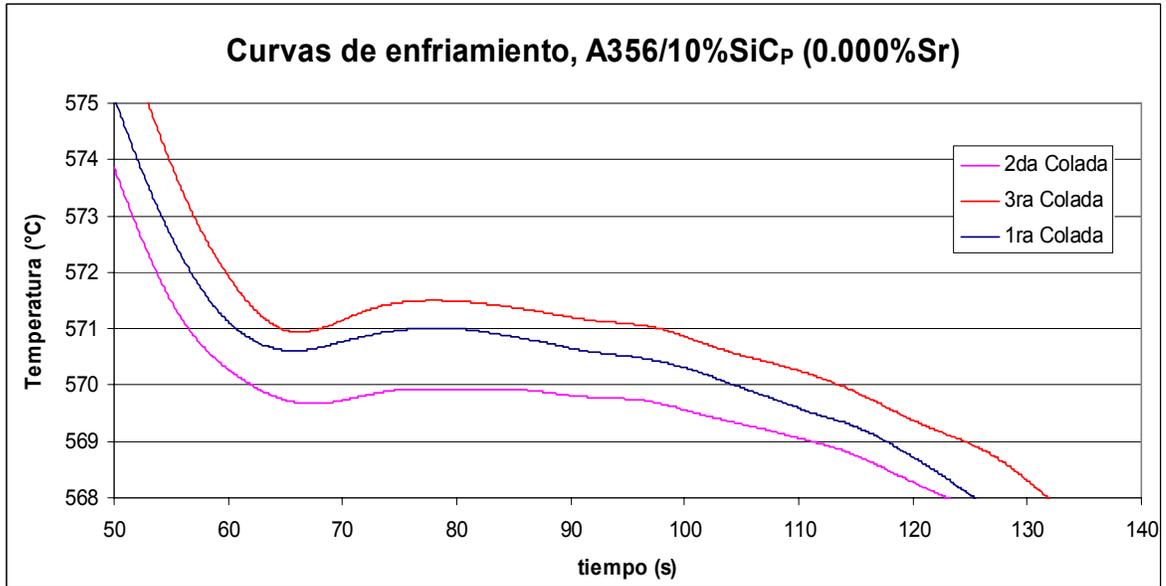


Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

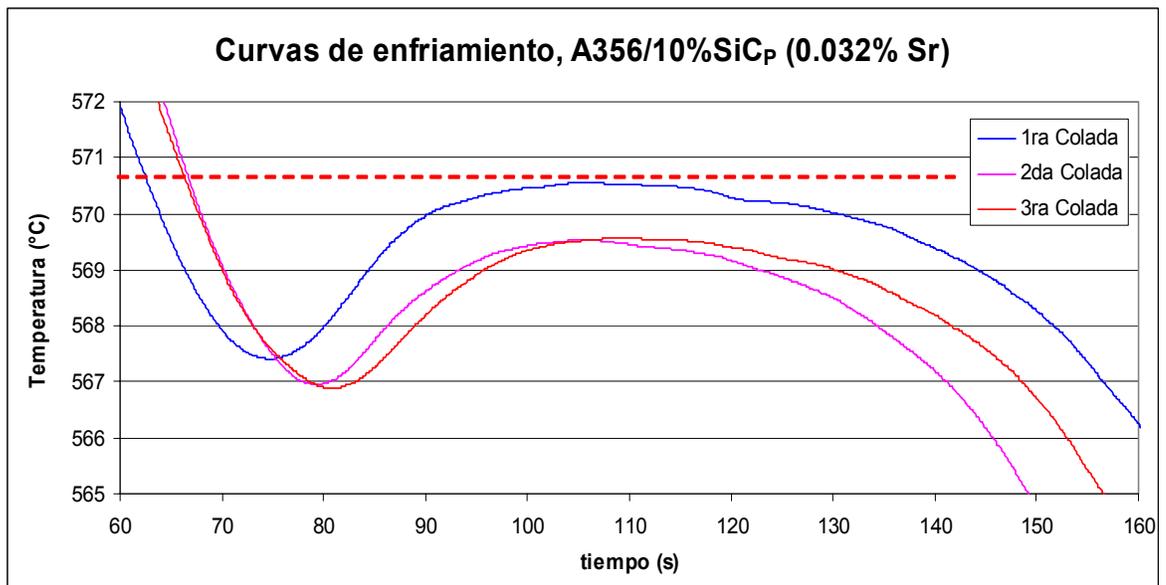
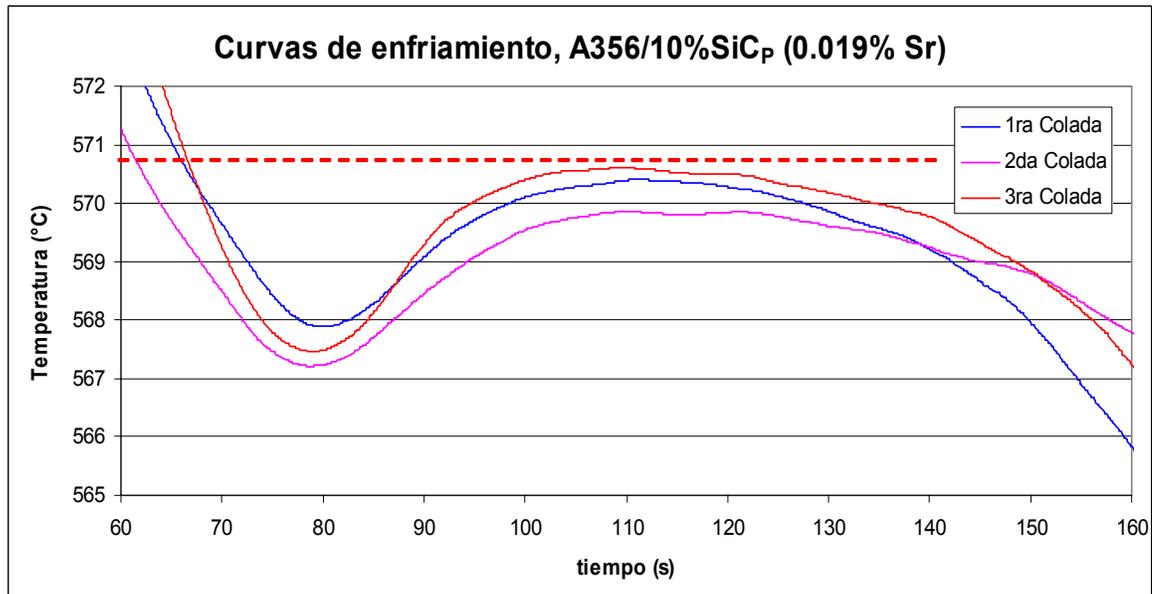


**b) Compuesto A356/10%vol.SiC<sub>P</sub>**



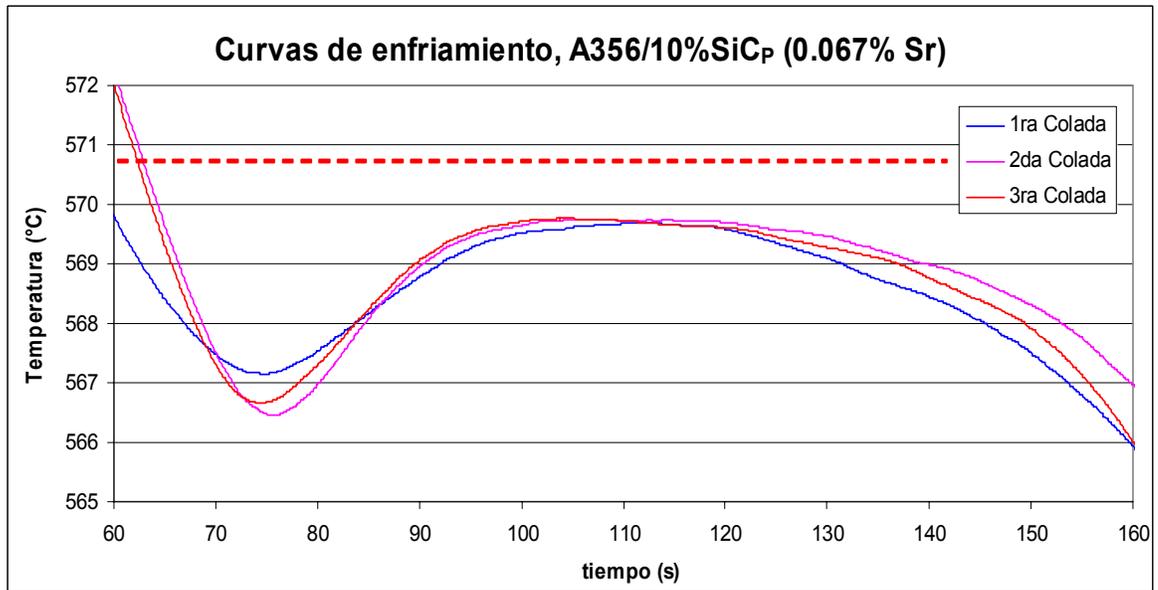
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

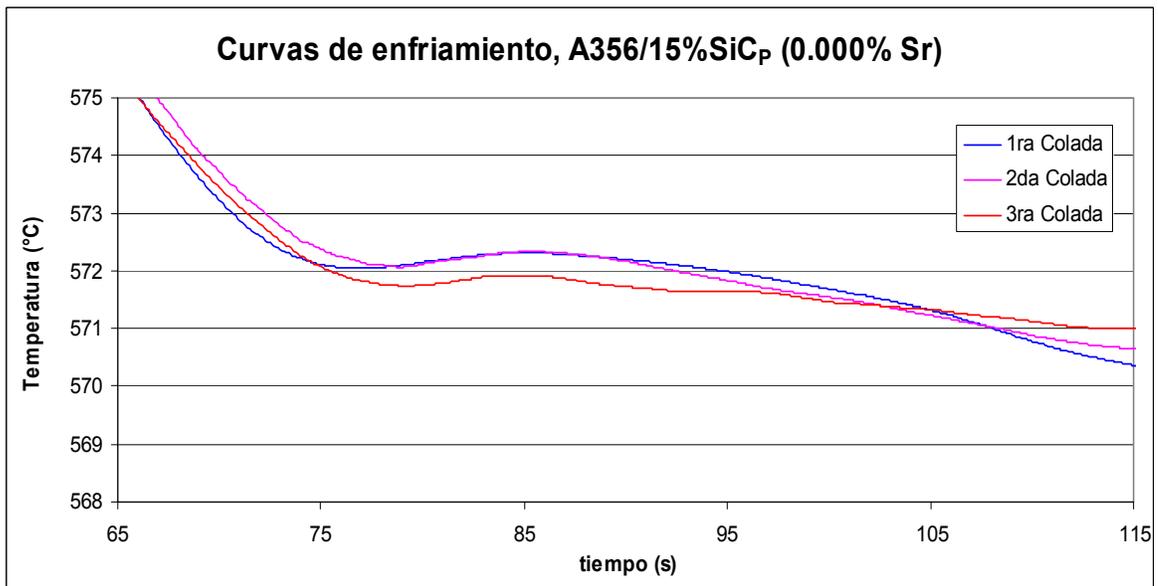


Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

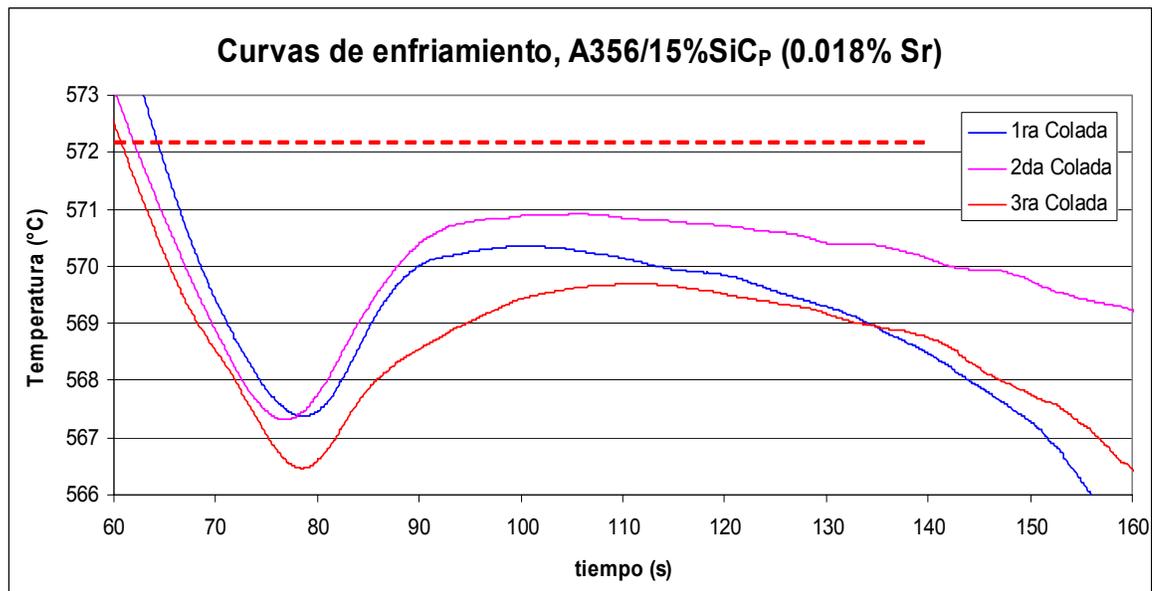
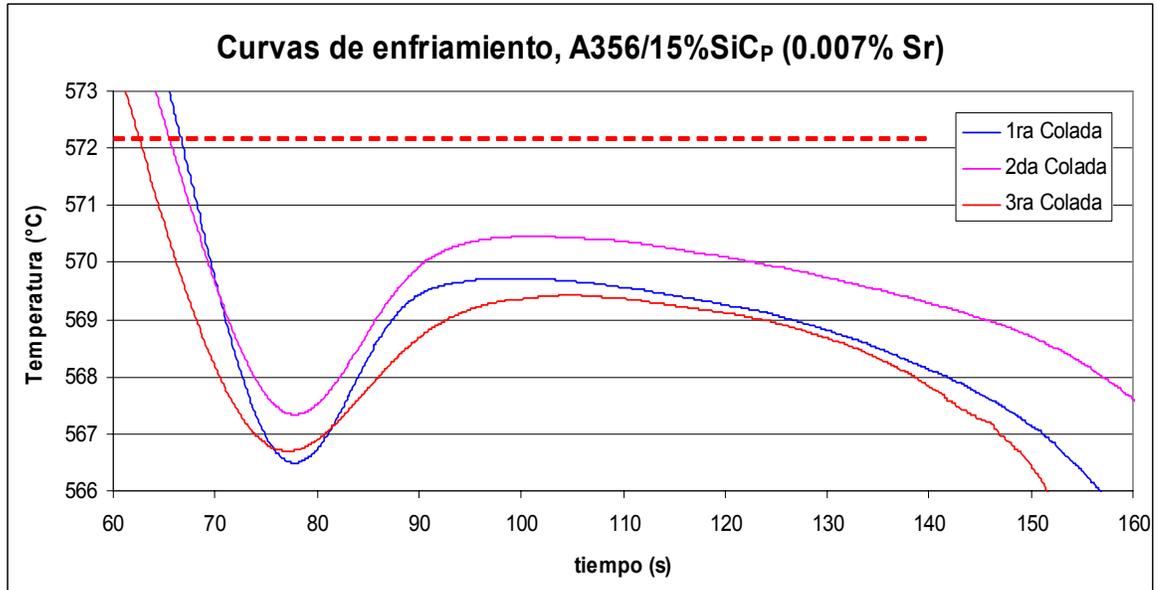


**c) Compuesto A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>**



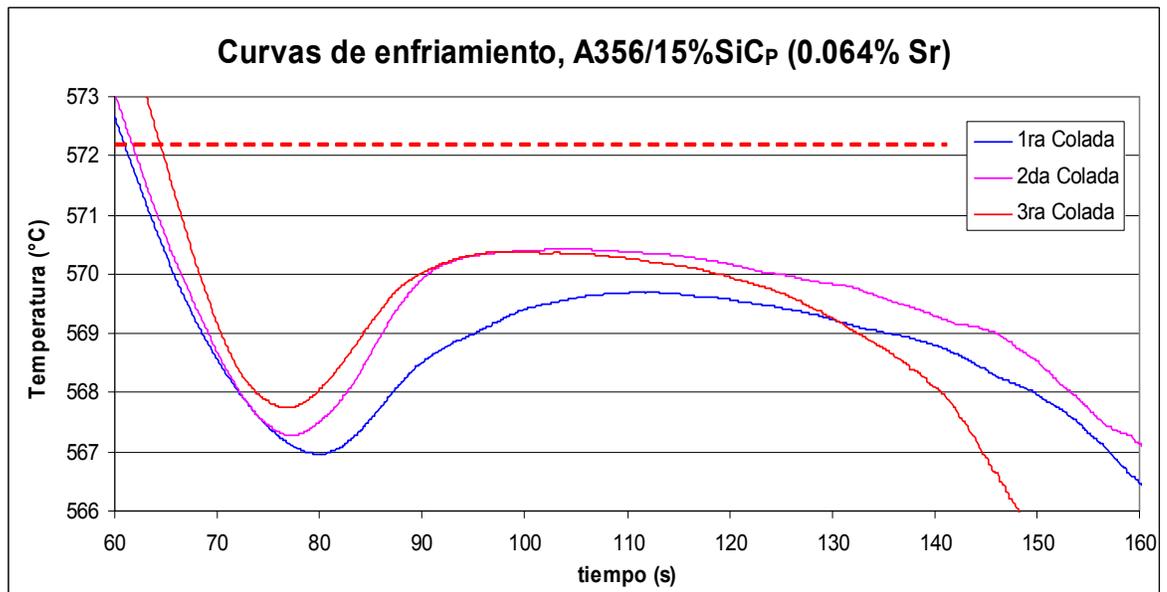
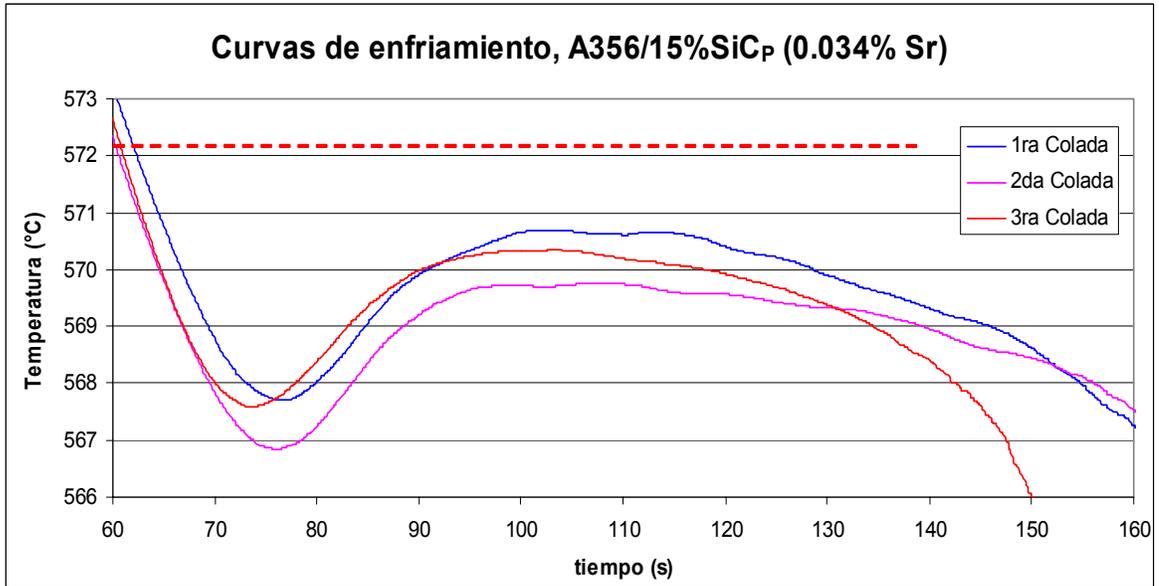
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---



Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

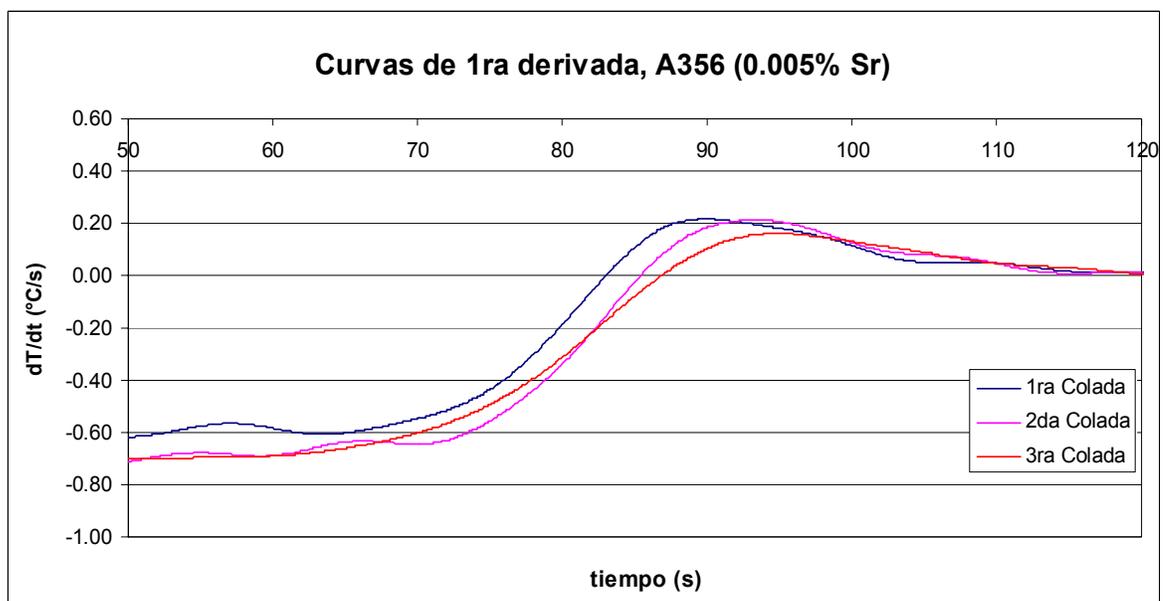
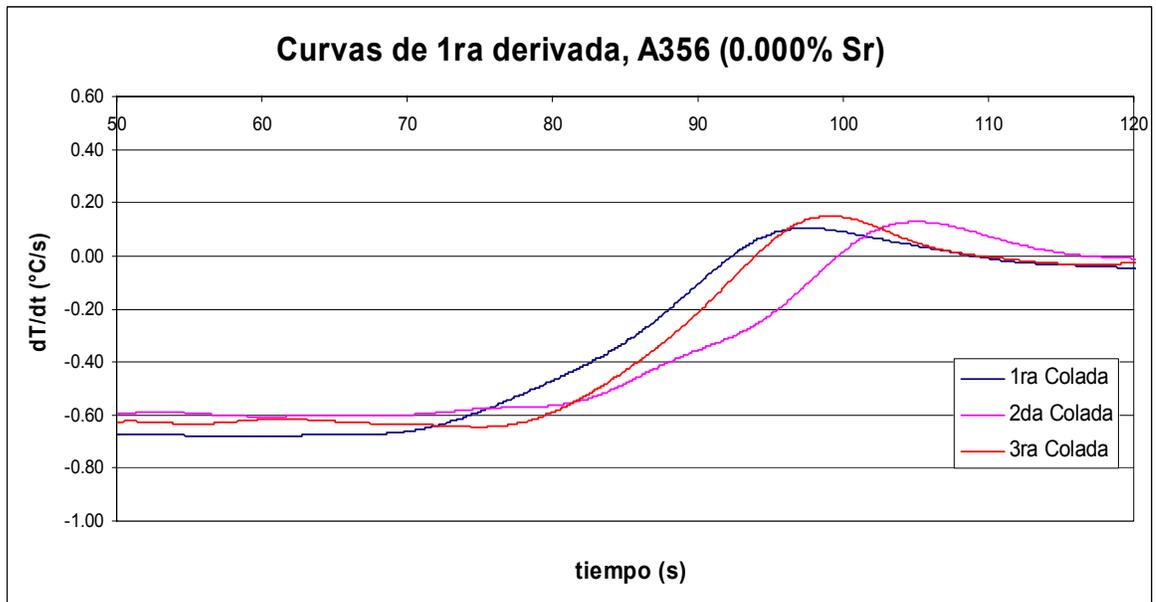


## Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

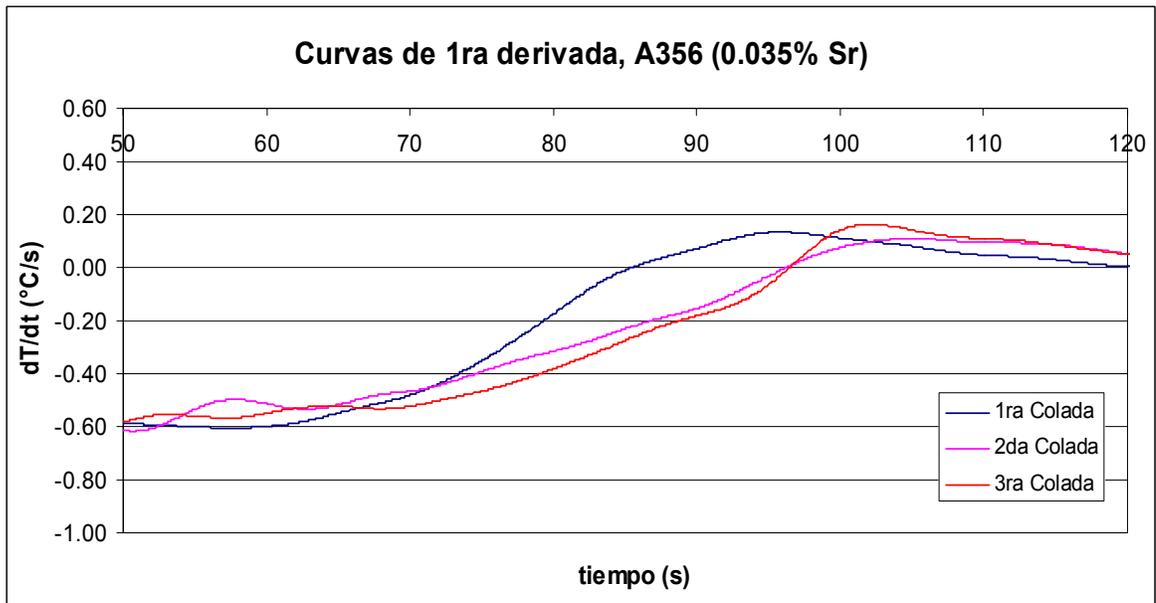
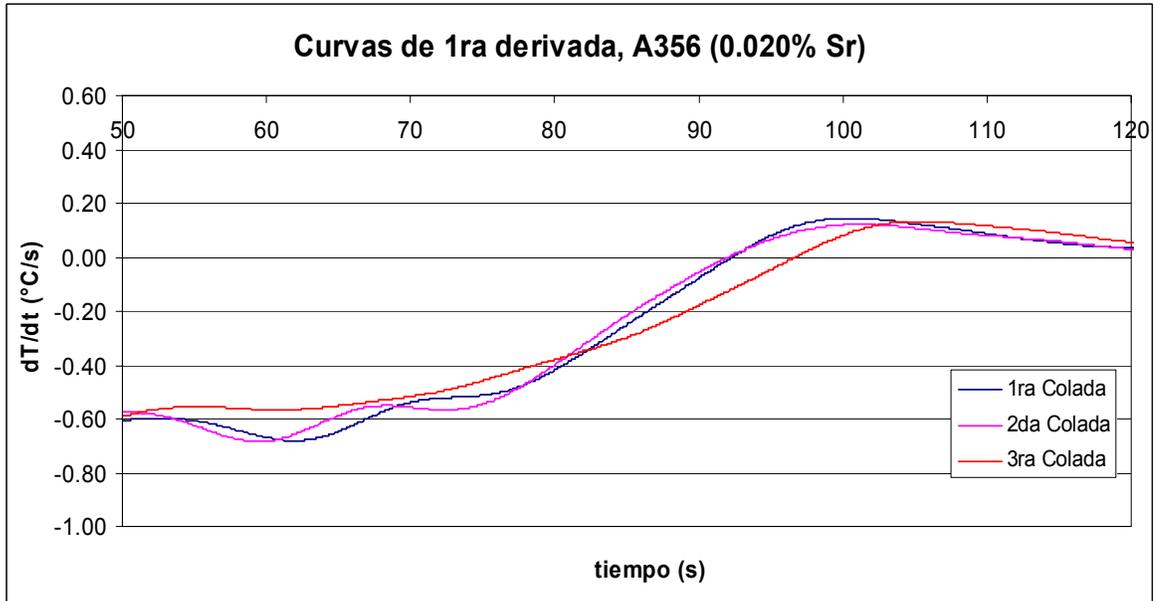
A continuación se presentan las curvas de primera derivada más representativas del comportamiento de los parámetros de solidificación en la región eutéctica

### a) Aleación matriz A356



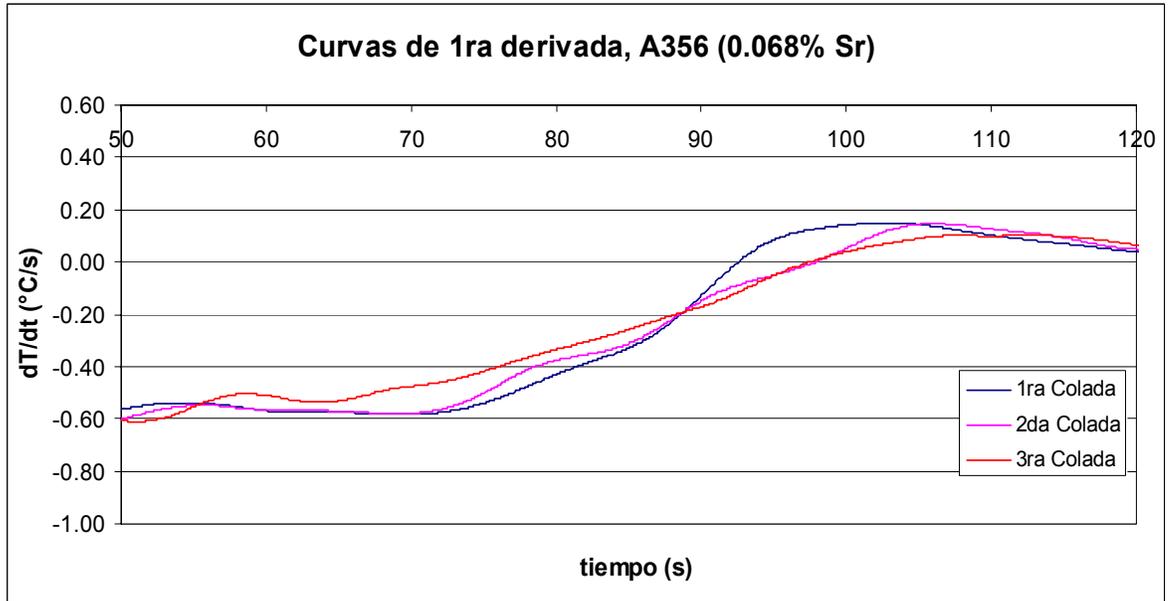
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

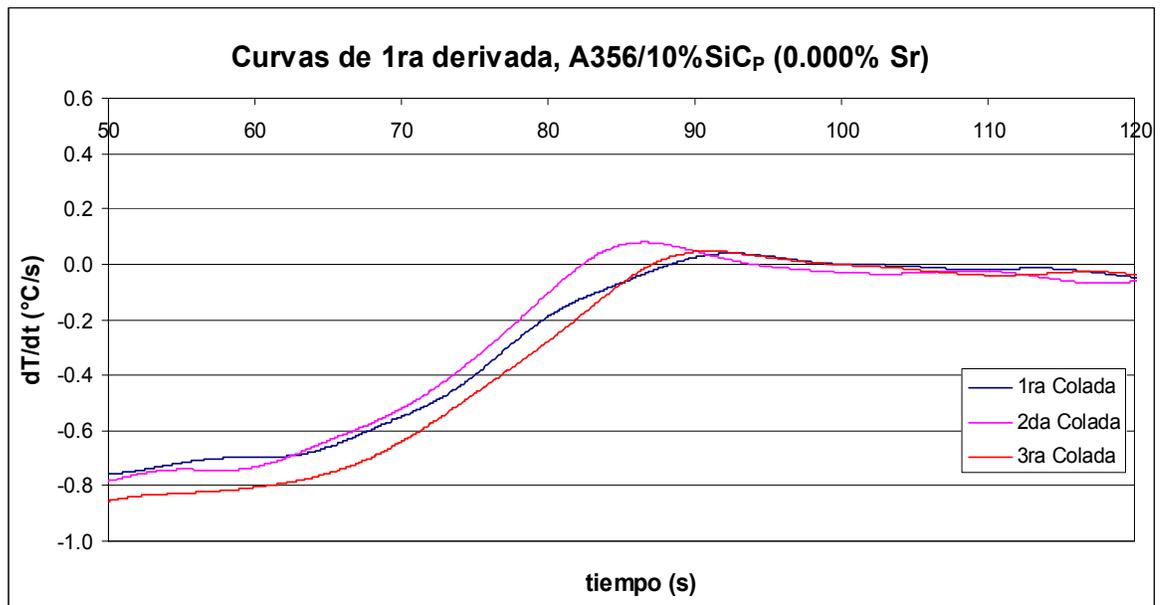


Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

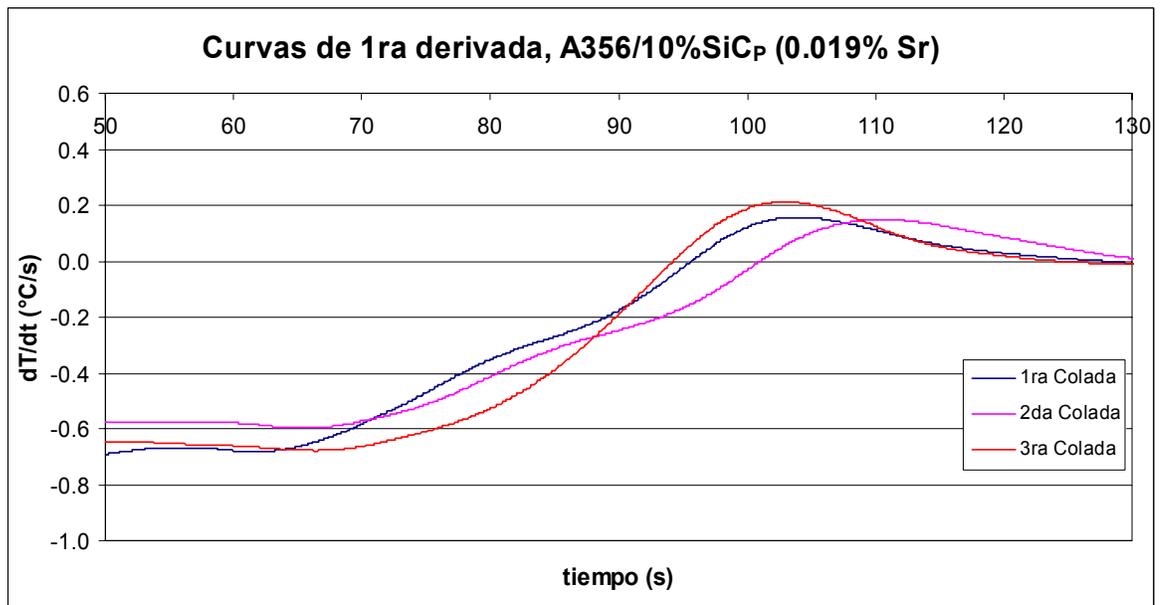
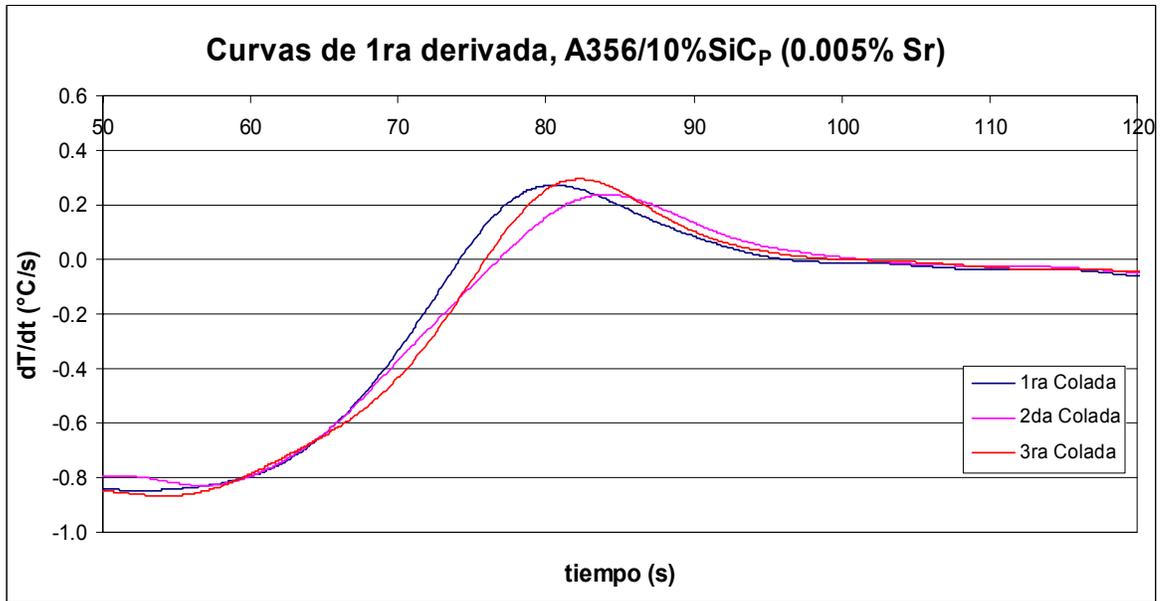


**b) Compuesto A356/10%vol.SiC<sub>P</sub>**



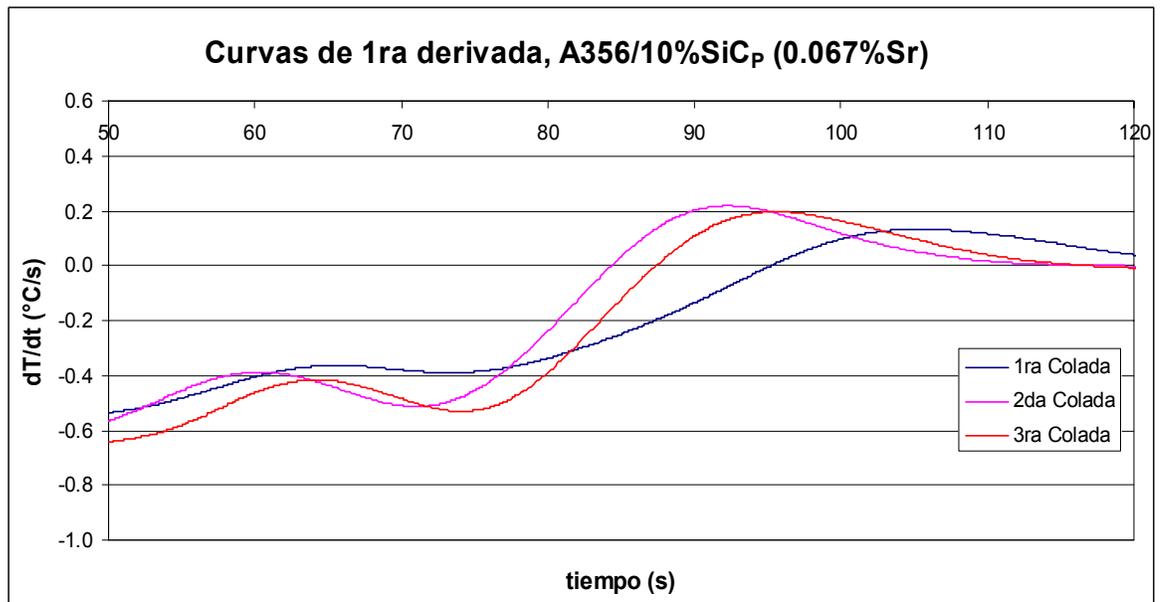
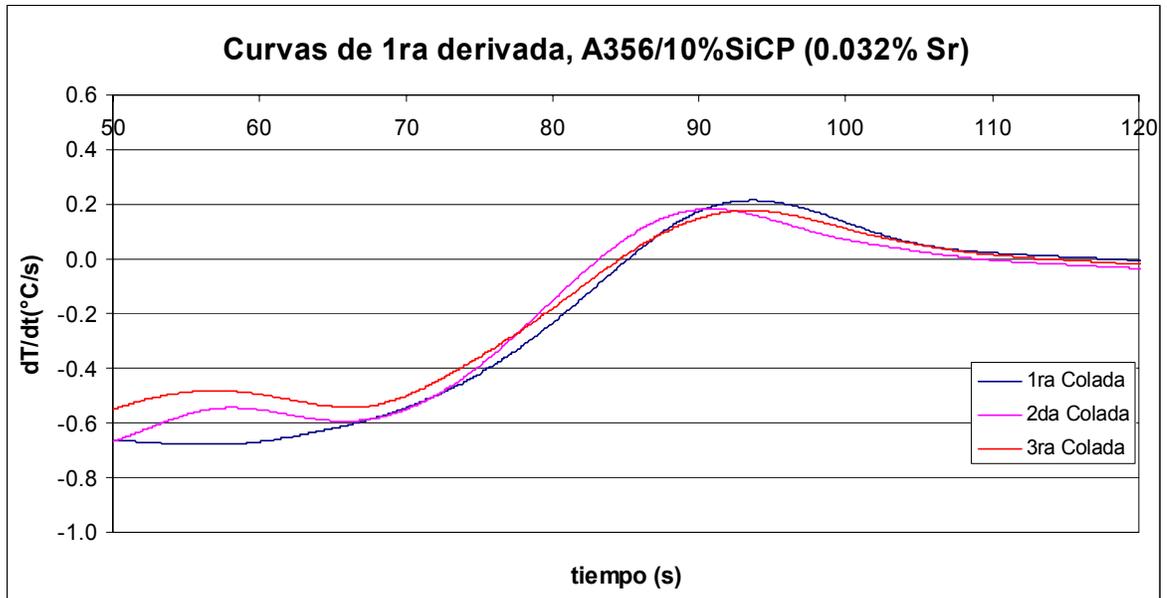
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

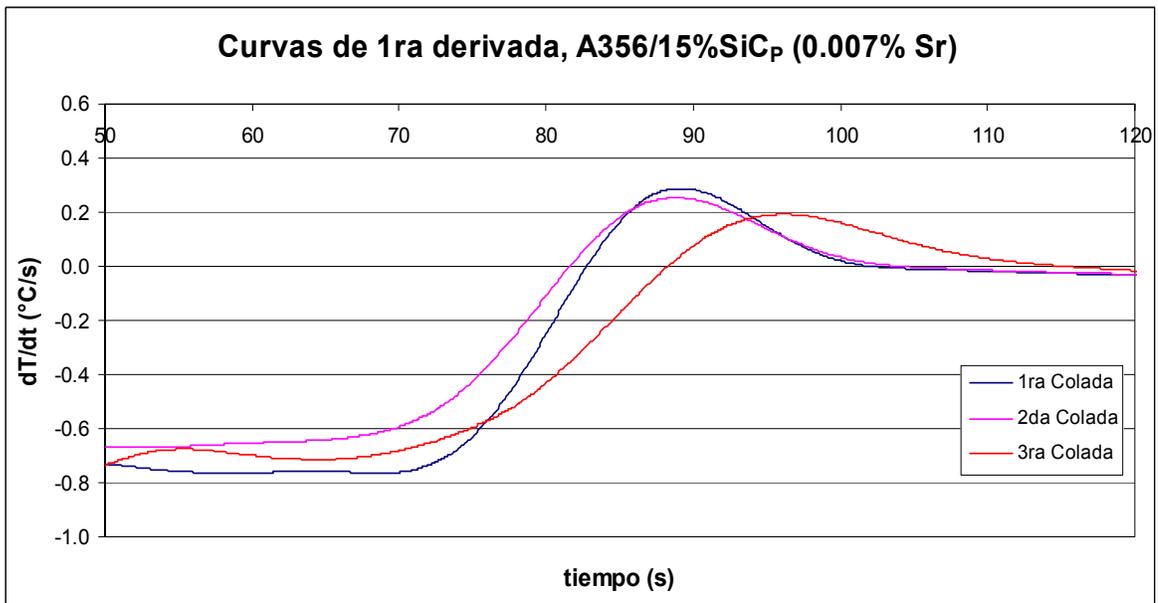
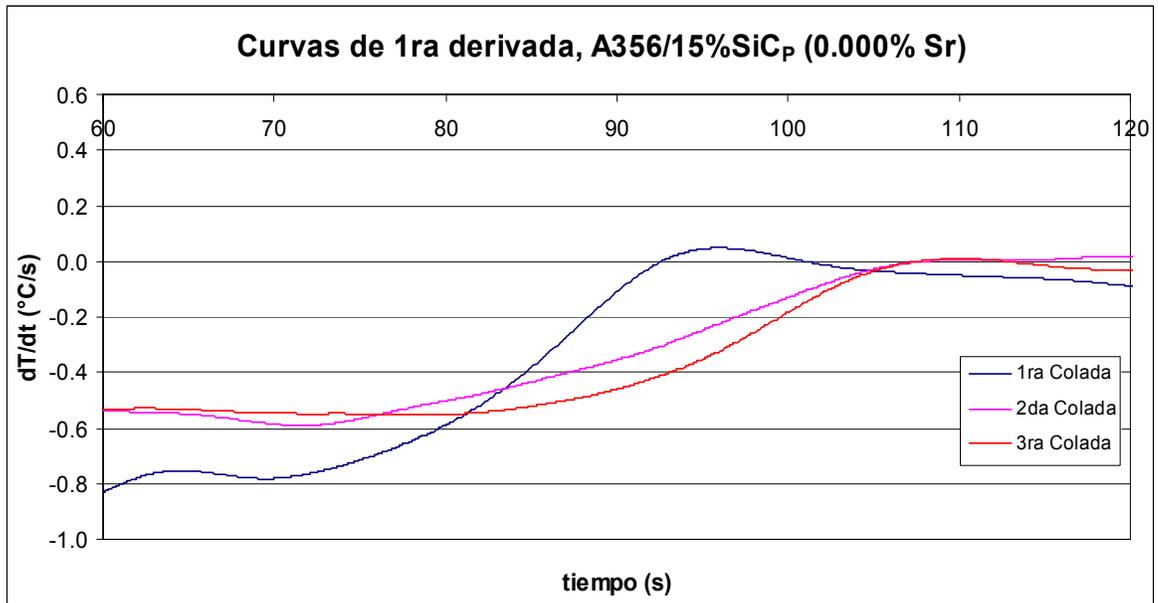


Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---

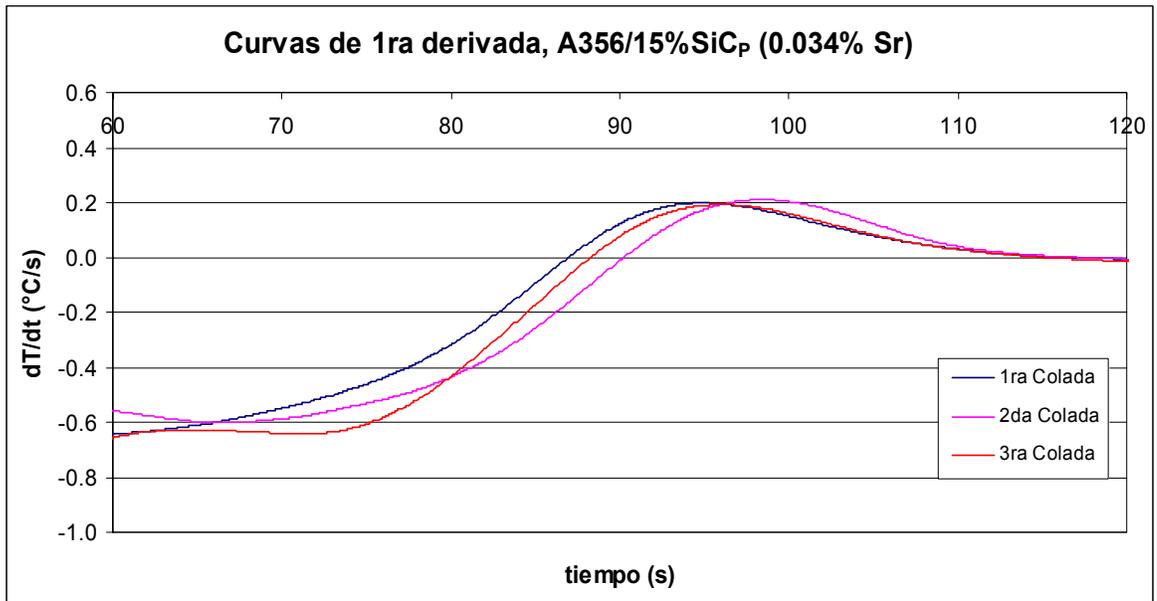
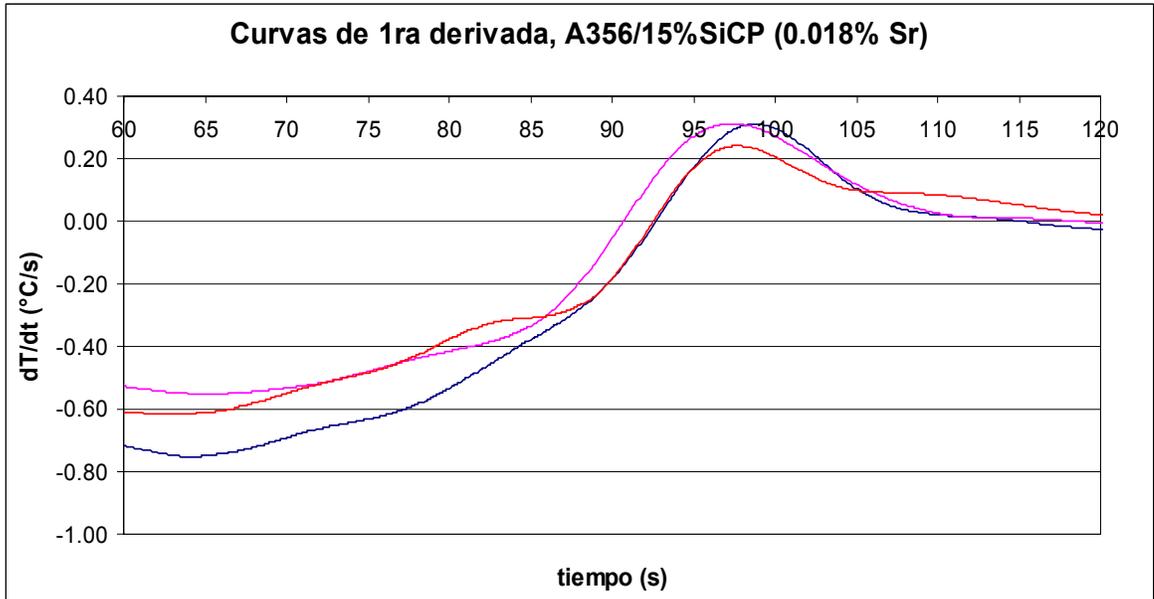


c) Compuesto A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>



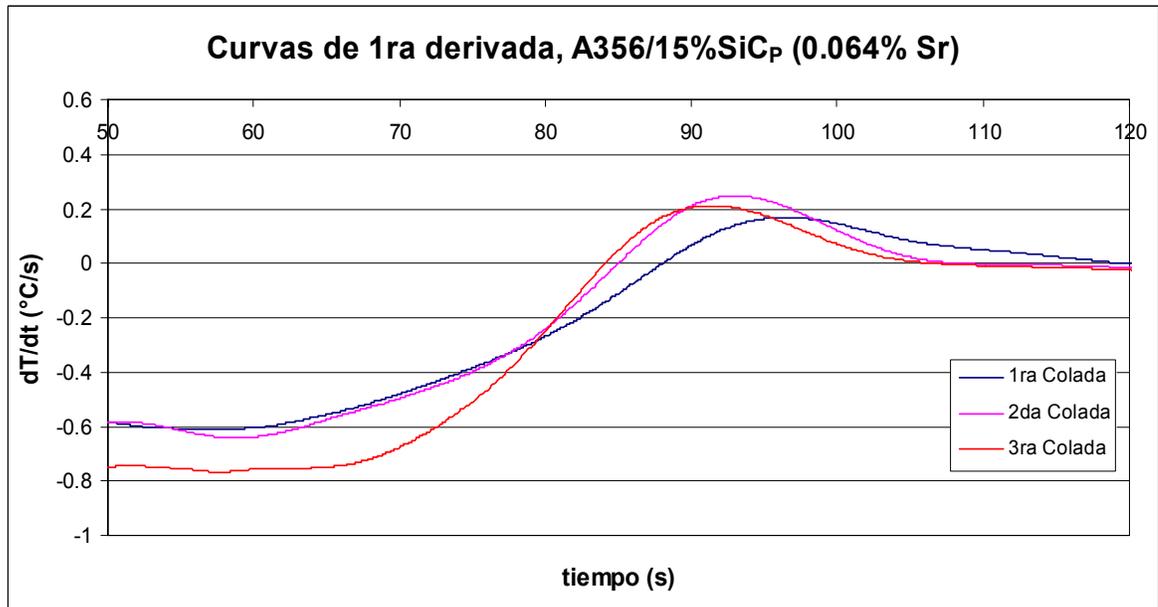
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

---



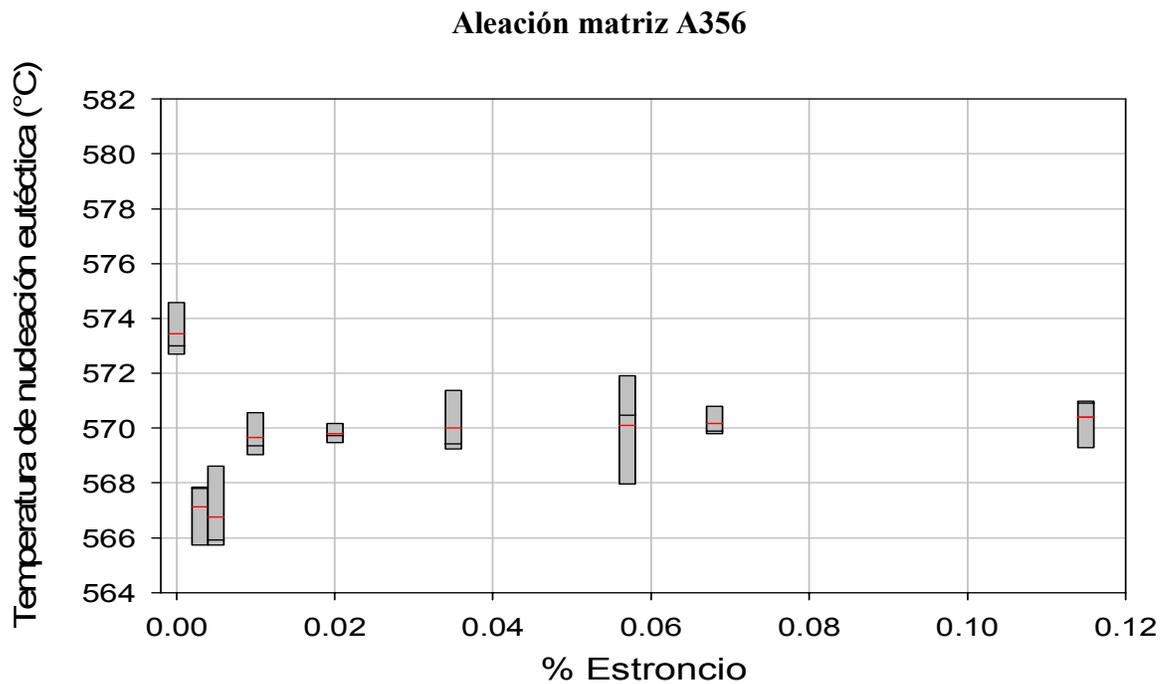
Anexo 1. Curvas de enfriamiento, curvas de primera derivada y resultados de los parámetros térmicos

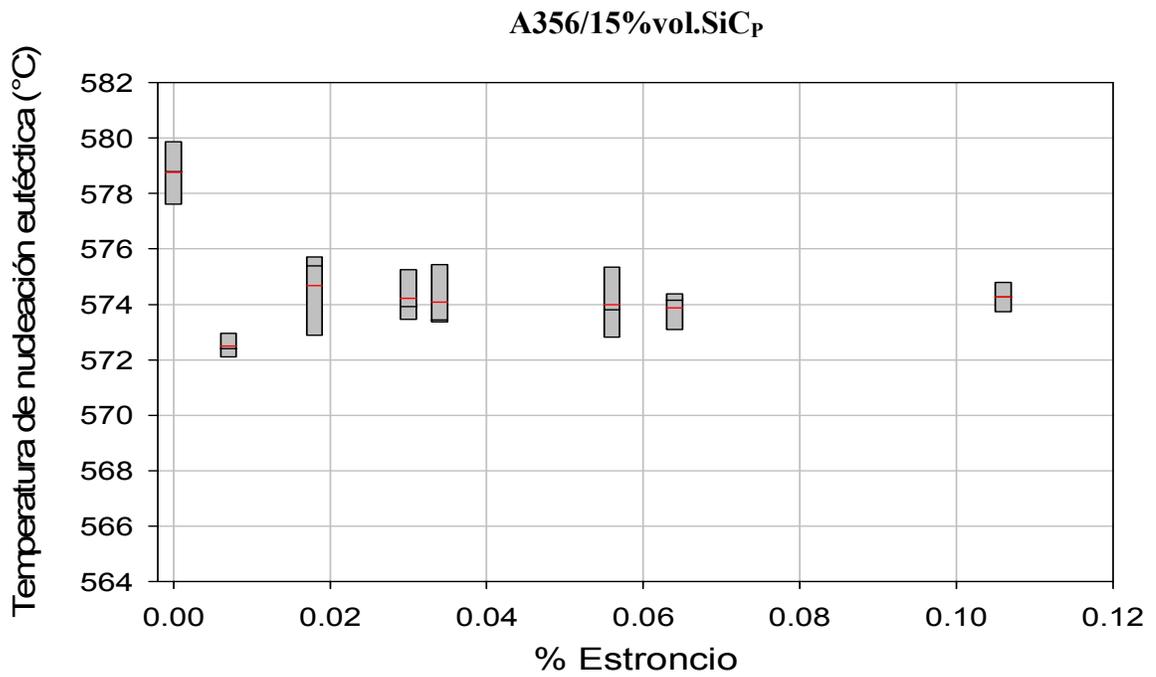
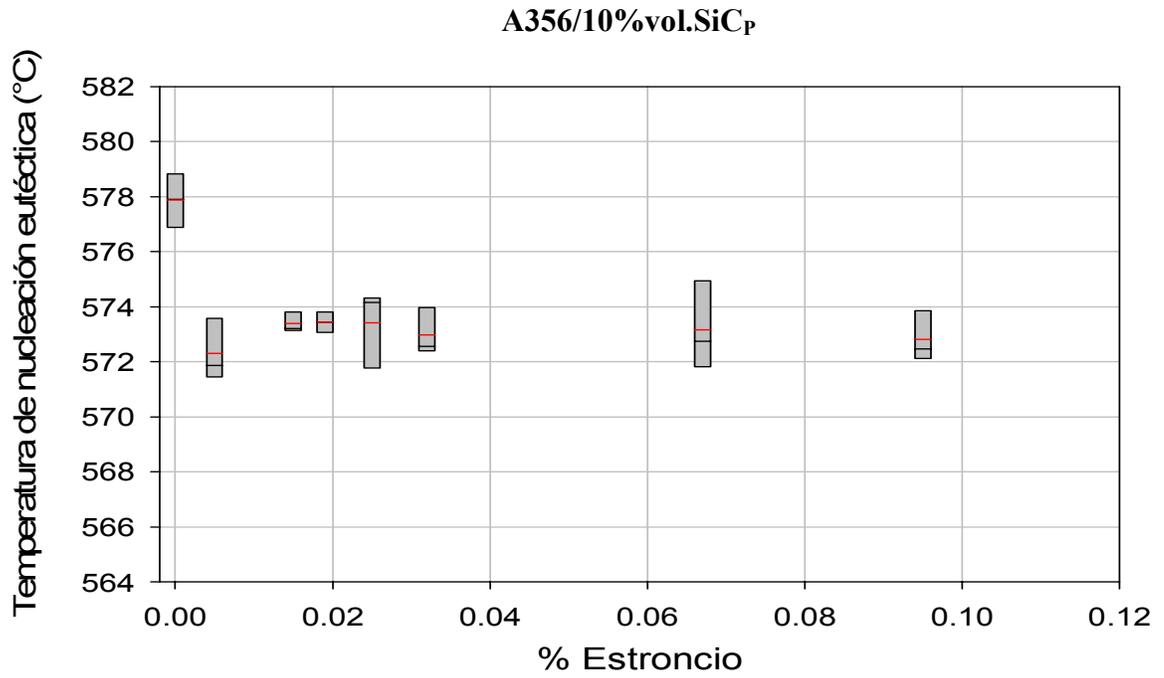
---



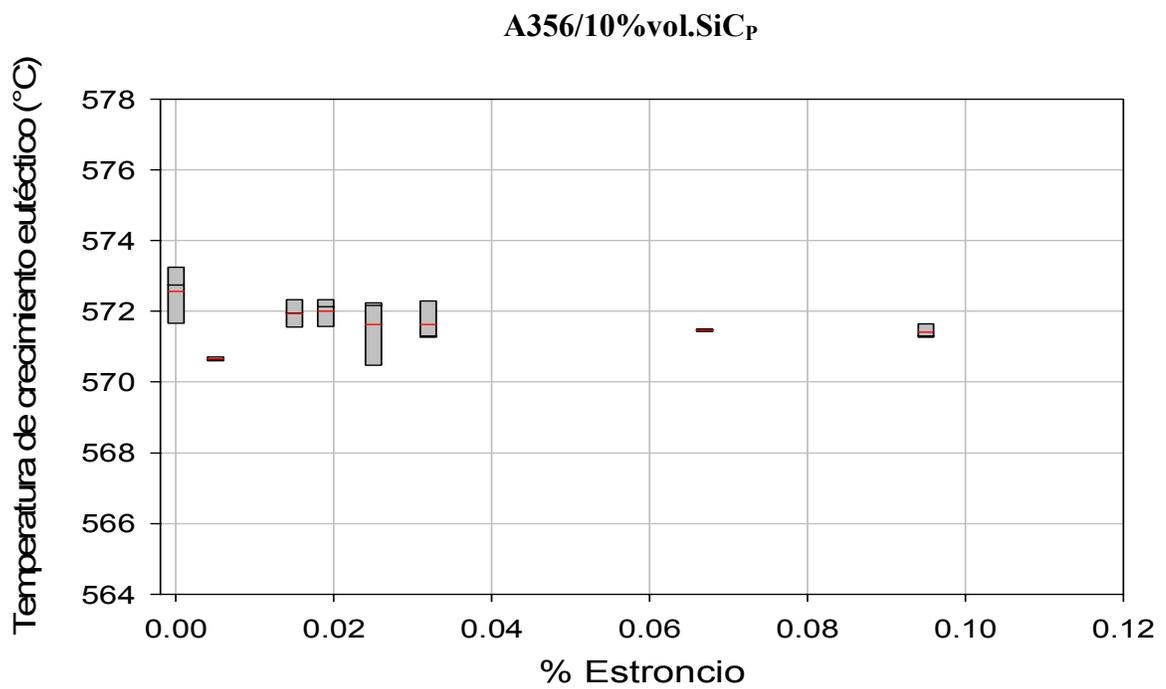
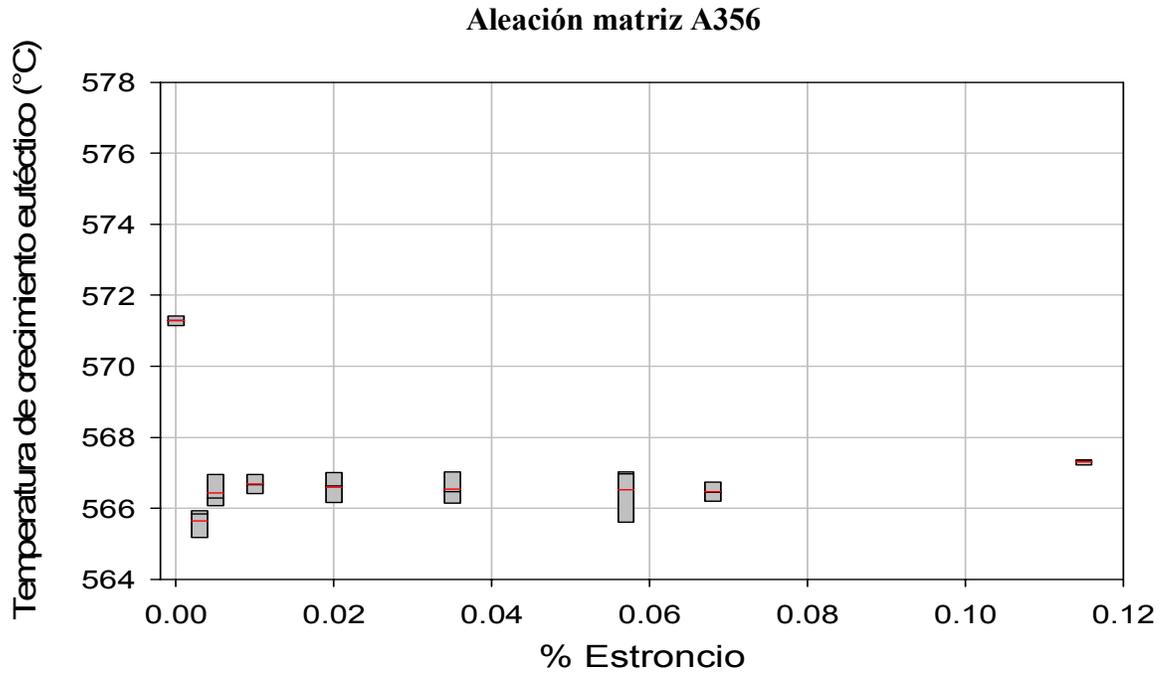
Los resultados reportados en el Capítulo 3 (Figuras 39-42) son el promedio de tres coladas para un nivel de Sr. A continuación se presentan las curvas de los parámetros térmicos en función del contenido de Sr, mostrando la dispersión de los resultados obtenidos de las tres coladas. Así mismo, se muestra el promedio con una línea de color rojo para cada caso de estudio.

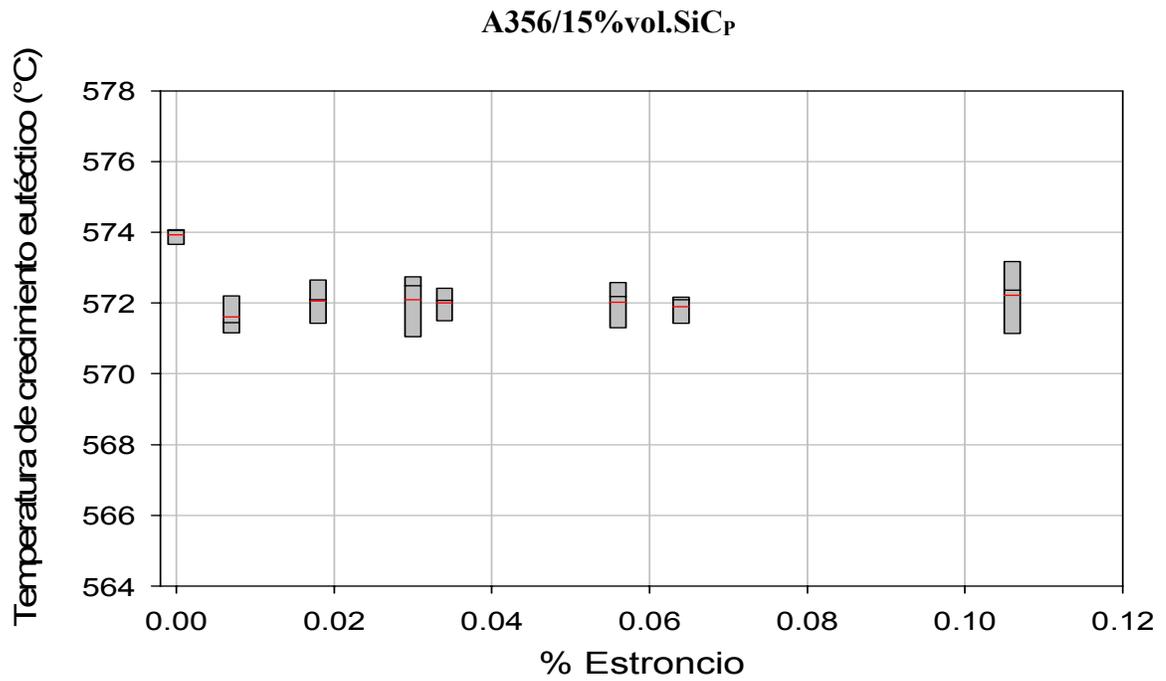
**a) Temperatura de nucleación eutéctica ( $T_{Nuc}$ )**



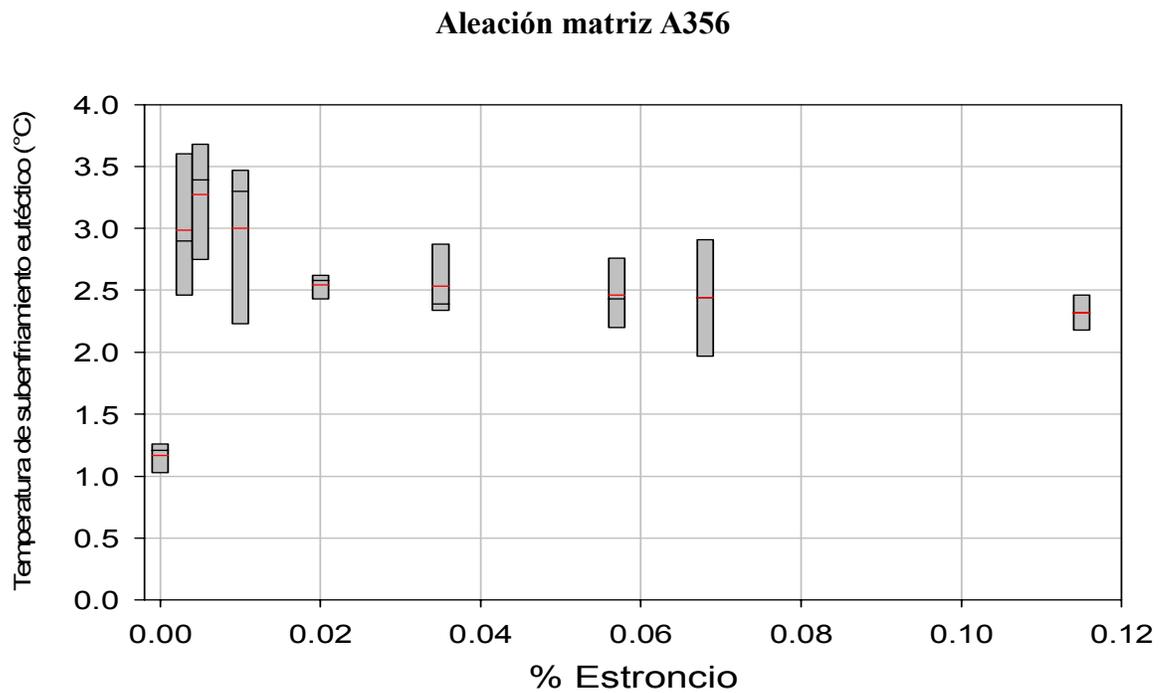


**b) Temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ )**

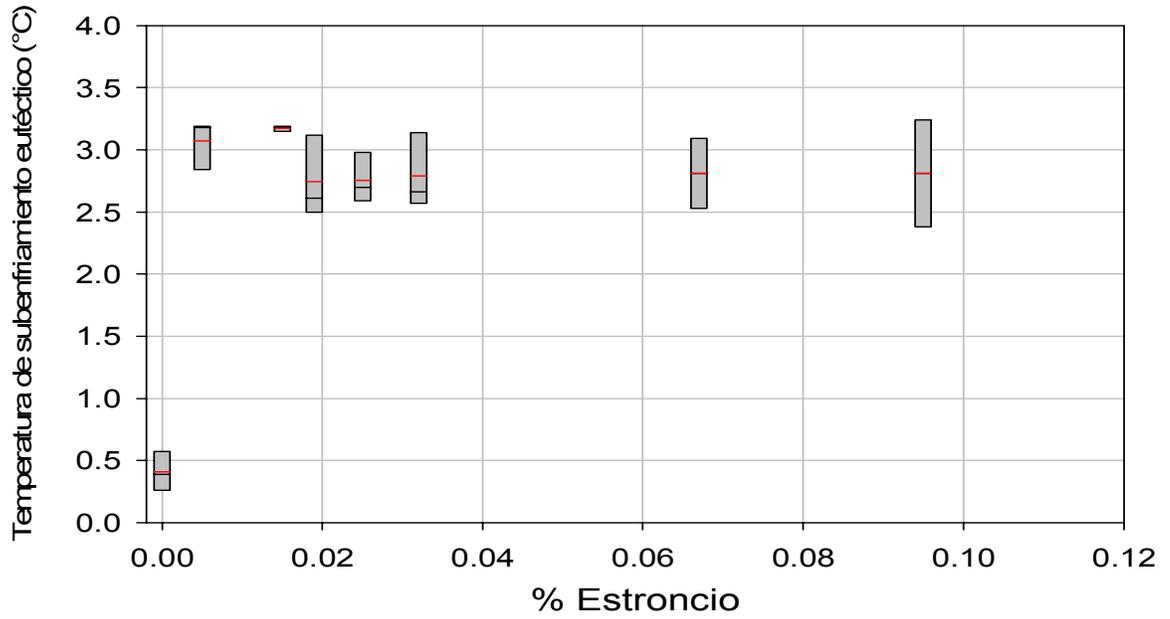




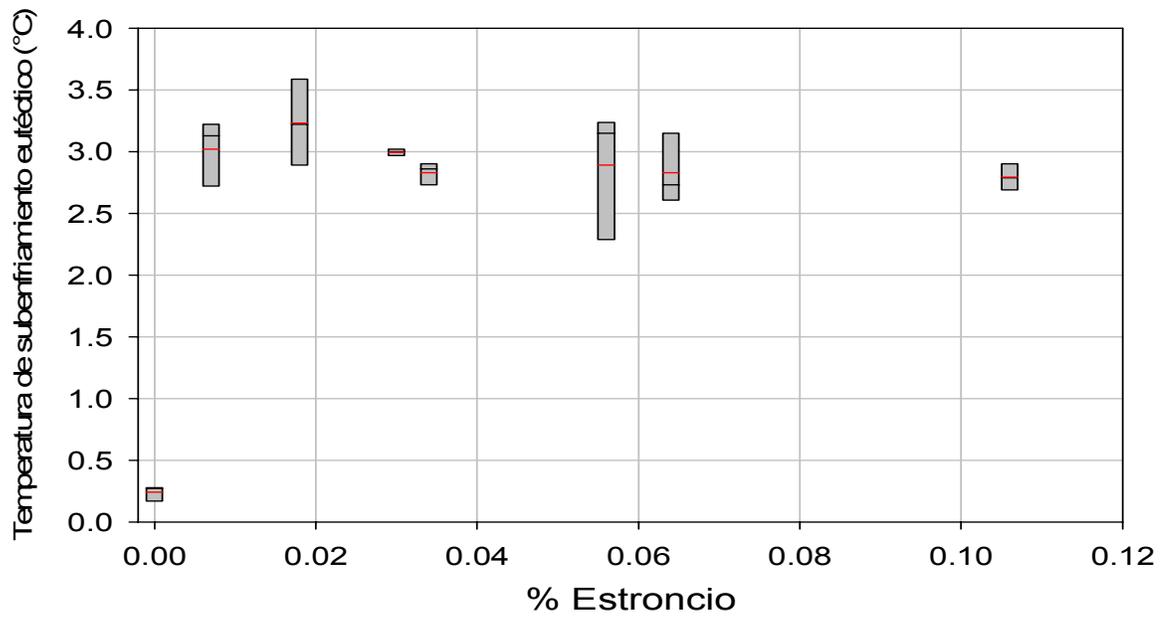
**c) Temperatura de subenfriamiento eutéctico ( $\Delta\theta$ )**



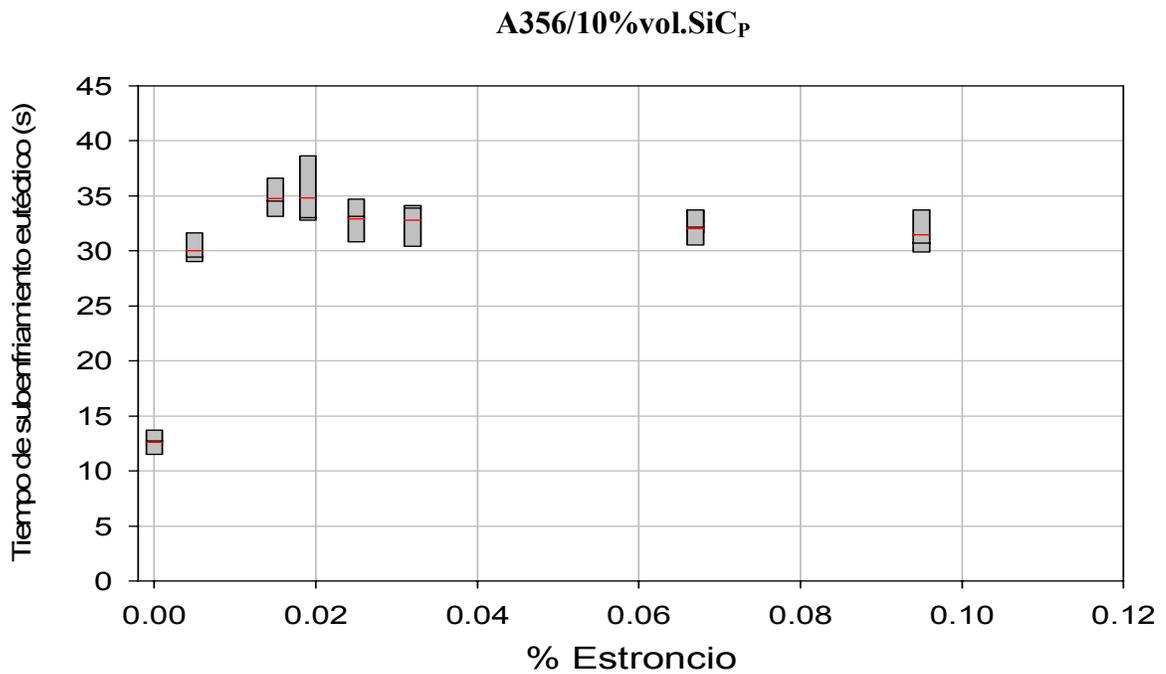
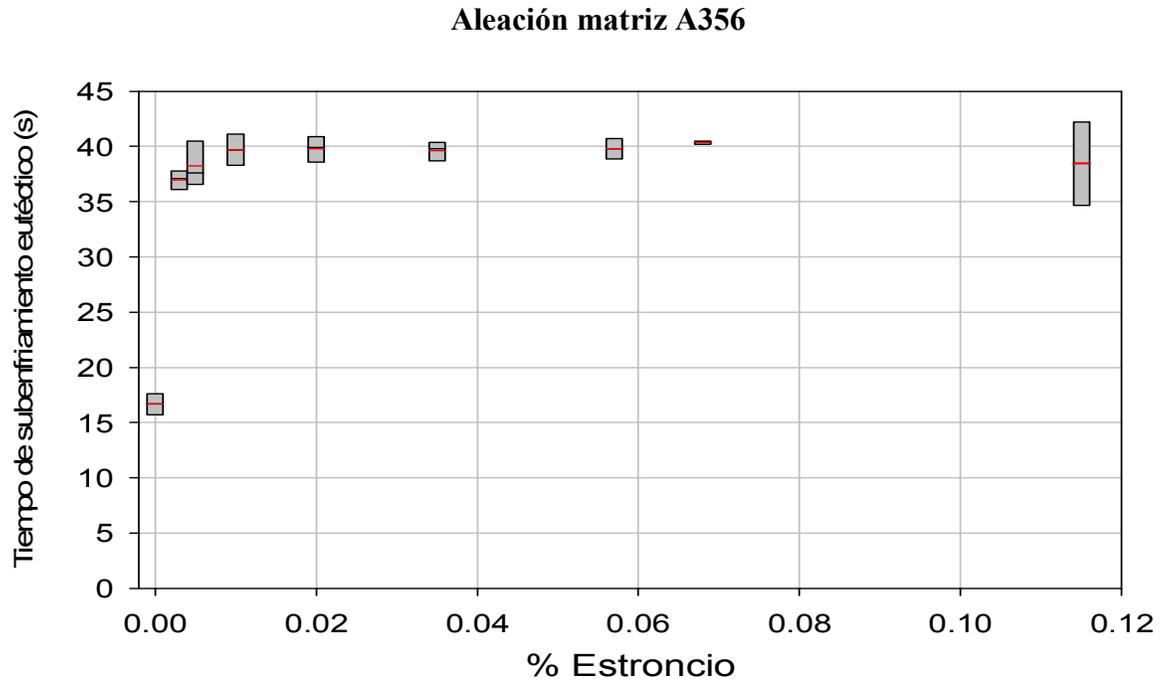
**A356/10%vol.SiC<sub>p</sub>**

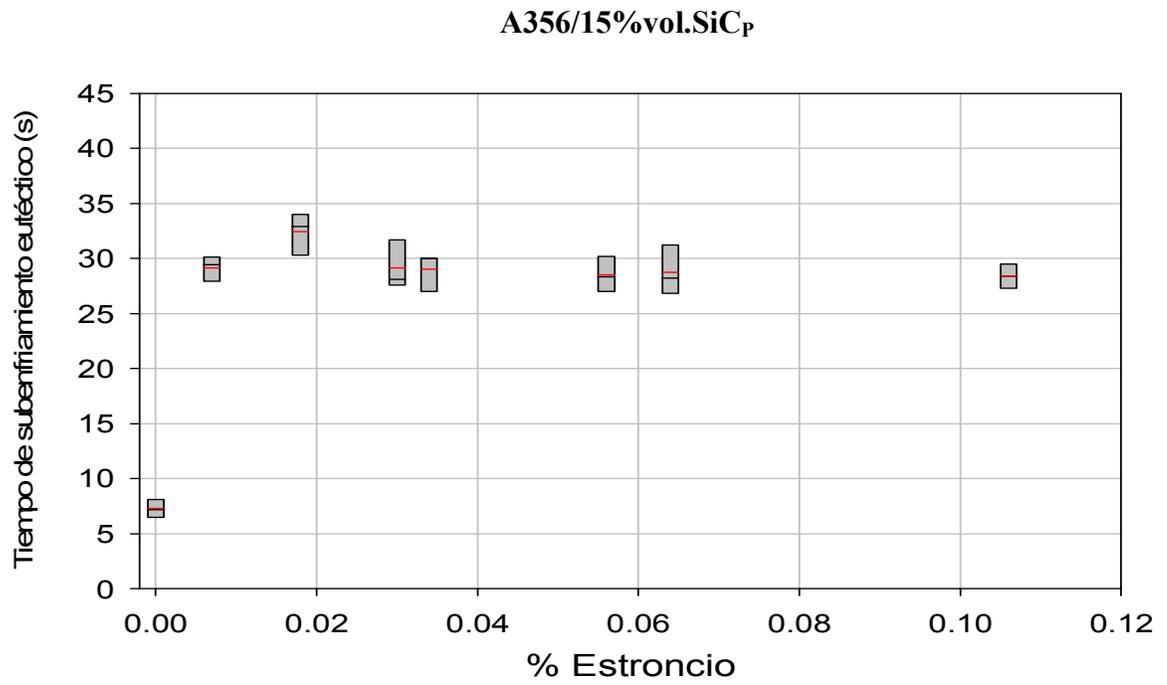


**A356/15%vol.SiC<sub>p</sub>**



d) Tiempo de subenfriamiento eutéctico ( $t_E$ )

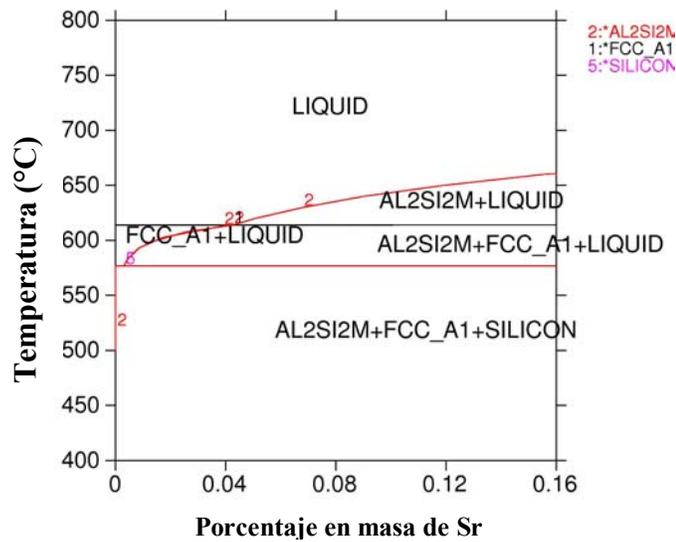




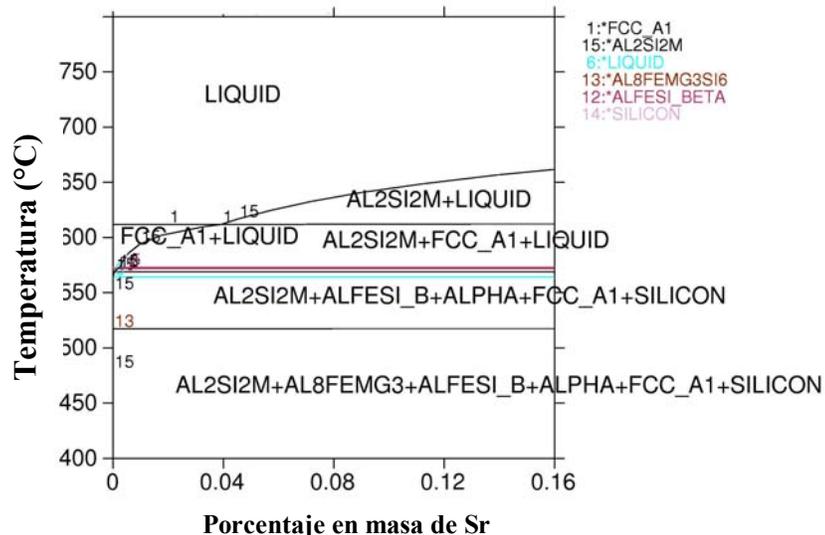
## Anexo 2. Diagramas de fase quasibinarios y diagramas ternarios

Los resultados de los diagramas quasibinarios y los cortes isotérmicos para los diagramas ternarios en porcentaje en masa, calculados con Thermo-Calc se presentan a continuación:

### a) Diagrama quasibinario: aleación ternaria pura Al-7.41Si-Sr

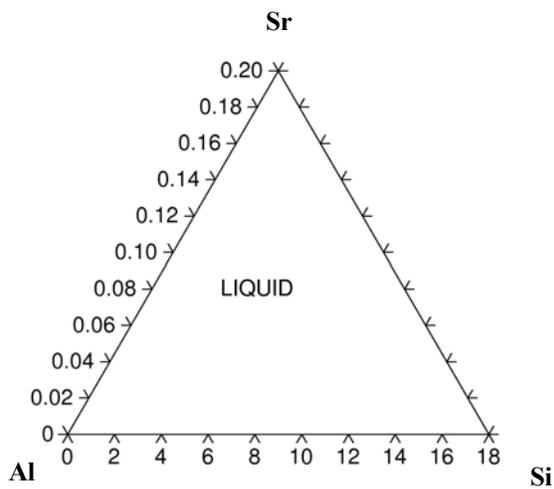


### b) Diagrama quasibinario: aleación comercial A356, la cual presenta la composición química experimental del presente trabajo: 7.41Si-0.28Fe-0.03Cu-0.03Mn-0.35Mg-0.02Zn-Bal.Al

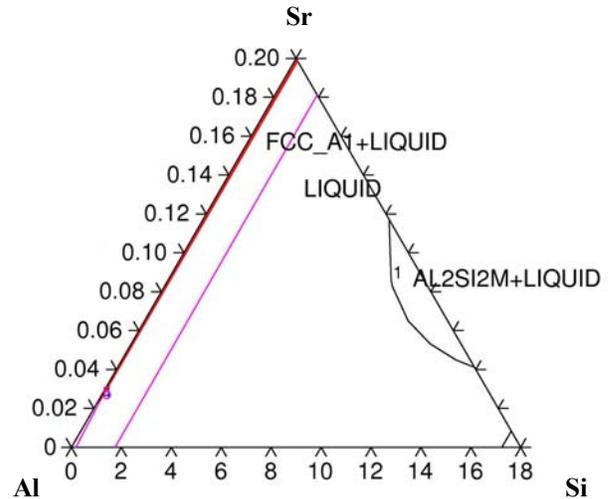


c) Diagramas ternarios: Cortes isotérmicos a diferentes temperaturas de acuerdo al diagrama quasibinario del inciso (a), con contenidos máximos de 18%Si y 0.20%Sr

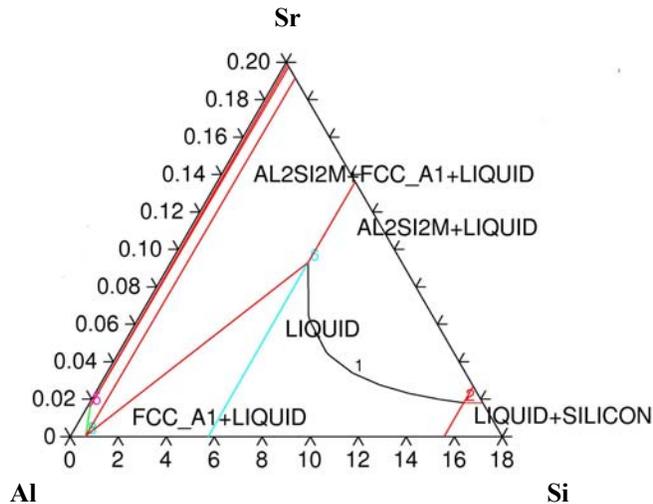
1) T= 675 °C



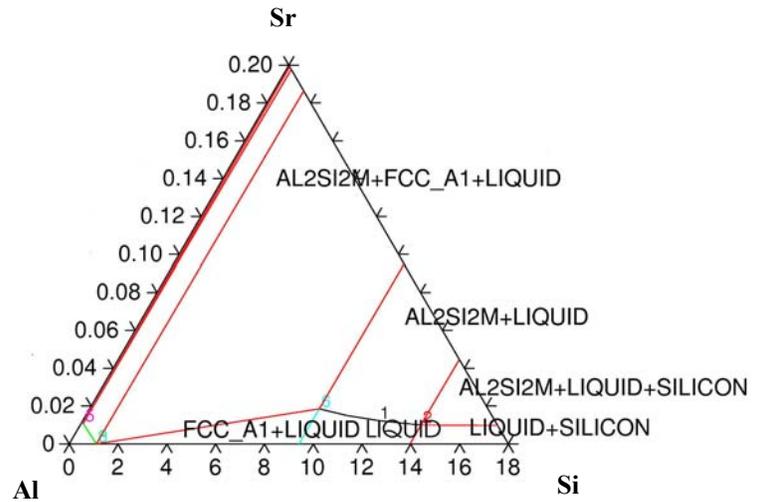
2) T= 650 °C



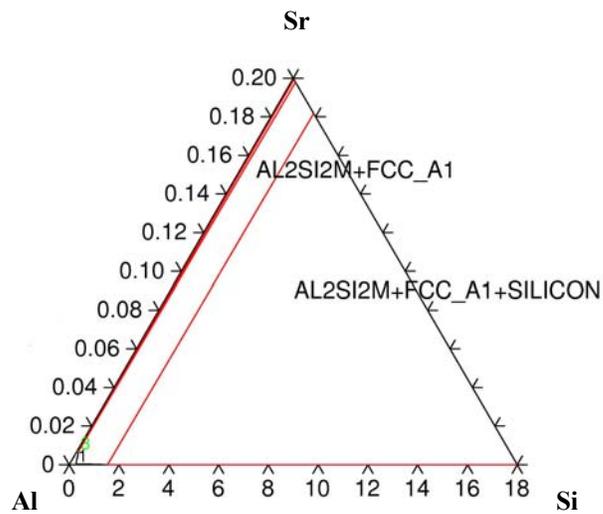
3) T= 625 °C



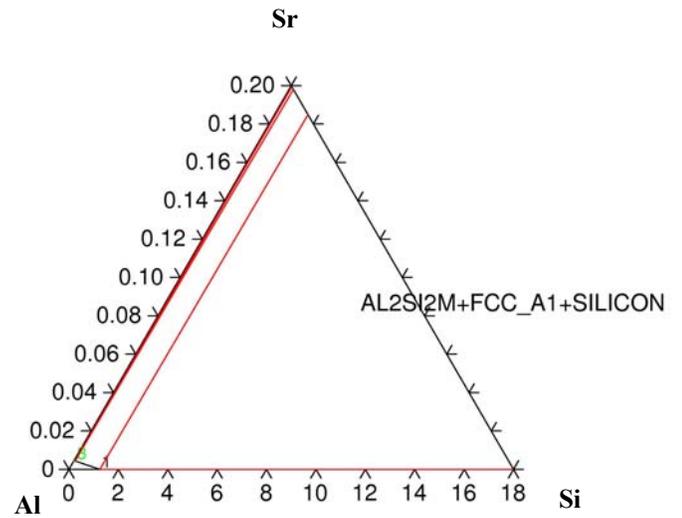
4) T= 600 °C



5) T= 575 °C



6) T= 550 °C



### Anexo 3. Predicción de la cantidad de fase $Al_2Si_2Sr$ y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ )

Es importante mencionar que la predicción de fases presentes y la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) siguiendo el modelo de solidificación de **Scheil-Gulliver**, aunque puede hacer una buena aproximación o simulación, trabaja bajo ciertas suposiciones las cuales limitan su interpretación en procesos reales de fundición. Dichas suposiciones se mencionan a continuación:

- Hay mezclado total en el líquido.
- Los coeficientes de difusión en la fase sólida son cero.

En las siguientes tablas, se presentan los resultados de los cálculos teóricos hechos siguiendo el modelo de solidificación de **Scheil-Gulliver** (Thermo-Calc) para una aleación pura Al-7.41Si y la aleación A356 con composición química para la aleación utilizada en el presente trabajo en función del contenido de Sr adicionado.

	Al-7.41Si		*A356	
	Silicio (%)	$Al_2Si_2Sr$ (%) x $10^{-2}$	Silicio (%)	$Al_2Si_2Sr$ (%) x $10^{-2}$
<b>%Sr</b>				
<b>0</b>	6.123	0	5.868	0
<b>0.005</b>	6.077	1.123	5.857	1.164
<b>0.010</b>	6.028	2.225	5.794	2.265
<b>0.020</b>	6.072	4.484	5.821	4.520
<b>0.035</b>	6.056	7.838	5.796	7.861
<b>0.057</b>	6.088	12.86	5.834	12.90
<b>0.068</b>	6.081	15.62	5.827	15.64
<b>0.115</b>	6.054	26.19	5.799	26.21

\*Composición química de la aleación A356: 7.41Si-0.28Fe-0.03Cu-0.03Mn-0.35Mg-0.02Zn-Bal.Al

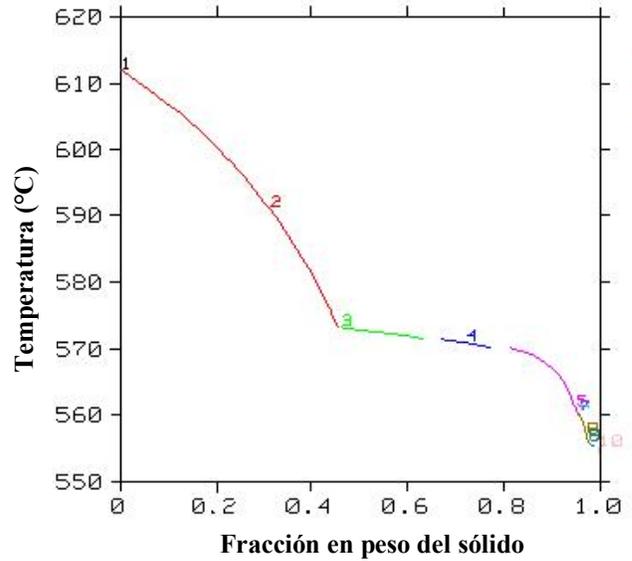
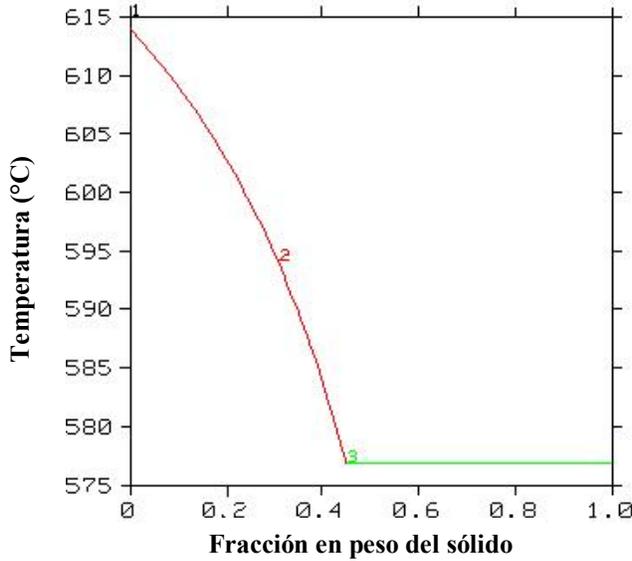
**Tabla 16. Resultados del cálculo teórico del porcentaje de silicio y el intermetálico ( $Al_2Si_2Sr$ ) presentes en función del contenido de Sr adicionado.**

Las siguientes figuras presentan la fracción de fase formada de acuerdo a los cálculos teóricos siguiendo el modelo de solidificación de Scheil-Gulliver en función del contenido de Sr adicionado.

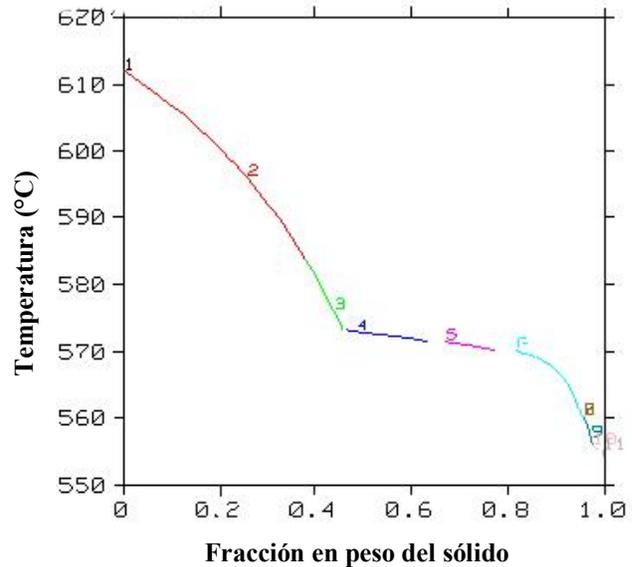
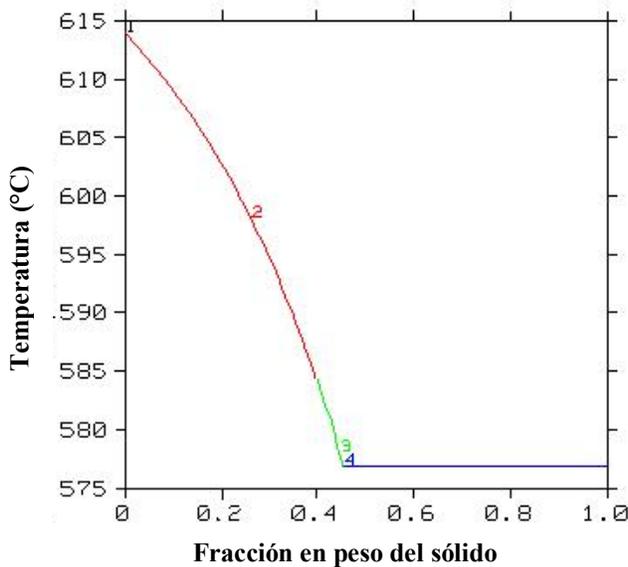
**Al-7.41Si-Sr**

**A356**

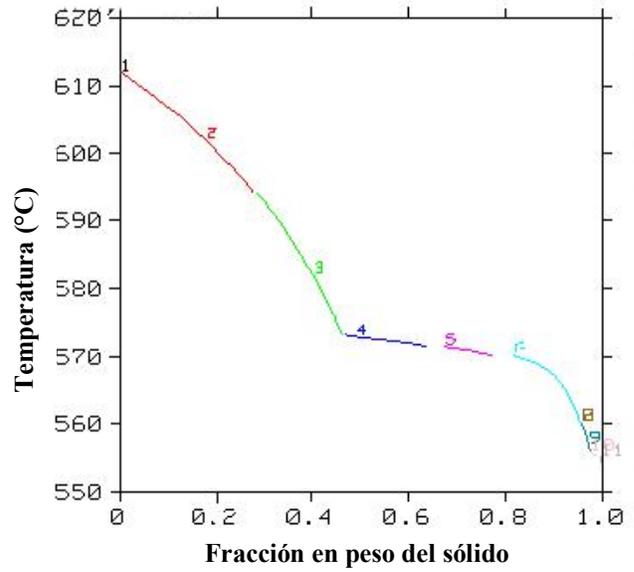
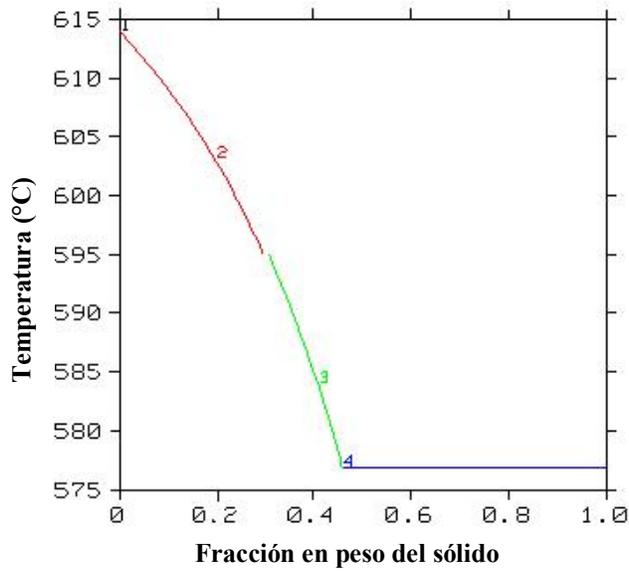
1) % Sr = 0.000 (Fases principales: 1. Líquido, 2.  $\alpha$ -Al Líquido y 3.  $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



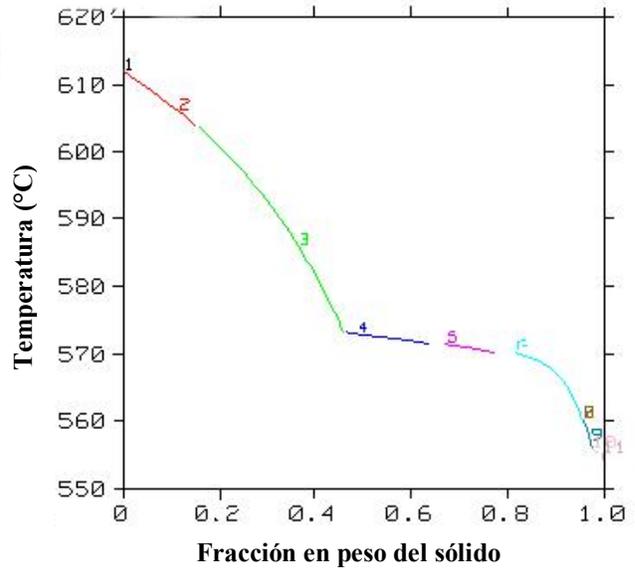
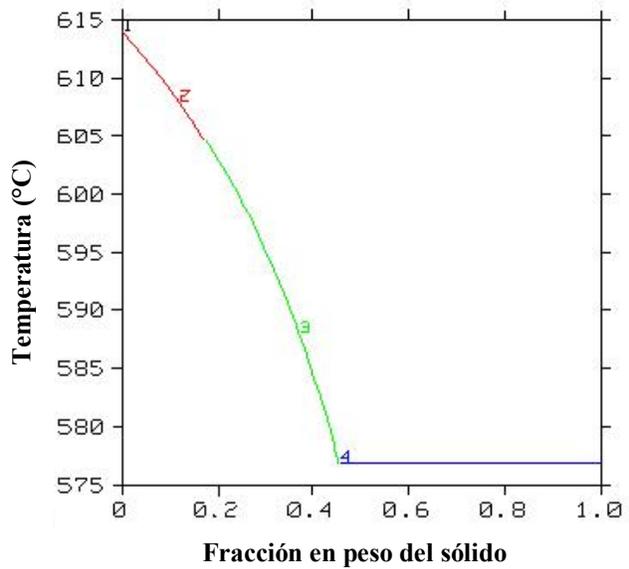
2) % Sr = 0.005 (Fases principales: 1. Líquido, 2.  $\alpha$ -Al Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido y 4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



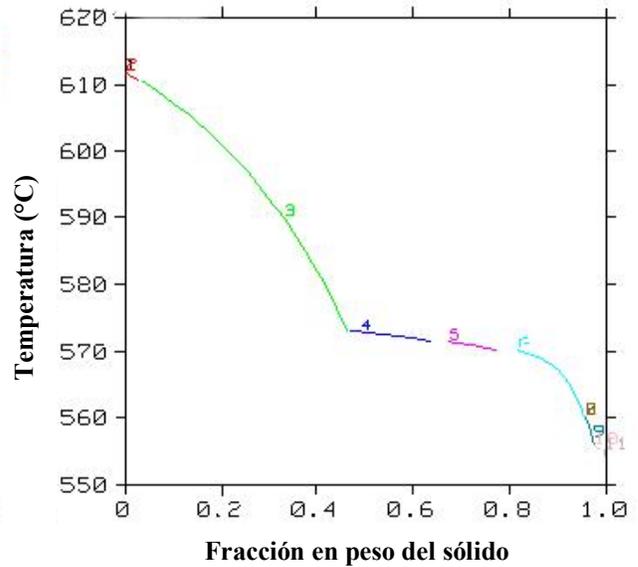
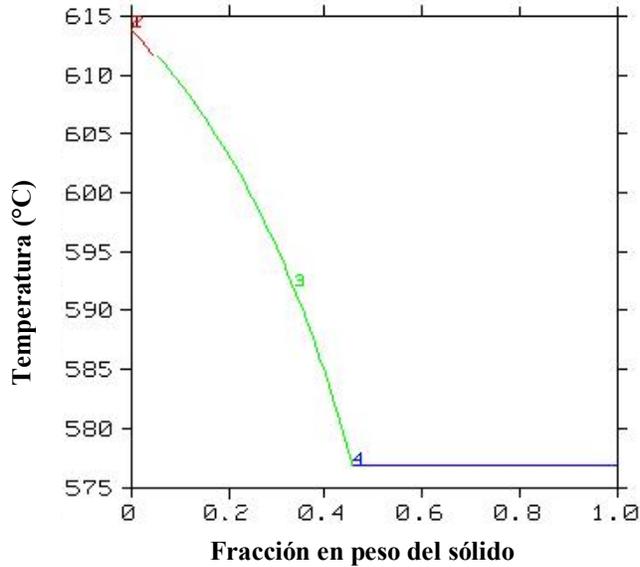
3) % Sr = 0.010 (Fases principales: 1. Líquido, 2.  $\alpha$ -Al Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido  
4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



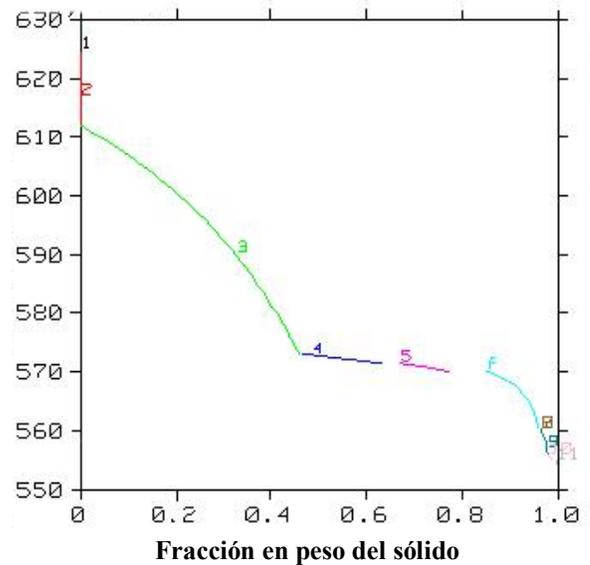
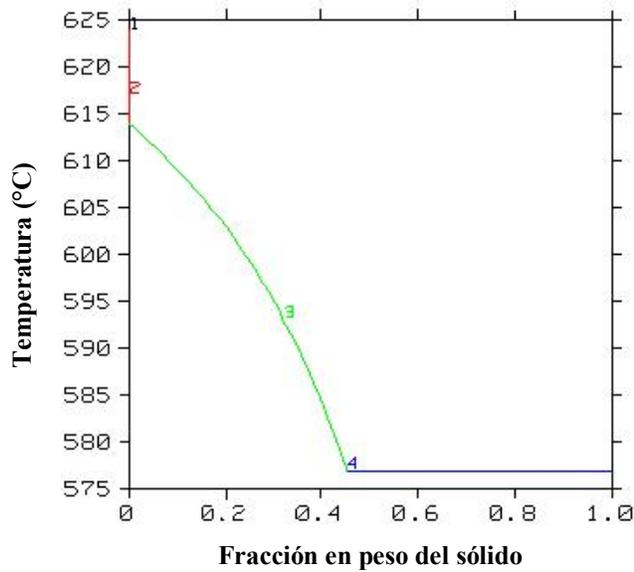
4) % Sr = 0.020 (Fases principales: 1. Líquido, 2.  $\alpha$ -Al Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido  
4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



- 5) % Sr = 0.035 (Fases principales: 1. Líquido, 2.  $\alpha$ -Al Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido  
4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)

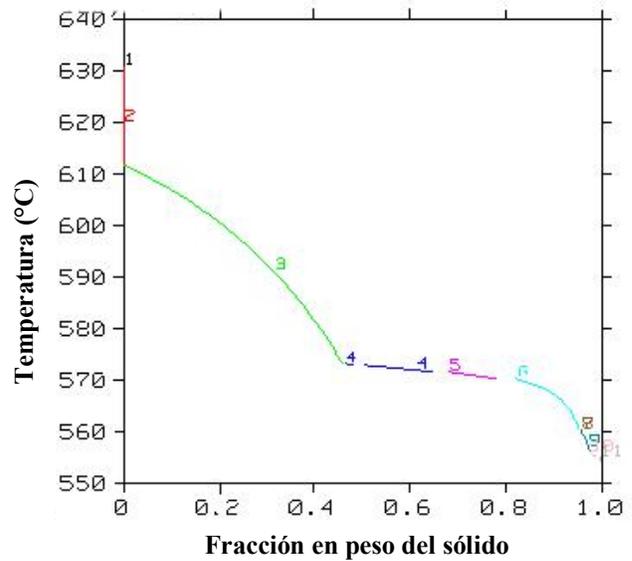
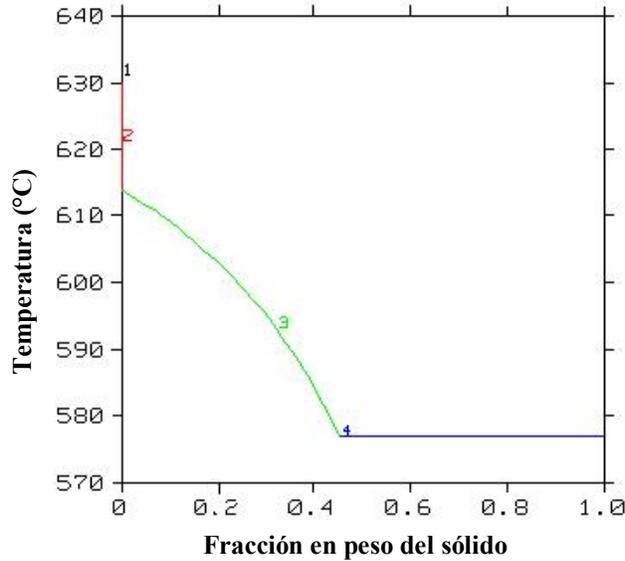


- 6) % Sr = 0.057  
(Fases principales: 1. Líquido, 2.  $Al_2Si_2Sr$  Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido,  
4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



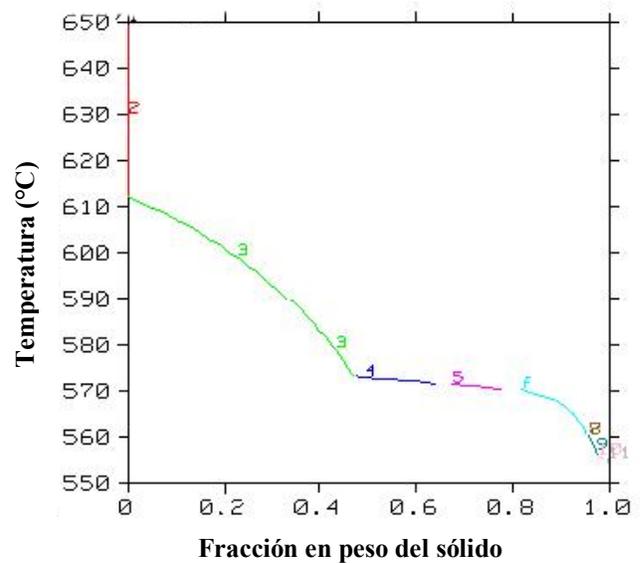
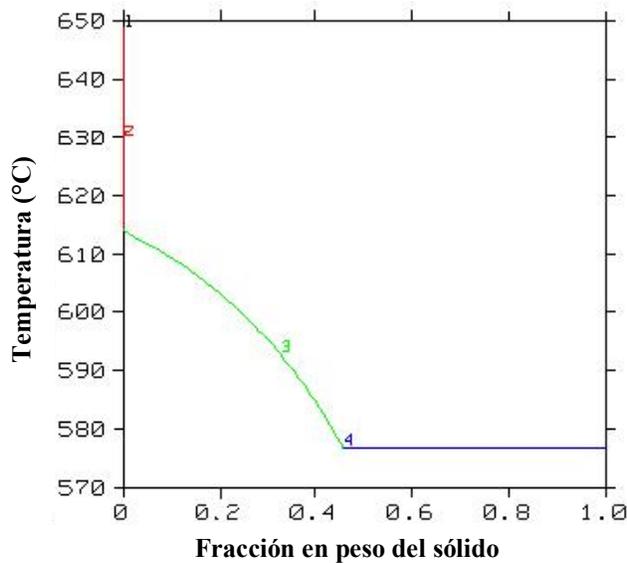
7) % Sr = 0.068

(Fases principales: 1. Líquido, 2.  $Al_2Si_2Sr$  Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido, 4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



8) % Sr = 0.115

(Fases principales: 1. Líquido, 2.  $Al_2Si_2Sr$  Líquido, 3.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido, 4.  $Al_2Si_2Sr$   $\alpha$ -Al Líquido Silicio)



La siguiente tabla presenta los resultados de los cálculos teóricos para predecir la temperatura de crecimiento eutéctico en función del contenido de Sr adicionado.

	<b>Al-7.41Si</b>	<b>*A356</b>
<b>%Sr</b>	<b>**<math>T_E</math> (°C)</b>	<b>**<math>T_E</math> (°C)</b>
<b>0</b>	576.91	573.15
<b>0.005</b>	576.90	573.14
<b>0.010</b>	576.90	573.14
<b>0.020</b>	576.90	573.14
<b>0.035</b>	576.90	573.13
<b>0.057</b>	576.90	573.12
<b>0.068</b>	576.90	573.12
<b>0.115</b>	576.90	573.10

\*Composición química de la aleación A356: 7.41Si-0.28Fe-0.03Cu-0.03Mn-0.35Mg-0.02Zn-Bal. Al

\*\* $T_E$  = Temperatura de crecimiento eutéctico

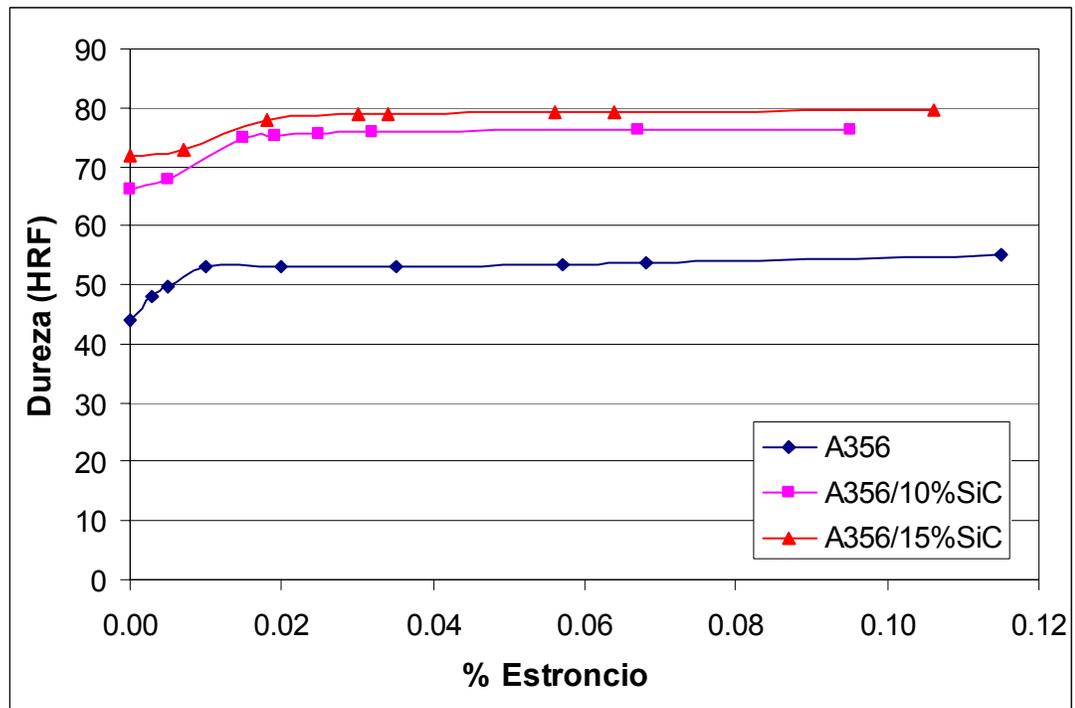
**Tabla 17. Resultados del cálculo teórico de la temperatura de crecimiento eutéctico ( $T_E$ ) en función del contenido de Sr adicionado.**

## Anexo 4. Ensayo de Dureza

Se realizaron pruebas de dureza en escala Rockwell F a la aleación matriz A356 y los compuestos A356/10%vol.SiC<sub>p</sub> y A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> modificados y sin modificar. Las condiciones del ensayo fueron las siguientes: carga total de 60 Kgf y como penetrador una bola de acero de 1/16". Los resultados obtenidos se presentan a continuación.

Aleación A356		A356/10%vol.SiC <sub>p</sub>		A356/15%vol.SiC <sub>p</sub>	
% Sr (residual)	Dureza (HRF)	% Sr (residual)	Dureza (HRF)	% Sr (residual)	Dureza (HRF)
0.000	44.0	0.000	66.0	0.000	72.0
0.003	48.0	0.005	68.0	0.007	73.0
0.005	49.7	0.015	75.0	0.018	78.0
0.010	53.1	0.019	75.2	0.030	78.8
0.020	53.2	0.025	75.4	0.034	79.0
0.035	53.2	0.032	76.0	0.056	79.1
0.057	53.4	0.067	76.2	0.064	79.3
0.068	53.6	0.095	76.3	0.106	79.5
0.115	55.0				

**Tabla 18. Resultados del ensayo de dureza en escala Rockwell F, en función del %Sr para los materiales bajo estudio.**



**Figura 51. Variación de la dureza en escala Rockwell F en función del % Sr para los materiales bajo estudio.**

---

---

## Bibliografia

- 1) L. Bäckerud, G. Chai and J. Tamminen; “*Solidification Characteristics of Aluminium Alloys*”, vol 2: Foundry Alloys, Printed in U.S.A. (1990).
- 2) J.E. Gruzleski and B.M. Closset; “*The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*”, American Foundrymen’s Society, Inc. Des Plaines, Illinois 60016-8399, Printed in U.S.A., (1990).
- 3) R. DasGupta, C.G. Brown and S. Marek; “Analysis of Overmodified 356 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, vol 38, pp 297-310 (1988).
- 4) E.N. Pan, Y.C. Cherng, C.A. Lin, and H.S. Chiou; “Roles of Sr and Sb on Silicon Modification of A356 Aluminum Alloys”, AFS Transactions, vol 70, pp 609–629 (1994).
- 5) G. Chai and L. Bäckerud; “Factors Affecting Modification of Al-Si Alloys by Adding Sr-Containing Master Alloys”, AFS Transactions, vol 194, pp 847-854 (1992).
- 6) N. Tenekedjiev, H. Mulazimoglu, B. Closset and J. Gruzleski; “Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys”, American Foundrymen’s Society, Inc. Des Plaines, Illinois 60016-8399, Printed in U.S.A., pp 1-21 (1995).
- 7) D. Apelian and J.J. A. Cheng; “Al-Si Processing Variables: Effect on Grain Refinement and Eutectic Modification”, AFS Transactions, vol 147, pp 797-808 (1986).
- 8) M. K. Surappa; “Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities”, Sadhana, Vol 28, Parts 1 & 2, February/April, Printed in India, pp 319–334 (2003).
- 9) S. Wu, Y. You, P. An, T. Kanno and H. Nakae; “Effect of modification and ceramic particles on solidification behavior of aluminum-matrix composites”, Journal of Materials Science, vol 37, pp 1855-1860 (2002).
- 10) C. Gonzalez-Rivera, J. Baez, R. Chavez, O. Alvarez and J. Juarez-Islas; ”Effect of SiC<sub>p</sub> content on cooling curve characteristics and solidification kinetics of Al-Si/SiC<sub>p</sub> cast composites”, International Journal of Cast Metals Research, vol 16, pp 531-536 (2003).
- 11) F. Rana, B. K. Dhindaw and D.M. Stefanescu; “Optimization of SiC Particle Dispersion in Aluminum Metal-Matrix Composites”, AFS Transactions, vol 41, pp 255-264 (1989).
- 12) L. Bäckerud, E. Król and J. Tamminen; “*Solidification Characteristics of Aluminium Alloys*”, vol 1: Wrought Alloys, Printed in Norway by Tangen Trykk A/S, pp 63-74 (1986).

- 13) D. Sparkman and A. Kearney; “Breakthrough in Aluminum Alloy Thermal Analysis Technology for Process Control”, AFS Transactions, vol 13, pp 455-460 (1994).
- 14) G.K. Sigworth; “Theoretical and Practical Aspects of the Modification of Al-Si Alloys”, AFS Transactions, vol 66, pp7-16 (1983).
- 15) F. Paray and J.E. Gruzleski; “Factors to Consider in Modification”, AFS Transactions, vol 115, pp. 833-842 (1994).
- 16) H.A.H. Steen and H. Hellawell; “The Growth of Eutectic Silicon-Contributions to Undercooling”, Acta Metallurgica, vol 23, pp 529-535 (1975).
- 17) E.N. Pan, M.W. Hsieh, S.S. Jang and C.R. Loper; “Study of the Influence of Processing Parameters on the Microstructure and Properties of A356 Aluminum Alloy”, AFS Transactions, pp. 397- 414 (1989)
- 18) A.K. Dahle, K. Nogita, S.D. McDonald, C. Dinnis and L. Lu; “Eutectic Modification and Microstructure Development in Al-Si Alloys”, Materials Science and Engineering A, vol 413-414, pp 243-248 (2005).
- 19) S. Gowri and F.H. Samuel; “Effect of Cooling Rate on the Solidification Behavior of Al-7 Pct Si-SiC<sub>p</sub> Metal-Matrix Composites”, Metallurgical Transactions A, vol 23A, pp 3369-3376 (1992).
- 20) J. Hashim, L. Looney and M.S.J. Hashmi; “The Wettability of SiC Particles by Molten Aluminium Alloy”, Journal of Materials Processing Technology, vol 119, pp. 324-328 (2001).
- 21) Z.Z. Chen and K. Tokaji; “Effects of Particle on Fatigue Crack Initiation and Small Growth in SiC Particle-Reinforced Aluminium Alloys Composites”, Materials Letters, vol 58, pp 2314-2321 (2004).
- 22) N. Fatahalla, M. Hafiz and M. Abdulkhalek, “Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr”, Journal of Materials Science, pp. 3555-3564 (1999)
- 23) A. Kolsgaard and S. Brusethaug, “Settling of particles in an AlSi7Mg melt”, Materials Science and Engineering, A173 pp. 213-219 (1993)
- 24) J.A. Garcia-Hinojosa, C.R. Gonzalez, J.I. Juarez and M.K. Surappa; “Effect of Sr Addition on an Al-7Si-10vol.% SiC<sub>p</sub> Cast Composites”, Materials Science and Engineering A, vol 382, pp 315-320 (2004).

- 25) R. Krohn; "Thermal Analysis. Metallurgical Thumbprinting", *Modern Casting*, vol 75, pp 21-25 (1985).
- 26) S. Nagarajan, B. Dutta and M.K. Surappa; "The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiC<sub>p</sub> composites", *Composites Science and Technology*, vol 59, pp 897-902 (1999).
- 27) P.K. Rohatgi, S. Ray, R. Asthana and C.S. Narendranath; "Interfaces in cast metal-matrix composites", *Materials Science and Engineering*, vol A162, pp 163-174 (1993).
- 28) V.S. Aigbodion and S.B. Hassan; "Effects of silicon carbide reinforcement on microstructure and properties of cast Al-Si-Fe/SiC particulate composites", *Materials Science and Engineering A*, vol 447, pp 355-360 (2007).
- 29) M. Tiryakioglu and J. Campbell; "On macrohardness testing of Al-7wt.Si-Mg alloys I.Geometrical and mechanical aspects", *Materials Science and Engineering*, vol A361, pp 232-239 (2003).
- 30) M. Tash, F.H. Samuel, F.Mucciardi and H.W. Doty; "Effect of metallurgical parameters on the hardness and microstructural characterization of as-cast and heat-treated 356 and 319 aluminum alloys", *Materials Science and Engineering*, vol A443, pp 185-201 (2007).