

00580



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE  
COLADA, FRACCIÓN DE SiCp Y Sr SOBRE  
LA FLUIDEZ DE UN COMPOSITO  
A356/SiCp**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:**

**MAESTRO EN INGENIERIA**

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

**IQM. LUIS DARIO ESCOBAR MEJIA**



**MÉXICO, D.F.**

**2005**

m. 347208



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**JURADO ASIGNADO**

Presidente:	Dr. Carlos González Rivera	(FQ-UNAM)
Secretario:	Dr. Marco Aurelio Ramírez Argaez	(FQ-UNAM)
Vocal:	Dr. Arturo Barba Pingarrón	(FI-UNAM)
Primer Suplente:	Dr. José Luis Albarrán Gómez	(CCF-UNAM)
Segundo Suplente:	M. en C. Sergio García Galán	(FQ-UNAM)

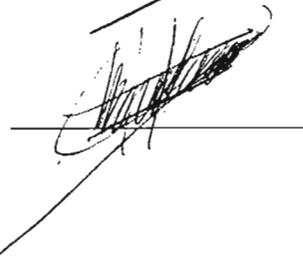
Sitio donde se desarrollo el tema:

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, UNAM

ASESOR: Dr. José Alejandro García Hinojosa



SUSTENTANTE: IQM Luis Dario Escobar Mejia



Autorizo a la Dirección General de Bibliotecas de la UNAM a difundir en formato electrónico e impreso el contenido de mi trabajo recepcional.  
NOMBRE: Luis Dario Escobar Mejia  
FECHA: 15/09/05  
FIRMA: 



## DEDICATORIAS

A MI MADRE:

Eleuteria Mejia Anzures

Por que a pesar de mis defectos y limitaciones me apoyaste en todo momento.  
Pero lo más importante, que sigues siendo esa clase de personas que dan todo  
de si sin pedir nada a cambio.

A MI PADRE:

Alfonso Escobar Ramos

Te sigo recordando con mucho cariño.

A MIS HERMANOS

Roman, Evelio, Margarita, Alfonso y no te olvido a ti Guillermo, por que sin  
importar nuestras diferencia seguimos siendo hermanos.

A EMMA GUADALUPE TORRES MENDOZA

Ya que sigues apoyándome y alentando para seguir adelante.

## AGRADECIMIENTOS

Al proyecto DGAPA IN 102902 por su apoyo financiero para la realización de este trabajo tesis.

Al programa de becas DGP Y CONACyT por su apoyo para realizar mis estudios de maestría.

A mi tutor de tesis, Dr. José Alejandro García Hinojosa por el apoyo para la realización de este trabajo de tesis.

A los miembros del jurado por sus observaciones y consejos para que este trabajo sea una realidad.

Agradezco al I.Q.M. Ignacio Beltrán Piña por el apoyo, en la preparación y caracterización de las mezclas de arena que se utilizaron en la realización de este trabajo de tesis de maestría.

Al grupo de fundición, Ing. Candido Atlatenco, Ing. Adrián Amaro, Ing. Arturo Sánchez, Ing. Agustín Ruiz, Ing. Juan de la Rosa, M en C Héctor Cruz por su colaboración en el desarrollo experimental de este trabajo.

## ÍNDICE

<b>INTRODUCCIÓN</b>	1
<b>OBJETIVOS</b>	3
<b>CAPITULO I</b>	
<b>1. ANTECEDENTES TEÓRICOS</b>	
1.1 Compositos con matriz de aluminio	4
1.1.1 Matrices base aluminio para los MMC's	4
1.2 Reforzantes de compositos base aluminio	6
1.2.1 Reforzantes continuos	6
1.2.2 Reforzantes discontinuos	8
1.3 Aplicaciones de los MMC's	11
1.4 Procesos de fabricación para los compositos de matriz de aluminio	13
1.4.1 Método Vortex o Vórtice	13
<b>CAPITULO II</b>	
<b>2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS</b>	
2.1 Parámetros de control para la producción de MMC's colados	16
2.1.1 Humectabilidad	17
2.1.2 Fenómenos de atrapamiento-rechazo-envolvimiento de las partículas	20
2.1.3 Nucleación	26
2.2 Parámetros que afectan la fluidez de los compositos colados con matriz de aluminio	29
2.2.1 Mecanismos de solidificación en canales (molde de espiral)	29
2.2.2 Temperatura de colada	31
2.2.3 Presencia de refuerzo	34



2.2.4 Presencia de Sr	38
-----------------------	----

### CAPITULO III

#### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiales	40
3.2 Metodología	41
3.3 Diseño experimental	42
3.4 Preparación de los moldes para la evaluación de la fluidez	43
3.5 Preparación de la mezcla de moldeo	43
3.6 Fabricación del composito	45
3.7 Preparación y evaluación de muestras	46
3.8 Análisis metalográfico de las muestras obtenidas	47

### CAPITULO IV

#### 4. RESULTADOS

4.1 Longitudes promedio de los compositos sin la presencia de Sr y con la presencia de Sr	48
4.2 Microestructuras de los compositos para todos los niveles de SiC	50

### CAPITULO V

#### 5. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1 Aleación A-356 sin reforzar	54
5.1.1 Efecto de la temperatura de colada	54
5.1.2 Efecto del estroncio	55
5.1.3 Efecto de la viscosidad	57
5.1.4 Efecto del patrón de solidificación	58



5.1.5 Otros factores que afectan la fluidez	58
5.2 Compositos de A356-SiCp	59
5.2.1 Efecto de la temperatura de colada	59
5.2.2 Efecto de la fracción en volumen de las partículas de refuerzo (SiC)	60
5.3 Compositos de A356-SiCp-Sr	64
5.4 Medidas del efecto de cada variable	68

## **CAPITULO VI**

<b>6. CONCLUSIONES</b>	<b>70</b>
------------------------	-----------

<b>BIBLIOGRAFÍA</b>	<b>71</b>
---------------------	-----------

<b>ANEXOS</b>	<b>76</b>
---------------	-----------



## INTRODUCCIÓN

Durante los últimos 40 años el diseño de materiales ha enfatizado el tener la máxima relación propiedades/peso a un bajo costo y con la mayor calidad, por lo cual se han tenido que utilizar materiales compuestos con matriz metálica ligera (LMMCs, Light Metal Matrix Composites). Mucho del diseño y la investigación de estos materiales se ha enfocado a tener el menor peso posible, por ejemplo en la industria aeroespacial, el costo de estos no es una limitante, pero el peso y sus propiedades mecánicas son lo más importante para una producción de este tipo de componentes.

Los materiales que se han utilizado como matriz metálica en los composites colados, son aleaciones de Hierro, Níquel, Cobre, Zinc, Titanio, Plomo y mayormente de Magnesio y Aluminio<sup>1</sup>. Este último metal es el más utilizado a nivel industrial por su bajo costo (\$38/Kg), disponibilidad y la significativa reducción de peso que se obtiene. Algunas de las aplicaciones incluyen: componentes de motores, discos y tambores de frenos, engranes, partes de suspensión del automóvil, componentes deportivos, etc<sup>2</sup>.

Tanto en las aplicaciones automotrices, de transporte, de construcción, el costo económico en la producción de los composites es un factor importante, los manufacturados con matriz de aluminio presentan un bajo costo comparado con otros con diferente matriz metálica<sup>3</sup>. Uno de los problemas más comunes con los composites colados con matriz base aluminio, se presenta en la producción de piezas por fundición, ya que es común obtener piezas defectuosas asociados al mal diseño de moldes, deficientes diseños del sistema de colada, llenado incompleto de las cavidades del molde, etc. Este último tiene una estrecha relación con la fluidez del composito.

La fluidez o más específicamente el índice de fluidez, es un término que se relaciona con el llenado de molde y puede ser definido como la propiedad que tiene un metal para poder llenar las cavidades de un molde antes de que solidifique. Con esto la fluidez tiene una gran importancia en la producción de piezas por fundición, ya que si un material presenta un



## INTRODUCCION

---

índice de fluidez bajo, la pieza final presentará un mal llenado y por consiguiente resultara en una pieza incompleta o con defectos. En aleaciones de aluminio sin refuerzo (SiCp) el índice de fluidez no representa un problema ya que en general es alto, sin embargo en compositos colados este índice disminuye considerablemente, especialmente cuando se incrementa el volumen de refuerzo. Se han hecho algunos estudios del índice de fluidez, para algunos compositos con diferentes tipos de refuerzos, por ejemplo Rohatgi<sup>3</sup> han establecido que la fluidez decrece con el incremento del tamaño y el porcentaje del refuerzo, para el sistema Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Frydrych y Ravi<sup>4</sup> establecen también que la fluidez disminuye al aumentar la presencia del refuerzo en el metal líquido, pero esta misma aumenta al incrementar la temperatura de trabajo.

Por lo expuesto anteriormente para tener un diseño correcto del molde para obtener piezas coladas de compositos con matriz base aluminio, resulta muy importante considerar el índice de Fluidez. En general este índice esta en función de parámetros como son: temperatura de colada, temperatura y tipo de molde, tamaño del refuerzo, fracción volumétrica del refuerzo, forma del refuerzo, composición química de la matriz, tratamiento en fase líquida aplicado, etc. En este trabajo se evalúa el efecto que tiene la temperatura de colada, el tratamiento en fase líquida (modificación con Sr) y la fracción en volumen de refuerzo en un composito A356-SiCp, sobre el índice de fluidez, obteniéndose expresiones analíticas del índice de fluidez en función de la fracción en volumen de SiC y temperatura de colada (sobrecalentamiento), así como la evaluación del efecto del tratamiento en fase líquida con Sr.



## **OBJETIVOS**

Los objetivos en este trabajo experimental fueron analizar y explicar el:

1. Efecto de la temperatura de colada (sobrecalentamiento) sobre el índice de fluidez de la matriz A356 sin reforzar.
2. Efecto de la temperatura de colada (sobrecalentamiento) sobre el índice de fluidez de los composito con 5% 10% y 15 de SiC.
3. El efecto de la fracción de refuerzo sobre el índice de fluidez del composito A356-SiCp.
4. El efecto del Sr sobre el índice de fluidez de la matriz y los composito A356-SiCp.
5. Obtener correlaciones del índice de fluidez en función de los parámetros estudiados.



## CAPITULO I

### 1. ANTECEDENTES TEÓRICOS

#### 1.1 COMPOSITOS CON MATRIZ DE ALUMINIO<sup>1,2,5</sup>

Desde 1960 se han hecho esfuerzos para fabricar y usar compositos de matriz metálica de aluminio. Este esfuerzo ha sido principalmente enfocado a la industria aeroespacial, en la cual se ha buscado que las propiedades físicas y mecánicas sean mejores, combinándolas con una reducción de peso en el componente final.

Se ha dicho que los compuestos de matriz metálica de aluminio son el material del futuro, aunque muchas industrias aún no lo aceptan. Sin embargo, estos materiales tienen aplicaciones en una gran diversidad de áreas de la industria.

Teniendo en cuenta lo anterior los compuestos con matriz de aluminio son materiales en los que un reforzante, típicamente un material cerámico, se agrega con el propósito de mejorar algunas propiedades de éste. De la variedad de materiales cerámicos que pueden usarse como reforzantes, los más utilizados son el carburo de silicio (SiC) y el óxido de aluminio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), en estos dos reforzantes se ha observado una combinación favorable de la relación densidad/costo y una potencial mejora de propiedades. Estos reforzantes presentan una variedad de formas; por ejemplo, en fibras continuas, hojuelas y partículas.

##### 1.1.1 MATRICES BASE ALUMINIO PARA LOS MMC's

Las aleaciones de aluminio más utilizadas para la fabricación de compositos colados son las aleaciones comerciales o también llamadas aleaciones coladas de aluminio. Estas se dividen en dos grupos: aleaciones Al-Cu y aleaciones Al-Si. Las aleaciones Al-Si son mejores ya que presentan una alta fluidez, buenas propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y



susceptibilidad a ser tratadas térmicamente, por lo cual son utilizadas en una extensa variedad de aplicaciones tal como en partes automotrices, en la industria del transporte, aeronáutica. Hasta este momento hay aplicaciones en las cuales solamente se utilizan materiales tales como el acero y los hierros colados, debido a que las aleaciones de aluminio monolíticas presentan propiedades mas bajas que el acero y los hierros colados, tales como la resistencia al desgaste, dureza, coeficiente de expansión térmica, resistencia a la tensión, modulo de Young, por lo cual se ha optado por reforzar estas aleaciones con un material reforzante como es el SiC y  $Al_2O_3$  y además al ser sometidas a un tratamiento térmico se obtienen propiedades similares a los materiales ferrosos.

La aleaciones de Al-Si hipoeutécticas más ampliamente utilizadas en la industria son: Al-5% Si, Al-7% Si, Al-9% Si y Al-12.5% Si, esta última es conocida como una aleación eutéctica ya que el eutéctico esta formado por la solución sólida de aluminio y el silicio, con un contenido de Si cercano al 12.7 %. El eutéctico está compuesto de celdas individuales interconectadas dentro de las partículas de silicio. Las aleaciones hipoeutécticas (contenidos menores a 12.7% Si) son muy utilizadas en la industria, ya que presentan una mayor ductilidad que las hipereutécticas y de estas la Al-7% Si (A356) tiene mayor aplicación ya que tiene una buena respuesta al tratamiento térmico, y con ello presenta un amplio rango de propiedades mecánicas, por lo cual se tiene una gama de aplicaciones. Algunas de sus propiedades de la aleación A356 se observan en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas para una aleación A356<sup>6</sup>.

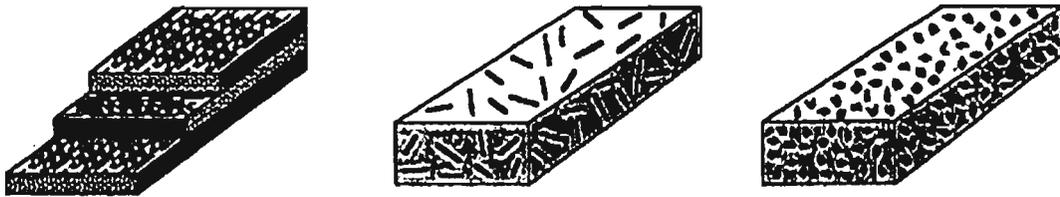
Condición de colada	R. Tensión (MPa)	R. Cedencia al (0.2%) (MPa)	Dureza Brinell	R. Compr. (MPa)	R. al corte (MPa)	Elongación (%)
Arena	165.4	124.0	-	-	-	6.0
Arena T51	172.3	137.8	60	144.7	137.8	2.0
Arena T6	227.4	165.4	70	172.3	179.2	3.5
Arena T7	234.3	206.7	75	213.6	165.4	2.0
Arena T71	195.5	213.6	60	151.6	137.8	3.5
MP	179.2	124.0	-	-	-	5.0
MP T51	186.1	137.8	-	-	-	2.0
MP T6	261.9	117.1	80	117.1	206.7	5.0
MP T7	220.5	165.4	70	165.4	172.3	6.0

T = Tipo de tratamiento térmico realizado a cada material, MP = Molde permanente



## 1.2 REFORZANTES DE LOS COMPOSITOS BASE ALUMINIO

Los reforzantes son generalmente cerámicos y pueden ser continuos (fibras) o discontinuos (partículas, fibras cortas, microesferas, etc.) y estas pueden constituir del 1% al 70% en fracción volumétrica del material compuesto. Los reforzantes continuos o fibras continuas para aleaciones monolíticas de aluminio pueden ser  $B_4C$ ,  $SiC$ , grafito u óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ). Los reforzantes discontinuos son principalmente  $SiC$  en forma de whiskers,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  y  $MgO$ . En la Figura 1 se muestran compositos con diferentes tipos de reforzantes (fibras continuas, discontinuas y partículas).



**Fibras continuas**

**Fibras discontinuas**

**Partículas o Whiskers**

Figura 1. Diferentes morfologías de reforzantes en compositos MMC.

### 1.2.1 REFORZANTES CONTINUOS

Los reforzantes continuos también llamados fibras reforzantes, son los componentes importantes en los compuestos con matriz metálica (MMC's), estos le dan una alta resistencia y dureza a la matriz que se está reforzando, a su vez se obtienen propiedades como baja constante dieléctrica, una alta resistencia a altas temperaturas, alta resistencia al desgaste, entre otras. Hay un gran número de MMC's que se han investigado y alguno de estos se han utilizado en la industria, por ejemplo en la militar, sin embargo por la dificultad de su procesamiento y baja ductilidad han tenido una producción limitada. Las fibras son relativamente cortas con un diámetro de 5 a 30  $\mu m$  (multifilamentos) o también largas con diámetro de 100 a 150  $\mu m$  (monofilamentos), son flexibles por lo cual pueden aplicarse de diferentes formas, las mas comúnmente usadas son de  $SiC$ ,  $Al_2O_3$ ,



Carbono(grafito), entre otros; a su vez dependiendo de los requerimientos del diseño es posible seleccionar un fibra apropiada para manufacturar comercialmente una composito o para una cierta aplicación que por sí misma pague su alto costo de procesamiento.

## CARBURO DE SILICIO

Este tipo de fibra es una de las candidatas para desplazar a las fibras de boro ya que esta tiene propiedades similares a éste pero su costo es menor. Con este tipo de reforzante el composito SiC-Al presenta una alta rigidez, su peso no es excesivo comparado con una aleación de aluminio sin reforzar. Se ha observado que al producir un composito de Al-SiC utilizando alambre de SiC con diámetros relativamente pequeños (0.3 a 1.02 mm.) y filamentos con diámetros de 3.6 mm, presentan altos valores de resistencia a la tensión en comparación que el composito de B-Al, a su vez se tiene una gran resistencia al impacto como los compositos con  $Al_2O_3$  (Tabla 2).

## OXIDO DE ALUMINIO ( $Al_2O_3$ )

Este tipo de composito con fibras de  $Al_2O_3$  puede ser producido por diferentes métodos, las técnicas en estado semisólido o líquido son las más comunes. La fibra de óxido de aluminio usado como reforzante no es cara y se tiene un aumento en las propiedades mecánicas en comparación a una aleación de aluminio sin reforzante. Por ejemplo, se tiene un aumento en la resistencia al desgaste y a la fatiga térmica (Tabla 2). El composito con fibras continuas de  $Al_2O_3$  es fabricado poniendo capas de  $Al_2O_3$  en una orientación deseada para obtener una preforma, esta se coloca dentro un molde y se infiltra la preforma con aluminio líquido efectuando un vacio. La fibra policristalina de  $Al_2O_3$  llamada FP, es producida en forma de filamentos con un diámetro aproximadamente de 0.02 mm, estos filamentos tienen una pureza de 99 %, su punto de fusión es de 2045° C, el cual es sumamente atractivo para técnicas donde el procesamiento de MMC sea a altas temperaturas. Se ha observado que se tiene una alta compactibilidad con técnicas de procesamiento de compositos, tales como la infiltración al vacio.



## GRAFITO

La fibra reforzante de grafito ha sido fabricada en diferentes formas: láminas, cubos y cilindros. Para poder producir este tipo de compositos se tienen dificultades, ya que el carbono tiende a oxidarse fácilmente y además tiene una baja humectabilidad en el aluminio líquido. El desarrollo del composito con este tipo de fibra se realizó por sus características de dureza y rigidez. Presenta un modulo de Young mayor a 966 GPa. (Tabla 2). Los procesos por los cuales se pueden obtener estos compositos son por conformado a presión en caliente, deposición de vapor en vacío o infiltración.

Tabla 2. Propiedades mecánicas y físicas de los reforzantes para matrices metálica<sup>7</sup>.

Tipo de reforzante	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Modulo elástico (Gpa)	Dureza Knoop	R. a la compresión (Mpa)	Cond. térmica (W/m K)	Coef. de expansión térmica ( $\eta$ ) 10 <sup>-6</sup> /K	Coef. de expansión térmica específica (Wm <sup>2</sup> /kg K)
SiC	3.21	430	2480	2800	132	3.4	41.1
B <sub>4</sub> C	2.52	450	2800	3000	29	5.0	11.5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.92	350	2000	2500	32.6	6.8	8.3
TiC	4.93	345	2150	2500	20.5	7.4	4.2

## 1.2.2 REFORZANTES DISCONTINUOS

Los compuestos de matriz metálica reforzados discontinuamente, normalmente se usan hoy en muchas aplicaciones aeroespaciales e industriales. Estos ofrecen una amplia gama de propiedades mecánicas y físicas. Estas propiedades mecánicas de los materiales reforzados discontinuamente son el resultado directo de la interacción entre la matriz metálica y el reforzante, debido a que el reforzante fortalece a la matriz ya que se incrementa la densidad de dislocaciones. Los MMC's han estado bajo un intenso estudio para una gran gama de aplicaciones a nivel industrial. Muchos de estos estudios se han centrado en las matrices



base aluminio. Los materiales más usados como reforzantes son SiC,  $Al_2O_3$  y grafito, pero muchos otros se han investigado, tales como  $TiB_2$ ,  $B_4C$ ,  $SiO_2$ , TiC, WC, BN,  $ZrO_2$ , etc. La matriz reforzada con SiC y  $Al_2O_3$  presenta grandes cualidades, como son: alta rigidez, baja densidad, alta dureza y una de las más importantes es su bajo costo.

### ÓXIDO DE ALUMINIO ( $Al_2O_3$ )

Los MMC's reforzados con partículas de  $Al_2O_3$ , son atractivos ya que el  $Al_2O_3$  es relativamente inerte con la matriz de aluminio y tiene una alta resistencia a la oxidación, se produce con fibras pequeñas o partículas. Los MMC's de  $Al_2O_3$  presentan una alta resistencia a la tensión y un modulo de Young dos veces mayor al de las aleaciones de aluminio. Este es el material candidato para usarse en partes de automotores, como pistones y varios componentes de las cabezas de motor, entre otros.

### CARBURO DE SILICIO (SiC)

Los MMC's de Al/SiC han sido desarrollados para la industria aeroespacial, para el uso en fuselajes de aviones, para cajas en aparatos eléctricos y diversas aplicaciones en la industria automotriz, debido a que los compositos con matriz de aluminio y reforzados con SiC presentan propiedades superiores a las de una aleación monolítica sin reforzar, como son la resistencia al desgaste, el modulo de Young, tenacidad, resistencia a la tensión, entre otras. Además de estas características, este tipo de aleaciones se han estudiado lo suficiente para poder producir un composito con ciertas características microestructurales y con ello desarrollar un material con ciertas propiedades mecánicas que la propia aplicación lo requiera. Para este sistema (Al-SiC) se ha utilizado como matriz para los compositos aluminio puro, aleaciones de Al-Mg, Al-Cu, más sin embargo las aleaciones con mayor aplicación son las de Al-Si y en particular la aleación A356(Al-7% Si), ya que tiene características como mayor fluidez, menor susceptibilidad a la fractura en caliente y menor tendencia a la fractura. Algunas de sus propiedades mecánicas de los compositos con matriz de Al-7% Si observan en la Tabla 3 y 4.



Tabla 3. Propiedades mecánicas de composites colados en molde permanente con matriz de A356 reforzada con SiC con un tamaño de partícula de  $13\mu\text{m}^8$ .

% de SiC	Esfuerzo de tensión (MPa)	Modulo elástico (GPa)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	% de Elongación
0	275.72	75.1	199.8	6.0
10	303.292	80.6	282.6	0.6
15	330.864	89.6	323.9	0.3
20	351.543	96.5	330.8	0.4

Tabla 4. Propiedades mecánicas de aleación A356 sin reforzar y de composites colados en arena con matriz de A356 reforzada y con 20% de SiC en función de la temperatura de trabajo<sup>8</sup>.

Temperatura (°C)	Esfuerzo de tensión MPa		Esfuerzo de fluencia MPa		Elongación (%)		Modulo elástico (GPa)
	A356	20%	A356	20%	A356	20%	
22	275.7	351.5	199.9	330.8	6.0	0.4	96.5
150	165.4	268.8	144.7	261.9	15	1.0	81.3
204	103.3	241.2	82.7	234.3	30	0.1	73.7
260	75.8	165.4	62.6	89.6	50	1.5	53.7
315	27.5	75.8	20.6	68.9	60	6.3	31.0



### 1.3 APLICACIONES DE LOS MMC's

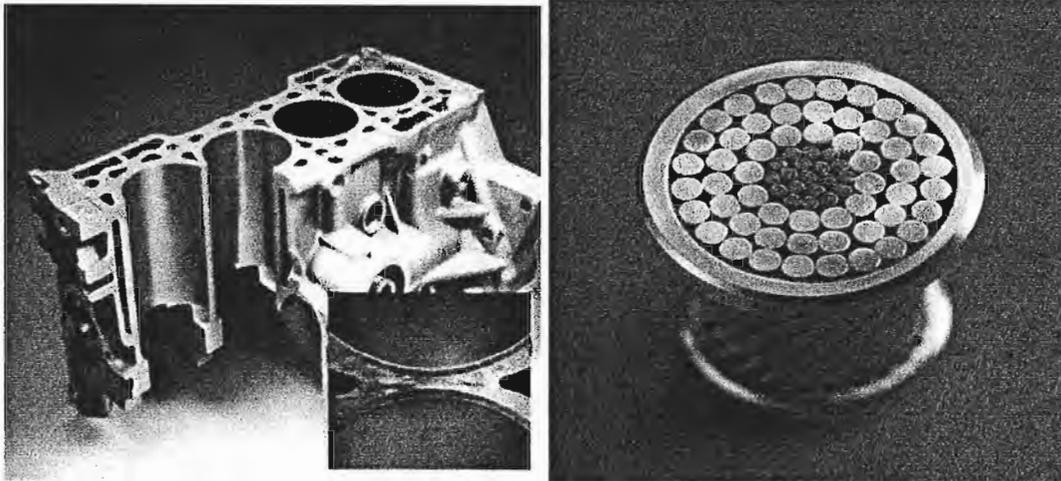
Durante los últimos 40 años ha crecido mucho el interés en el uso de piezas de MMC's, debido a que presentan interesantes propiedades mecánicas y físicas como resistencia a la tensión, desgaste, compresión, alto módulo de Yong, esfuerzo de fluencia, densidad intermedia, baja expansión térmica entre otras. Muchas investigaciones se han enfocado en tener menor peso y un alto rendimiento tanto en propiedades físicas como mecánicas, un ejemplo es la industria aeroespacial, donde los factores más importantes son el costo y la reducción de peso estructural, estas dos características son obtenidas reduciendo la densidad de la aleación y aumentando su módulo elástico, un ejemplo son las camisas para los monoblok de hierro colado, las cuales se han sustituido por camisas de composito con matriz metálica base aluminio. Algunas ventajas adicionales son la reducción de peso, trabajo a alta temperatura (componentes de motores) y resistencia al desgaste (discos del freno, tambores).

Como los compositos reforzados con SiC presentan una buena estabilidad térmica y química en condiciones de servicio severas, y tienen una buena resistencia mecánica, bajo costo y alta disponibilidad. Las aplicaciones específicas de estos incluyen pistones, componentes de sistemas de frenos, componentes sujetos a la abrasión y desgaste, contactos electromecánicos y componentes del chasis (Figura 2).

Las aleaciones de Al-Si son las más utilizadas como matrices para la producción de los MMC's. Estas aleaciones sin la presencia de refuerzo tienen una mediana resistencia al desgaste, bajo coeficiente de expansión térmica, alta resistencia a la corrosión, etc. Estas propiedades se mejoran cuando la fase de silicio sufre algunas modificaciones morfológicas por la adición de Sr. Todas estas propiedades contribuyen a que estas aleaciones tengan una gama de aplicaciones en la industria automotriz, sobre todo para las cabezas de los motores, pistones y levantadores de la válvula. Sin embargo presenta una baja resistencia al desgaste por lo cual, al adicionar un cerámico a esta aleación, incrementa notablemente su rigidez, su resistencia a temperaturas altas y al desgaste a temperatura ambiente. En la Figura 3 se



observan otros tipos de aplicación de los MMC's.



a)

b)

Figura 2. Piezas prototipo de compuesto Al-SiC para aplicaciones automotrices y eléctricas  
a) Anillos en monoblok colados de matriz metálica de aluminio y b) Sección de un conductor eléctrico para la transmisión de energía con matriz metálica de aluminio<sup>7</sup>.

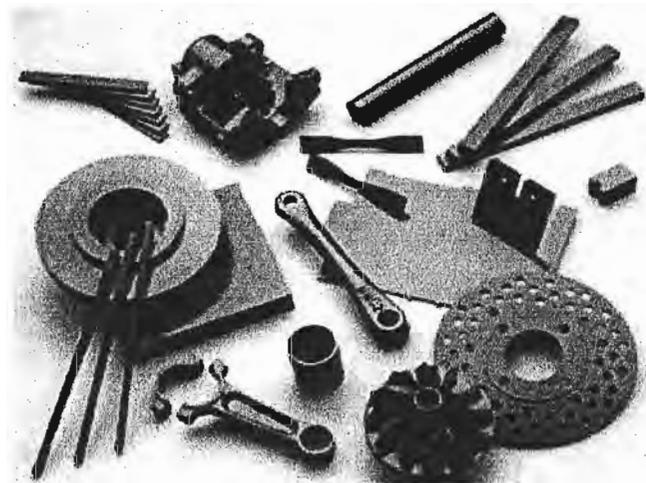


Figura 3. Algunas aplicaciones de los MMC<sup>7</sup>.



## 1.4 PROCESOS DE FABRICACIÓN PARA LOS COMPOSITOS DE MATRIZ DE ALUMINIO<sup>9, 10, 11, 12</sup>

En los últimos 10 años los materiales compuestos han cambiado al tener una matriz monolítica de aleaciones de aluminio principalmente, ajustándose con esto a la necesidad global por tener un peso menor, bajo costo y una buena calidad. Pese a la reducción de peso y la disminución significativa en el costo de los componentes, hay una gran tendencia para los nuevos compuestos a ser desarrollado por un método más rentable. En el campo de la manufactura de los compositos hay múltiples procesos, como son el método de vórtice o mezclando por agitación mecánica. Este método continúa siendo el proceso más popular para fabricar piezas de compositos colados, debido a su bajo costo de producción. Por otro lado los métodos de infiltración, pulvimetalurgia, compocasting o rheocasting, in-situ, atomización por rocío y técnicas del codeposición son menos utilizados para la producción de compositos de Aluminio ya que son costosos. Por ello el método que se describe con detalle en esta sección es el del Vórtice, debido a que este se utilizó para obtener el composito en la parte experimental. Además este método se asocia a procesos de fundición convencionales para la fabricación de piezas coladas.

### 1.4.1 MÉTODO VORTEX O VÓRTICE

Este método consiste en crear un vórtice en el metal líquido al momento que se agrega el reforzante en forma de partículas (Figura 4). Este vórtice se crea por la agitación mecánica del metal a través de un aspa, la cual se coloca en el centro del baño de la matriz. Al crearse el vórtice se adiciona el reforzante en la parte central del mismo para que el reforzante se disperse totalmente en el metal líquido.

La obtención de piezas de MMC coladas por agitación mecánica ha sido empleada mayormente para la fabricación de los compositos con matriz metálica; el mayor problema de este método es obtener la dispersión eficiente de las partículas reforzantes en el metal líquido. A pesar de que se le han encontrado ciertos problemas en cuanto a conseguir la



total homogeneidad de estas partículas en el baño metálico, adicionalmente se generan defectos por porosidad, inclusiones de óxidos y reacciones interfaciales. A pesar de todo este tipo de problemas, se considera el método más viable y útil en aplicaciones industriales debido a la capacidad de producción que se alcanza, así como su bajo costo y fácil manejo.

La calidad microestructural así como las propiedades mecánicas de los MMC's, están fuertemente relacionadas con las variables que intervienen en el proceso del método vórtice. Estas variables se deben considerar como los parámetros de control para obtener una buena calidad del compuesto. Algunos de los parámetros para la fabricación de los composites Al-Si por este método se describen a continuación.

- a) **Pre calentamiento de las partículas de SiC.** Cuando las partículas reforzantes tienen una temperatura similar a la del ambiente y al ser incorporadas en metal líquido, se produce un rechazo de éstas por la matriz<sup>13</sup> y con ello se impide que se tenga una buena incorporación de las partículas en la matriz metálica. Este rechazo es debido a la adsorción de gases o humedad en la superficie de las partículas, con lo cual la humectabilidad disminuye considerablemente<sup>14</sup>, por lo tanto se han realizado pruebas para determinar cual es la temperatura óptima de pre calentamiento de las partículas y estas han dado como resultados rangos de pre calentamiento sugeridos para estas partículas<sup>14, 15</sup>. Muralli<sup>13</sup> recomienda que la temperatura de pre calentamiento sea superior a los 500° C, pero no mayor a la temperatura de descomposición de la partícula de SiC (780°C), con ello se evitará la disolución de esta en la matriz.
- b) **Tamaño, forma y porcentaje de las partículas reforzantes.** La forma y tamaño de las partículas tienen una influencia en la incorporación del reforzante en la matriz, por lo tanto también en las propiedades mecánicas del compuesto. Por ejemplo, se ha observado que tamaños menores de 53µm y una morfología esférica facilita la incorporación de las partículas, incorporándose hasta un máximo de 60% en volumen de reforzante. La sedimentación de reforzante está fuertemente relacionada con la velocidad de agitación y se ha reportado que si la velocidad de agitación es constante y se incrementa el tamaño de partícula la tendencia al asentamiento será mayor<sup>16</sup>,



debido a que la densidad de la partícula de SiC es mayor ( $3220 \text{ kg/m}^3$ ) que la de la aleación A356 ( $2680 \text{ kg/m}^3$ ), esta diferencia de densidades causa la sedimentación hacia el fondo del baño líquido. Por lo tanto, un tamaño de partícula pequeña y una morfología esférica favorece su incorporación en el baño líquido.

- c) **Velocidad de adición del reforzante en el baño líquido.** La velocidad de adición del reforzante también afecta su incorporación en el baño líquido. Por ejemplo, cuando se tiene un tamaño de partícula grande y una velocidad de agitación baja su incorporación será deficiente, por otro lado cuando la velocidad es alta y las partículas son pequeñas tienden a aglomerarse y con ello habrá una mala distribución de las partículas, por lo cual se tiene que tener cuidado en la velocidad de agitación y del tamaño de partícula.
- d) **Temperatura del baño.** Surappa<sup>16</sup> y Rana<sup>17</sup>, establecieron que a temperaturas menores a  $720^\circ\text{C}$  del baño líquido se presenta un fenómeno de rechazo y por ello una mala incorporación, debido a que la humectabilidad de las partículas disminuye, en un rango de temperatura entre  $720^\circ\text{C}$  y  $780^\circ\text{C}$ . Más sin embargo, a temperaturas mayores de  $780^\circ\text{C}$  se han obtenido distribuciones homogéneas, pero hay una descomposición del cerámico (SiC) produciendo  $\text{Al}_4\text{C}_3$ . También se pueden tener una oxidación de los elementos aleantes como el Mg y se aumenta la absorción de hidrógeno.

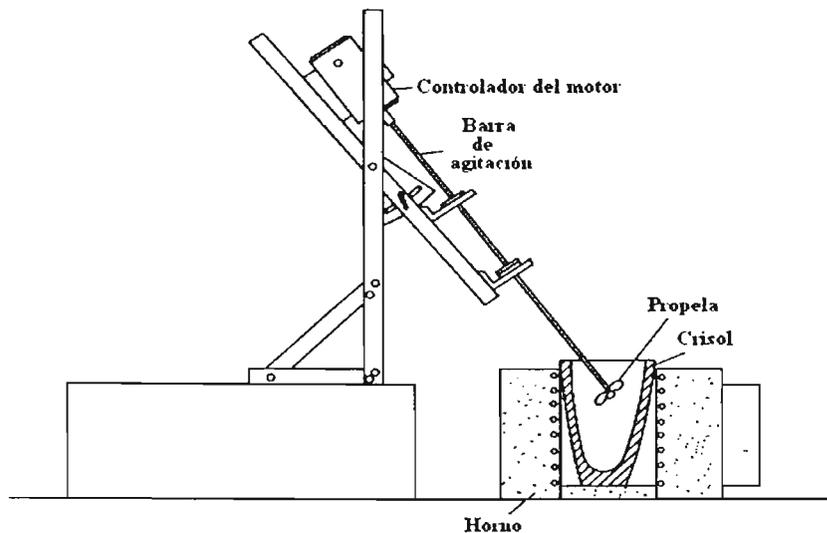


Figura 4. Esquema del método Vórtice, en donde se dispersan las partículas reforzantes a través de una agitación mecánica<sup>7</sup>.



## CAPITULO II

### 2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

#### 2.1 PARÁMETROS DE CONTROL PARA LA PRODUCCIÓN DE MMC's COLADOS

El mayor reto en la producción de los MMC's colados es el control de la calidad microestructural durante la solidificación, debido a la presencia de una segunda fase insoluble dentro de la matriz líquida (SiC), y con ello se cambian las condiciones de solidificación de la matriz sin reforzar, estas alteraciones en la solidificación afectan la morfología de las fases presentes, los frentes de solidificación, la velocidad de nucleación de las fases, promoción de fases o precipitados en la matriz, etc. Lo anterior puede tener una influencia significativa en el desempeño del los MMC's. Es bien conocido que la heterogeneidad en la distribución del reforzante, la presencia de aglomeraciones de estos, puede tener efectos en las propiedades mecánicas como: la ductilidad, dureza, entre otras. Por tanto en la siguiente sección se revisan los diferentes factores que pudieran ocurrir o afectar tanto en la producción como en la obtención de piezas coladas. Así mismo se presentan los parámetros o las variables que pueden afectar el índice de fluidez de los compositos colados.



### 2.1.1 HUMECTABILIDAD

La humectabilidad puede definirse como la habilidad de un líquido a mojar una superficie sólida. La humectabilidad de un reforzante en una matriz metálica líquida es un parámetro importante para la producción de materiales compuestos, ya que está afecta directamente a la incorporación del reforzante en la matriz. Los procesos de manufactura más comunes y baratos de composites colados con matriz metálica, generalmente incorporan al reforzante a través de la agitación mecánica de la matriz líquida o semisólida, por lo que es muy importante tener una buena humectabilidad de las partículas en la matriz líquida, de tal forma que se garantice un buena incorporación y distribución de éstas en la matriz<sup>18</sup>. Las propiedades mecánicas de los MMC's están en función de la interacción de la partícula y la matriz. Por lo tanto cuando se tiene una baja humectabilidad del reforzante, habrá una deficiente incorporación provocando propiedades mecánicas deficientes del composito.

Considerando que la energía interfacial es la fuerza involucrada en la unión metal-cerámico que induce a la formación del composito y consecuentemente representa la magnitud de contacto íntimo entre un líquido y un sólido. Esta energía interfacial puede determinarse a partir del balance de fuerzas presentado en la Figura 5, en la cual se considera el ángulo de contacto que entre el metal líquido y la superficie del cerámico.

La energía superficial de la interfase sólido-líquido esta definido por el balance de fuerzas en el equilibrio, y esta dado por la ecuación de Young-Dupre<sup>19</sup>:

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cos \theta \dots\dots\dots 1$$

Donde:

- $\gamma_{sv}$  es la energía específica de la interfase sólido-vapor
- $\gamma_{sl}$  es la energía específica de la interfase líquido-sólido
- $\gamma_{lv}$  es la energía específica de la interfase líquido-vapor.



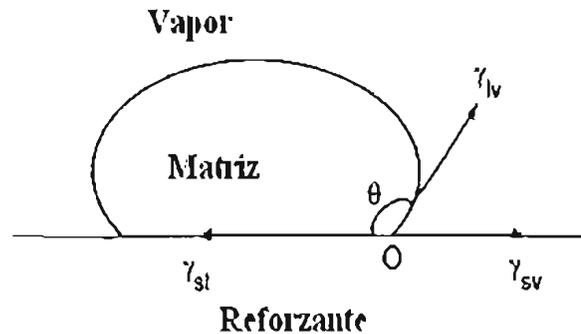


Figura 5. Esquema del ángulo de contacto entre el líquido (Matriz) y el sólido (Reforzante).

Analizando el sistema, cuando una gota del líquido esta en contacto con un substrato sólido, se reemplaza una porción de la interfase sólido-vapor por una interfase líquido-sólido. La extensión del líquido sobre el substrato sólido puede ocurrir solo si disminuye la energía libre del sistema.

La ecuación de Young-Duppre puede escribirse de la forma<sup>20</sup>:

$$\theta = \cos^{-1} \left( \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \right) \dots\dots\dots 2$$

Esta se interpreta de la siguiente manera: para un ángulo de 180 la gota toma una forma esférica por tanto no se dan las condiciones de humectabilidad, por el contrario cuando se tienen ángulos de contacto igual a cero, indica total humectabilidad, mientras que para ángulos de contacto entre 0 y 90 se espera humectabilidad parcial entre la matriz líquida y el cerámico.

De acuerdo a Delannay<sup>21</sup> la humectabilidad es afectada por dos factores, uno es la tensión superficial del líquido y el otro es la interacción del líquido y el sólido en la interfase. Adicionalmente la presencia de películas de óxido en la superficie del metal no promueve adecuadamente condiciones de humectabilidad en la aleación líquida, el óxido forma una capa la cual crea una resistencia a la penetración del reforzante en la matriz líquida, especialmente cuando la partícula es adicionada en la parte de arriba del seno de la matriz. Por otro lado el aluminio tiene una alta afinidad al oxígeno, por ejemplo a 400° C se forma una capa de óxido de aluminio con un espesor de 50 nm en 4 horas, por consiguiente es



difícil evitar la formación del óxido. La forma y las propiedades de la superficie de la partícula también afectan la humectabilidad, la cual puede reducirse por la adsorción de contaminantes. Otro factor que afecta la humectabilidad es el incremento de la temperatura ya que este aumento incrementa la humectabilidad, debido a que el ángulo de contacto entre la partícula y el metal líquido decrece considerablemente<sup>18</sup>, presentándose valores de ángulos de contacto abajo de los 180°.

La adición de elementos aleantes como el Mg y Sr incrementan considerablemente la humectabilidad del SiC en la matriz metálica líquida. Estos dos elementos promueven la reducción de la tensión superficial del metal líquido y disminuyendo también la energía interfacial de la interfase partícula/líquido. Por ejemplo, la adición de 3% de Mg reduce la tensión superficial del aluminio líquido de 0.760 N/m a 0.599 N/m<sup>19</sup>.



## 2.1.2 FENÓMENOS DE ATRAPAMIENTO-RECHAZO-ENVOLVIMIENTO DE LAS PARTÍCULAS

Las propiedades mecánicas de los composites colados de matriz metálica para una determinada aplicación, están principalmente en función de las características microestructurales y la distribución de las partículas reforzantes en la matriz metálica. En la producción de los composites de matriz metálica, el desarrollo microestructural está significativamente influenciado por la presencia de las partículas utilizadas como reforzante durante la solidificación, tanto para aleaciones de rango corto como de rango largo\*, ya que existe una interacción entre la partícula y la interfase. Esta interacción puede afectar la estabilidad y la morfología de la misma, así como también la distribución de la partícula en el material solidificado. Con esto puede presentarse una segregación de las partículas reforzantes en la parte final que solidificó de la región interdendrítica de la fase primaria y como resultado una heterogeneidad en la distribución de la partícula en la matriz<sup>22</sup>, dando como resultado una disminución de las propiedades tanto mecánicas como físicas en el composito.

B. Dutta<sup>23</sup> establece que durante la solidificación, el crecimiento de la interfase sólido-líquido interactúa con las partículas reforzantes, esta interfase puede rechazar (empujar) o envolver la partícula durante el crecimiento del sólido, de esto se deriva que:

1. La presencia de partículas reforzantes en el crecimiento de la dendrita alteran la forma de la interfase.
2. Existen fuerzas repulsivas y de arrastre entre la partícula y la interfase. Si la fuerza repulsiva es mayor que la de arrastre la partícula será rechazada, mientras que si la fuerza de arrastre es mayor que la repulsiva, la partícula será envuelta por el crecimiento del sólido.

\*Las aleaciones de rango corto a nivel macro se observa un crecimiento de granos columnares, solidifican a temperaturas constantes, tienen intervalos de solidificación pequeños y las aleaciones de rango largo tienen un crecimiento de granos equiaxiales e intervalo de solidificación largos.



3. La magnitud de ambas fuerzas depende de la forma de la interfase sólido-líquido en la vecindad de la partícula.

Estas últimas aseveraciones indican que la forma de la interfase tiene una gran importancia en la naturaleza de la interacción con respecto a que la partícula sea rechazada o envuelta<sup>23</sup>.

Cuando la partícula que está en estado estacionario entra en contacto con la dendrita, debido al crecimiento dendrítico, esta experimenta los siguientes tres tipos de fuerzas.

1.- Fuerza repulsiva (F):

Se ha observado que la magnitud y la naturaleza de esta fuerza dependen del sistema y no de las energías interfaciales. Por lo tanto, se propone una expresión cuantitativa para este tipo de fuerza, la cual está relacionada con la energía interfacial, y está en función de la curvatura de la interfase, con ello generándose la siguiente relación<sup>23</sup>.

$$F_r = 128\pi B \frac{R_d^3 R_p^3 (R_d + R_p + d)}{d^2 (d + 2R_d)^2 (d + 2R_p)^2 (d + 2R_d + 2R_p)^2} \dots\dots\dots 3$$

Donde B es la constante de Hamaker y es evaluada a partir de:

$$B = \Delta\gamma_0 * a_0^2 \dots\dots\dots 4$$

Donde

$$\Delta\gamma_0 = \gamma_{ps} - \gamma_{pl} - \gamma_{sl} \dots\dots\dots 5$$

$a_0$  es la distancia interatómica en el líquido,  $R_d$  es el radio de la punta de la dendrita,  $R_p$  es el radio de la partícula,  $d$  es la distancia (huecos) de separación entre la partícula y la punta de la dendrita y  $\Delta\gamma_0$  es la diferencia de la tensión superficial de las interfases partícula/sólido ( $\gamma_{ps}$ ), sólido/líquido ( $\gamma_{sl}$ ) y la interfase partícula/líquido ( $\gamma_{pl}$ )



2.- Fuerzas de arrastre viscosas ( $F_d$ )

Cuando la partícula es rechazada por el crecimiento de la dendrita y si hay una separación constante entre la partícula y la punta de la dendrita y en esta separación se alimenta continuamente el metal líquido (líquido remanente) entre la partícula y la dendrita, por lo tanto la partícula seguirá siendo rechazada por esta dendrita. Este flujo continuo del líquido genera fuerzas viscosas de arrastre en la partícula, esta fuerza se puede evaluar como:

$$F_d = 6\pi\eta V \frac{1}{d^2} \left( \frac{R_d R_p}{R_d + R_p} \right)^2 \dots\dots\dots 6$$

Donde  $V$  es la velocidad de crecimiento de la dendrita y  $\eta$  es la viscosidad del metal.

3.- Fuerza de flotación:

Esta fuerza se presenta por las diferencias de densidades del metal líquido y la partícula. Si la densidad de la partícula es mayor que la de metal líquido, esta se sedimenta o por el contrario si es menor la densidad de las partículas que la del metal líquido estas flotarán, esta fuerza es evaluada como:

$$F_b = \frac{4}{3}\pi R_p^2 g (\rho_p - \rho_l) \dots\dots\dots 7$$

Donde  $\rho_p$  y  $\rho_l$  son la densidades de la partícula y del metal líquido, el termino  $g$  es la aceleración de la gravedad.

Con estas tres fuerzas en conjunto al sumarlas dan como resultado la fuerza neta que actúa sobre la partícula y puede ser evaluada a través de la siguiente expresión:

$$F_n = F_r - F_d - F_b \dots\dots\dots 8$$

Cuando  $F_n$  es positiva, la partícula será rechazada y si es negativa la partícula será envuelta.

B. Dutta<sup>23</sup> ha mostrado que para una velocidad de crecimiento dada hay un tamaño (radio) de partícula crítico  $R_p^{cr}$ , bajo el cual la partícula puede ser rechazada o envuelta por el



CAPITULO II

sólido. Este radio de partícula crítico se calcula usando la ecuación # 4 y haciendo que  $F_n$  sea igual acero.

El tamaño de la partícula crítico decrece con un incremento de la velocidad de crecimiento y puede ser expresado de la forma:

$$VR_p^{CR} = K \dots\dots\dots 9$$

Donde K es una constante.

En la solidificación dendrítica, la partícula suspendida en el metal líquido puede interactuar con el crecimiento dendrítico primario o secundario, esto depende del tipo de interacción. Este fenómeno se puede observar en la Figura 6, donde el crecimiento de la dendrita, mas específicamente en el brazo primario, puede rechazar la partícula si su tamaño es menor al tamaño crítico o el caso contrario puede envolverlo si este es mayor al tamaño crítico ( $R_p^{eng}$ ), como se muestra en la Figura 6(a) y (b), si el brazo primario es de menor tamaño que el tamaño crítico para que sea envuelto, la dendrita podría capturar la partícula y también el crecimiento podría cesar simultáneamente, como se observa en la Figura 6(c).

Cuando la dendrita está creciendo la partícula puede ser atrapada en la región interdendrítica. Bolling<sup>24</sup> demostró que la velocidad de atrapamiento en el límite de grano es mayor  $\sqrt{3}$  que la velocidad crítica de envolvimiento. De manera similar se puede observar esto cuando la partícula es capturada en la región interdendrítica y con ello se podría extender a las dendritas, esta fuerza repulsiva puede ser estimada como 3 veces mayor que la del envolvimiento. A su vez también el radio crítico de atrapamiento ( $R_p^{ent}$ ) es mayor en la región interdendrítica como se muestra en la Figura 6(d) y (e). Sin embargo, si la velocidad de crecimiento es baja, el espaciamiento del brazo primario ( $\lambda$ ) será muy grande, esto puede llevar a una gran separación entre dos dendritas, y como la partícula es mas pequeña que este espaciamiento ( $\lambda \gg R_p$ ), esta partícula puede no interactuar con ninguna fuerza, ya que las fuerzas descritas anteriormente son de corto alcance. Con estas condiciones la partícula será retenida en su posición original, incluso después de que la dendrita circundante que tiene un crecimiento de sus brazos secundarios a partir de los



brazos primarios y con esto la partícula puede ser encerrada mecánicamente y eventualmente se presentará un atrapamiento de esta en la región interdendrítica, Figura 6(f). Este fenómeno puede conducir a una microsegregación de las partículas en la matriz. A su vez Van Vugt y L. Froten<sup>26</sup> establecen que en diferentes frentes de solidificación con partículas de SiC presentan diferentes mecanismos en una interfase planar, en donde han observado que hay un rechazo o envolvimiento de las partículas en este tipo de interfaces (Figura 7). También observaron que en la interfase celular se presenta un rechazo y atrapamiento, con esto concluyen que en la interfase dendrítica algunas partículas pequeñas son atrapadas en el espacio interdendrítico, mientras que las partículas grandes son rechazadas.

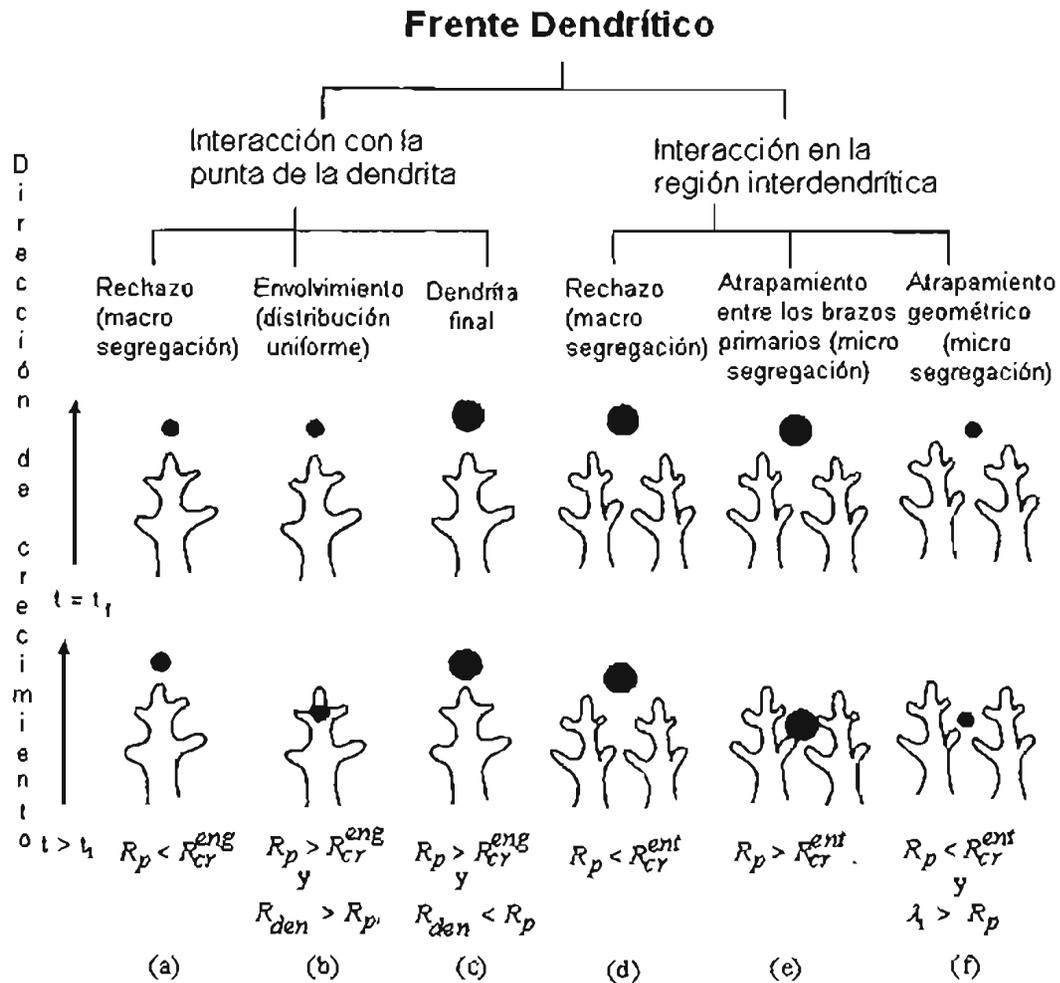


Figura 6. Diferentes mecanismos de rechazo, atrapamiento y envolvimiento de partícula en un crecimiento dendrítico<sup>23</sup>.



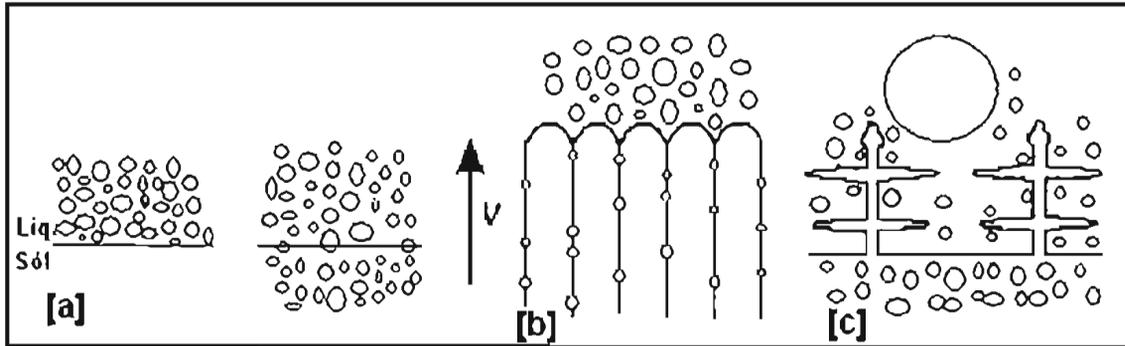


Figura 7. Diferentes modelos de solidificación donde se observa la forma de la interfase la cual puede derivar en rechazo, envolvimiento o atrapamiento de la partícula. (a) Interfase planar, (b) Interfase celular y (c) Interfase dendrítica<sup>26</sup>.



### 2.1.3 NUCLEACIÓN

Cuando se observa la microestructura de un composito con matriz metálica hipoeutéctica (A356), las partículas reforzantes están generalmente segregadas en la última zona de solidificación de la región interdendrítica de la fase primaria, generando esto una mala distribución de la partícula en la matriz metálica. La segregación del reforzante dentro la región interdendrítica se debe a la ausencia de agentes nucleantes o por la refusión de la fase primaria  $\alpha$ , también podría ser por el rechazo de las partículas en la interfase que está solidificando, esta última aseveración también se conoce como un fenómeno de rechazo de la partícula<sup>22</sup> explicado en la sección anterior, por lo tanto, hay una velocidad crítica de crecimiento de la interfase sólido/líquido donde la partícula es atrapada por la interfase que está solidificando. Con velocidades menores la partícula es rechazada por la interfase, algunas de estas velocidades se han medido experimentalmente por el método de la cuña, por ejemplo para el Al-12.5% Si con 5% SiC tiene una velocidad de 13100 m/s, Al-7% Si con 5% SiC una velocidad de 14800 m/s y Al-4% Si con 5% SiC una velocidad de 15600 m/s respectivamente<sup>27</sup>.

De acuerdo a criterios termodinámicos vistos en la sección anterior, la partícula puede tener una tendencia a ser envuelta por la interfase que está solidificando, debido a un cambio de la energía interfacial. Se ha observado que la fase primaria nuclea en las partículas reforzantes, con ello mejorando la interfase entre la partícula y la matriz y con ello generando un aumento en las propiedades del composito<sup>28</sup>. Por lo tanto, es importante entender la formación de la fase primaria en el composito en presencia de reforzantes, desgraciadamente esto hasta el momento no se ha entendido muy bien<sup>18</sup>. Frecuentemente, para obtener un grano fino se adicionan agentes inoculantes, estos agentes actúan como sitios de nucleación heterogénea.

Durante la solidificación de compositos reforzados con partículas, el refuerzo suspendido en la fase líquida, pudiera servir como un sitio de nucleación heterogénea para los cristales de la fase primaria. Se han presentado evidencias<sup>29</sup> que el silicio nuclea heterogéneamente



en la superficie de las partículas de SiC, especialmente con matriz hipereutética, alcanzando una refinación parcial del mismo.

Por otro lado la fase dendrítica primaria de algunas aleaciones base aluminio como Al-Zn, Al-Mg, Al-Si, generalmente tienden a evitar la dispersión de las partículas de reforzante sin nuclear en la superficie de las mismas<sup>30</sup>. P.K. Rohatgi<sup>28</sup> propone que las posibles interfases en el sistema Al-Si/reforzante pueden ser entre la fase primaria  $\alpha(\text{Al})$  y el reforzante, entre el Si primario y el reforzante o el Si eutéctico y el reforzante. Estas interfases han sido observadas experimentalmente, a excepción de la interfase formada por la fases  $\alpha(\text{Al})$  y el reforzante (Figura 8). S. Nagarajan<sup>29</sup> concluye en relación a la modificación del Si eutéctico en compositos A356 reforzados con partículas de SiC con fracciones en volumen del 10 al 20 %, que el Si eutéctico nuclea heterogéneamente sobre las partículas del SiC, provocando que la morfología del silicio eutéctico cambie de acicular a equiaxial. Este fenómeno es más notorio en presencia de elevadas fracciones de refuerzo. En el mismo sentido W. Wang<sup>31</sup> ha reportado que la nucleación del Si es favorable en aquellos planos de SiC en los cuales son coherentes o semicoherentes con los planos de nucleación del Si, estos planos reportados por Wang son los  $(111)_{\text{Si}}// (011)_{\alpha\text{-SiC}}$ . En adición a esto, la presencia de las partículas de SiC puede también afectar el campo térmico y el campo de difusión del soluto local y por consiguiente refinar al silicio. La baja conductividad térmica del SiC comparada con la de la aleación líquida podría conducir a la retención de calor en las partículas de SiC y por consiguiente, su temperatura sería mayor que la del líquido de sus alrededores durante la solidificación del composito. Ya que el silicio puede nuclear a temperaturas más altas comparadas con las del aluminio, las partículas de SiC pueden actuar como sitios favorables para la nucleación del silicio.

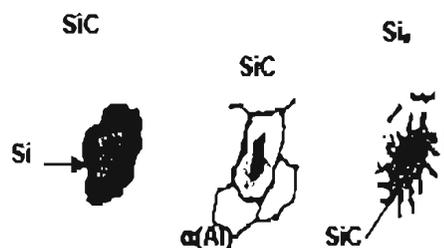


Figura 8. Diagrama mostrando las posibles interfases del sistema Al-Si/reforzante<sup>32</sup>.



En otro trabajo Y. Kim<sup>33</sup> presenta el desarrollo teórico para el análisis de la nucleación de fases primarias en la superficie del SiC con matrices de aleación Al-Si. El análisis se realiza desde el punto de vista de segregación de soluto en la superficie de la partícula, o sea la formación de una capa límite. Dicha concentración se calcula tomando en cuenta la energía superficial del SiC y la matriz líquida, la cual fue alrededor de 1.14 a 1.2 veces mayor que la concentración de soluto en el líquido localizado en las zonas alejadas de las partículas de SiC, el cálculo se hizo en un intervalo de temperatura de 850 a 500 °C. Los cálculos indican que hay una mayor concentración de soluto en la superficie de la partícula que en las zonas alejadas, resultando en una diferencia entre la temperatura de liquidus en contacto con la superficie de la partícula y el seno del metal líquido. El enriquecimiento local de soluto por tanto, conduce a un elevado sobreenfriamiento de la capa enriquecida, para el caso de aleaciones hipereutécticas más que para las hipoeutécticas, lo que hace que las condiciones para la nucleación heterogénea sean más favorables en matrices hipereutécticas. Esto último se ha observado experimentalmente en composites Al-Si-SiC con matrices hipereutécticas. Un esquema del modelo difusivo alrededor de la partícula de SiC se presenta en la Figura 9.

El mecanismo antes expuesto, explica en cierto grado el porque de la nucleación del Si primario sobre las partículas de SiC en aleaciones hipereutécticas, pero no es claro el mecanismo que explica la nucleación de Si de la fase eutéctica sobre las partículas del SiC, la cual también se ha mostrado experimentalmente<sup>34</sup>.

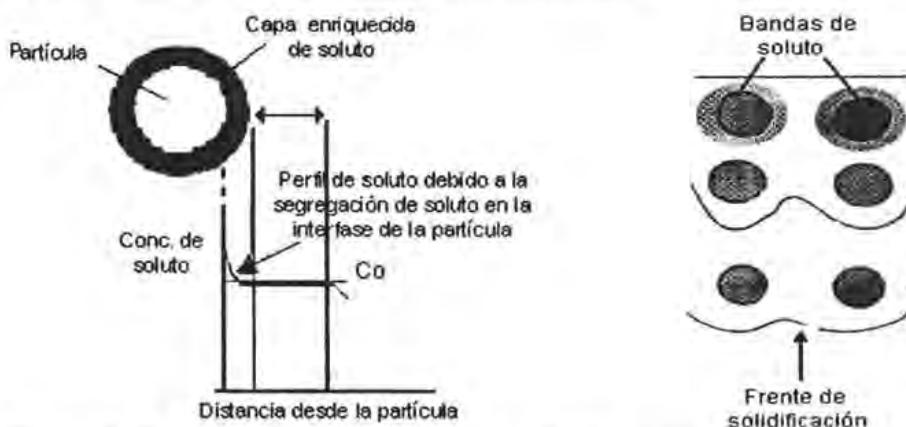


Figura 9. Esquema del modelo de capa límite enriquecida y localizada alrededor de la partícula de SiC, donde se presenta el perfil de composición<sup>22</sup>.



## 2.2. PARÁMETROS QUE AFECTAN LA FLUIDEZ DE LOS COMPOSITOS COLADOS CON MATRIZ DE ALUMINIO.

### 2.2.1 MECANISMOS DE SOLIDIFICACIÓN EN CANALES (MOLDE DE ESPIRAL)

La fluidez de un metal puro es significativamente mayor al de una aleación y más aun a la de un compuesto. La solidificación de los metales puros inicia por la nucleación y crecimiento de granos columnares en las paredes del canal, tanto en moldes permanentes como en moldes de arena en verde, estos granos columnares crecen hacia el interior del canal, a su vez el flujo del metal líquido se va reduciendo gradualmente a través del canal hasta que los dos frentes se unen y este flujo se detiene, como se observa en la Figura 10.

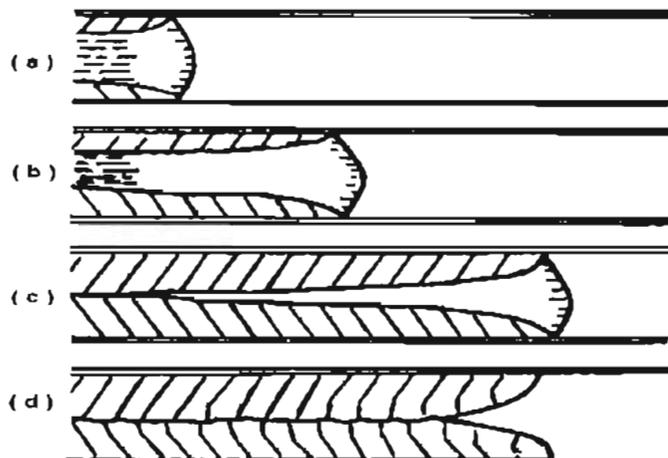


Figura 10. Solidificación de aluminio puro en una prueba de fluidez, (a) el líquido entra al canal, hay un crecimiento de granos columnares y pequeñas interfases sólido-líquido, (b) los granos columnares siguen creciendo en contracorriente del flujo, (c) el canal empieza a cerrarse con material solidificado, (d) el líquido remanente solidifica con un rápido crecimiento de grano en el canal.

La fluidez de metales puros está en función del sobrecalentamiento y la presión de la cabeza metalostática, pero los factores que afectan la fluidez en aleaciones son diferentes a las de un metal puro, debido a que los mecanismos de solidificación cambian, esto es, conforme se aumenta el contenido de los elementos aleantes hay un cambio en el mecanismo de solidificación, específicamente de la formación de granos columnares a



granos equiaxiales como se observa en la Figura 11. Por ejemplo, con pequeñas cantidades de elementos aleantes es afectada la forma de la interfase sólido-líquido y en consecuencia la fluidez disminuye<sup>35</sup>, pero hay una excepción a este comportamiento, ya que se ha observado que en las aleaciones eutécticas de Al-Si, donde la composición del eutéctico es de 12.5% Si, esta fluidez aumenta con sobrecalentamientos constantes, sin embargo si se disminuye el porcentaje de Si la fluidez decrece considerablemente en las aleaciones hipoeutécticas, en contraste en las aleaciones hipereutécticas este comportamiento es diferente ya que con un aumento del porcentaje de Si la fluidez permanece casi constante (Figura 11).

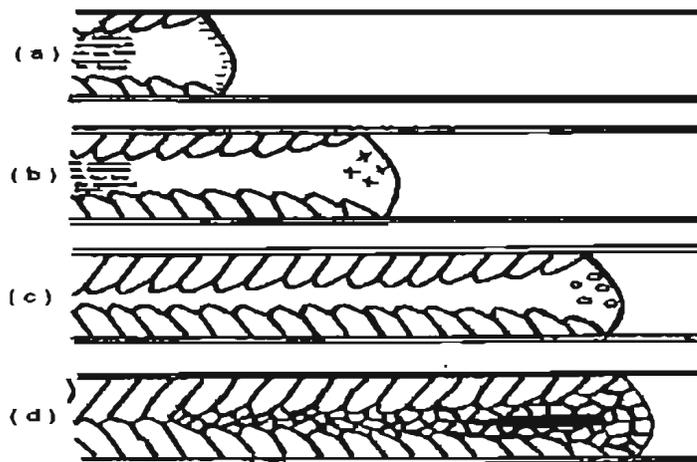


Figura 11. Solidificación de una aleación de aluminio, (a) crecimiento de granos columnares con una interfase sólido-líquido irregular, (b) continua el crecimiento de granos columnares con nucleación de finos granos en la punta del líquido, (c) la entrada del canal se ha cerrado, aunque la sección transversal no se ha cerrado completamente, (d) el líquido remanente con granos equiaxiales al final del canal.

Por lo tanto, si en una aleación de Al-Si la fluidez disminuye, es más notoria la disminución en los composites colados de Al/SiCp. Este comportamiento tiene una influencia directa no solo en la colabilidad del material, sino también en las propiedades del composite colado. Los parámetros que podrían influir en esta disminución de la fluidez, son la temperatura de colada, la cantidad o porcentaje en volumen de reforzante, el tamaño de partícula del reforzante, la interacción de la interfase entre la partícula reforzante-matriz, y la presencia de agentes que modifican esta interacción de la interfase, por ejemplo, Sr y Mg.



### 2.2.2 TEMPERATURA DE COLADA

La temperatura de colada es un término utilizado en la industria de la fundición, como la temperatura máxima a la cual un composito o cualquier otro material son vaciados con un molde ya sea metálico o de arena en verde. Las aleaciones de aluminio hipoeutécticas presentan una alta fluidez, debido al contenido de calor que está presente y está compuesto por dos elementos que son el sobrecalentamiento y el calor de fusión. Para metales puros y aleaciones diluidas, la fluidez aumenta cuando se incrementa el calor de fusión del metal por el contrario en las aleaciones no diluidas, por ejemplo la aleaciones Al-Si la fluidez presenta un relativo aumento por el incremento del calor de formación de la primera fase que precipita, por lo cual estas las aleaciones hipoeutécticas tienen una buena fluidez. Sin embargo al aumentar el contenido de Si, se incrementa el rango de solidificación y con ello se reduce la fluidez, debido a la formación de los granos equiaxiales en la punta del flujo del metal, ya que se genera una zona de retención del flujo y en consecuencia éste se detiene<sup>35</sup>, tal y como se observa en la Figura 11 (c) y (d). Este comportamiento de la fluidez permanece casi constante en las aleaciones hipoeutécticas pero cuando se tienen contenidos superiores al 10% de Silicio hay un aumento considerable de la fluidez, esto se debe a que se acerca al eutéctico (Figura 12(a) y (c)) y la explicación de este fenómeno es que el calor latente de fusión del Si (350 cal/g) es aproximadamente 4 veces mayor que el del aluminio puro (95 cal/g), por lo tanto, esta cantidad de calor latente tiene que ser liberado por el metal líquido que está solidificando y con ello el metal permanecerá más tiempo en estado líquido y recorriendo mayores distancias ya sea en el canal de las espiral o en los corredores en un sistema de colada, teniendo una mayor fluidez<sup>35</sup>.

Con respecto a los compositos colados H. Liu y A.M. Samuel<sup>36</sup> establecen que este aumento de la fluidez de una aleación monolítica también se debe a que no hay presencia de una segunda fase como en los compositos, ya que presentan una relativa disminución de la fluidez y esta disminución se atribuye a la presencia de un reforzante (segunda fase), debido a que hay un incremento del área superficial y por lo tanto habrá mayor fricción entre el metal líquido y el refuerzo. Sin embargo H. Liu<sup>36</sup> establece que si se tiene un



porcentaje constante de reforzante en el metal líquido y se aumenta la temperatura de colada (sobrecalentamiento) esta fluidez aumentará considerablemente como en las aleaciones monolíticas de Al-Si, ya que se tienen varios factores que afectan este comportamiento, como son: el tiempo que se tarda en llegar a la temperatura donde ocurre el inicio de la solidificación, con lo cual el composito permanece en estado líquido más tiempo y en consecuencia el tiempo de solidificación del composito se incrementa considerablemente, resultando así un incremento de la fluidez, debido a que se tiene que extraer más calor. También al incrementar la temperatura de colada la viscosidad del composito disminuye, debido a que disminuyen las fuerzas de fricción entre el molde (paredes del canal) y el composito ya que sigue la ley de Arrhenius, con esto el composito tendrá una mayor fluidez (Figura 13). En general la fluidez aumenta cuando se incrementa la temperatura de colada para cualquier porcentaje constante en volumen del reforzante en los compositos colados. F.M. Yarandí<sup>37</sup> realizó pruebas de fluidez con partículas reforzantes y concluye que la fluidez aumenta cuando se tiene un incremento en la temperatura de colada, ya sea en molde metálico o en molde en arena en verde, como se observa en la Figura 14, donde se tienen diferentes valores de longitudes en un modelo de espiral con diferentes porcentajes de partículas y diferentes temperaturas de colada.

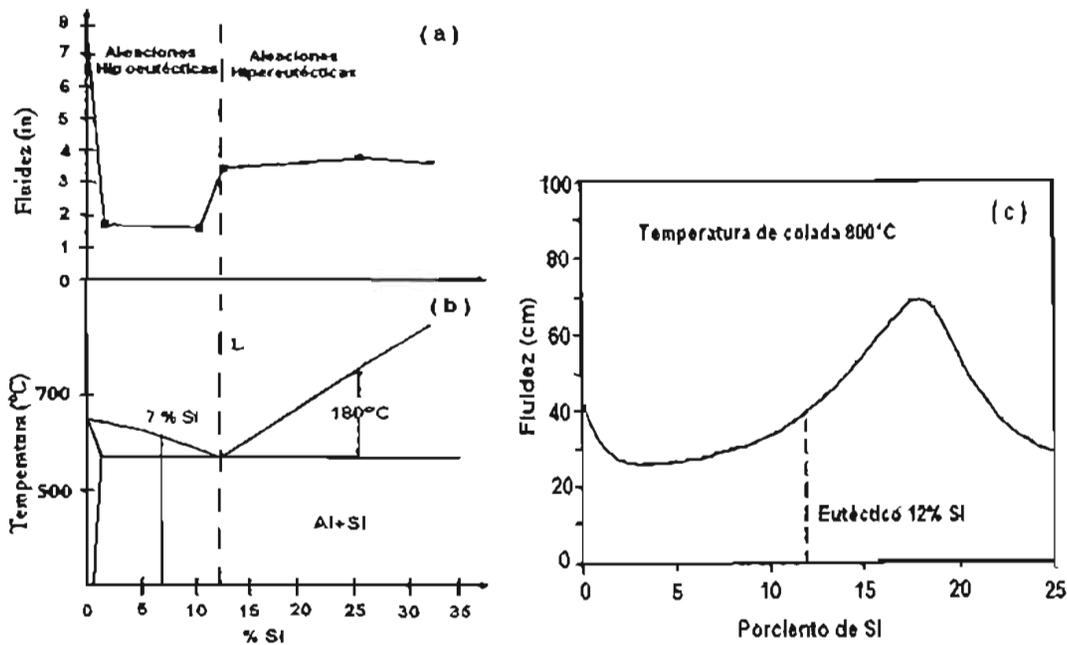


Figura 12. Comportamiento de la fluidez de una aleación Al-Si en función del contenido de Si a un sobrecalentamiento constante(a) y (c), Diagrama Al-Si (b)<sup>38</sup>.



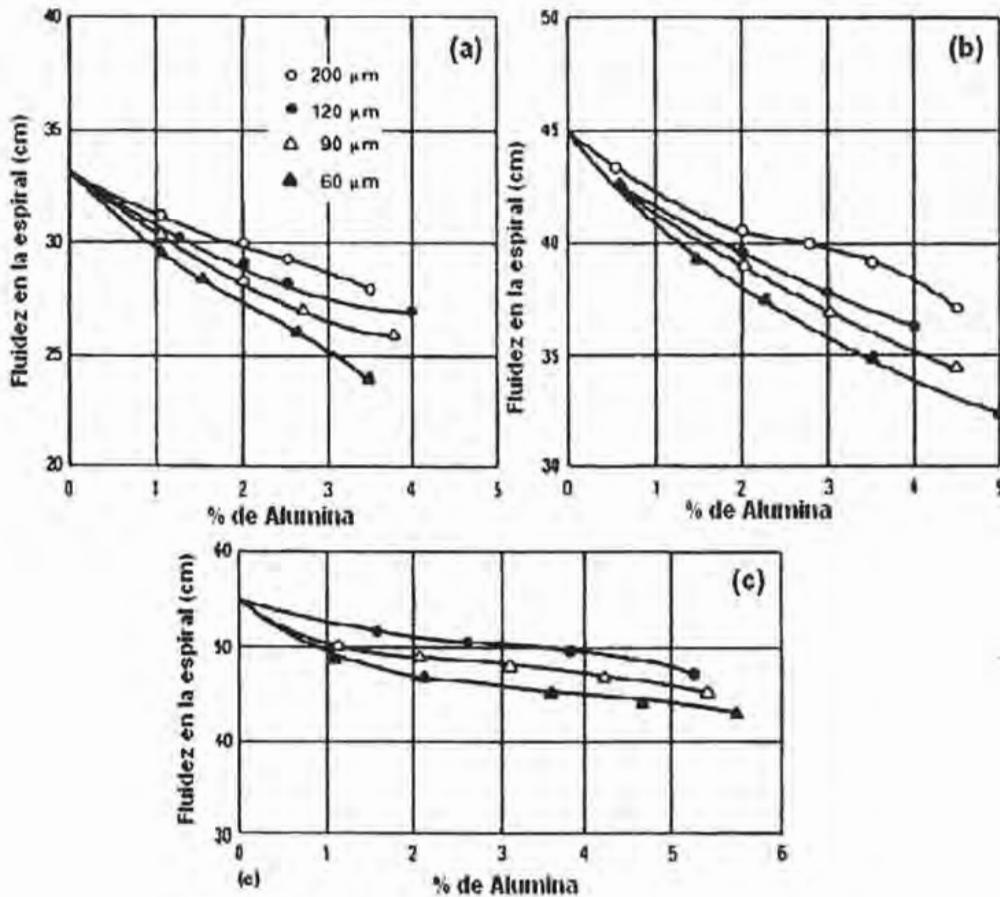


Figura 13. Curvas del efecto de la temperatura de colada y la fracción de reforzante ( $Al_2O_3$ ), con diferentes tamaños de partícula, (a) Temperatura de colada de  $680^{\circ}C$ , (b) Temperatura de colada de  $700^{\circ}C$ , (c) Temperatura de colada de  $740^{\circ}C$ .

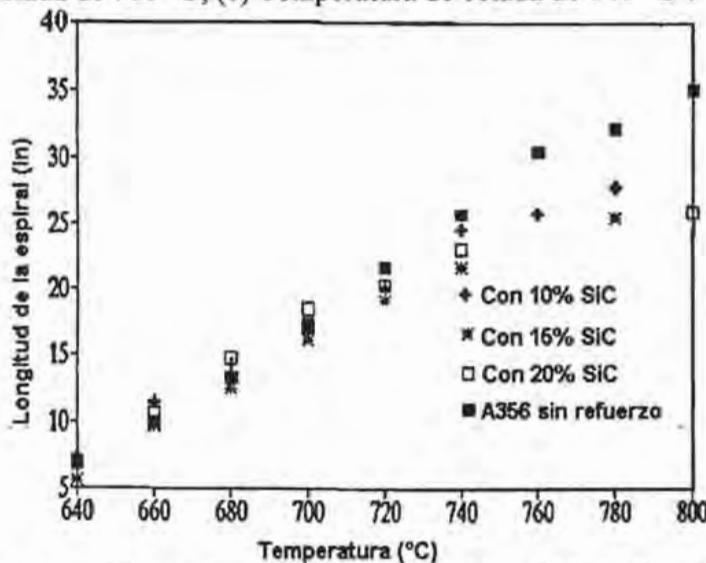


Figura 14. Curvas de fluidez de composites con 10 15 y 20% SiC colados en molde de arena en función de la temperatura de colada<sup>37</sup>.



2.2.3 PRESENCIA DE REFORZANTE

Uno de los parámetros que afectan significativamente la fluidez de los compositos colados es la presencia del reforzante, en específico el porcentaje total presente. Como se observó anteriormente la fluidez aumenta con un incremento de la temperatura, pero la fluidez de los compositos colados con partículas suspendidas disminuye cuando se aumenta el contenido del reforzante (SiC) con una temperatura de colada constante, esto es porque estas partículas discontinuas (SiC), aumentan la viscosidad del material y con ello hay una reducción de la longitud en el recorrido del composito en el canal de la espiral, la cual es medida del centro de molde hasta el final del recorrido del material; esta longitud de recorrido en la espiral del composito decrece linealmente con el incremento del área superficial de la partícula<sup>39</sup>, como se muestra en la Figura 15.

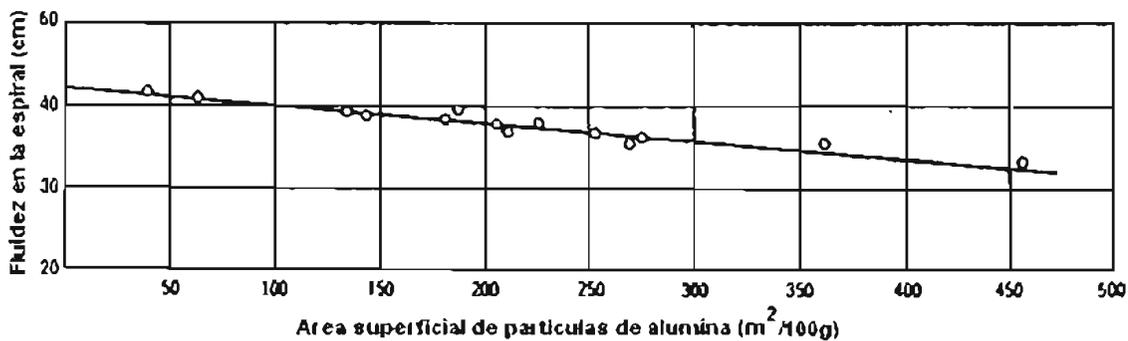


Figura 15. Longitud recorrida en la espiral de un composito con matriz de aluminio en función del peso por unidad de partículas de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>7</sup>.

Hay una relación recíproca entre la fluidez y la viscosidad en el caso de aleaciones de Al-Si y Fe-C-S<sup>40</sup>, donde la viscosidad de líquidos metálicos en presencia de partículas esféricas insolubles puede estimarse usando la ecuación de Einstein<sup>32</sup>:

$$\eta_s = \eta_o(1 + 2.5\phi) \text{ para } \phi < 0.01 \dots\dots\dots 10$$

Donde  $\eta_s$  = es la viscosidad de la suspensión,  $\eta_o$  = viscosidad de medio sin la presencia de partículas suspendidas,  $\phi$  = la fracción en volumen de la fase dispersada.

La ecuación para altas concentraciones es<sup>32</sup>:

$$\eta_s = \eta_o(1 + 2.5\phi + 10.25\phi^2) \text{ para } \phi < 0.25 \dots\dots\dots 11$$



De acuerdo a la última ecuación, la adición de 5.5 % en peso de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> con un tamaño de partícula de 60µm se observa que hay un incremento del 15 % en la viscosidad, Surappa y Rohatgi<sup>40</sup> encontraron que en estas condiciones la fluidez disminuye un 30% para este composito, con esto concluyen que la disminución de la fluidez se debe al incremento en la viscosidad, a su vez establecen que está ecuación solamente toma en cuenta la fracción en volumen de la segunda fase y no el efecto del cambio del área superficial, debido a que se sabe que la viscosidad depende también del tamaño y la forma de la partícula a una fracción en volumen de reforzante.

Nath y Rohatgi<sup>41</sup> establecen que el incremento en la viscosidad se debe a un aumento en el porcentaje de reforzante y a su vez una disminución de la fluidez, más sin embargo hay otro factor que afecta a la viscosidad y por consiguiente a la fluidez. Este factor es la morfología y el tamaño de la partícula, en donde se establece que si la esferoidicidad y el tamaño de la partícula disminuyen, esta viscosidad tendrá un posible aumento. Por lo cual concluyen que la viscosidad de una aleación de aluminio con partículas de mica en suspensión sigue la ecuación de Kuhn:

$$\eta = \eta_1 * \left[ \left( 1 + 2.5\phi + \frac{33}{15\pi} \left( \frac{1}{R_p} - 1 \right) \phi \right) \right] \dots\dots\dots 12$$

Donde  $\eta$  = la viscosidad del fluido con la partícula suspendida,  $\eta_1$  = la viscosidad del fluido sin la partícula.  $\phi$  = la fracción en volumen de la partícula,  $R_p$  = el radio axial de la partícula elipsoidal.

Tomando en cuenta la relación anterior Ravi<sup>4</sup> establece que la fluidez de un composito de matriz metálica es afectada por la angularidad o esferoidicidad del reforzante a una temperatura y porcentajes de refuerzo constantes, también por la disminución en el tamaño de la partícula debido a que si se tienen tamaños muy pequeños estas partículas tienden a aglomerarse en un solo punto (clusters) y con ello aumenta la viscosidad del composito. El factor más importante es el volumen de reforzante, ya que Ravi<sup>4</sup> concluye que si aumenta el volumen de reforzante la viscosidad aumenta, a una temperatura constante. S. Ray<sup>42</sup> obtuvo

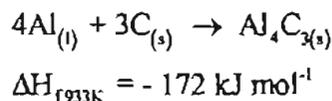


valores de fluidez tanto en moldes metálicos como en moldes de arena y en sus resultados observó también que la fluidez disminuye cuando se incrementa el contenido de refuerzo con tamaños de partícula pequeños pero con tamaños más grandes por ejemplo de 14µm la fluidez no decrece significativamente por lo tanto, obtuvo curvas de fluidez en función de la temperatura de colada y en estas se observa que la fluidez con contenidos altos de refuerzo no hay un cambio significativo (Figura 14), con lo cual se señala que la viscosidad es afectada fuertemente por la interacción de la interfase partícula/aluminio líquido, en la cual hay una reacción de SiC con el aluminio de la matriz y como producto se tiene un compuesto de  $Al_4C_3$ <sup>32, 36, 42</sup>. Este producto se forma en la superficie de la partícula de SiC y en consecuencia, la fracción en volumen y el área superficial del reforzante se incrementa en el composito y con ello la viscosidad.

### FORMACIÓN DE $Al_4C_3$

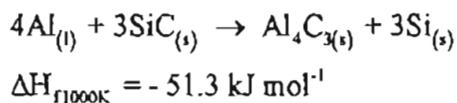
Durante el procesamiento de los compositos con matriz metálica de Al, hay una reacción química que ocurre en la interfase de la matriz y el reforzante. Como resultado de esta reacción se da lugar a la formación de un compuesto con propiedades diferentes, tanto de la matriz como del reforzante, la prolongación de la reacción química y el tipo de productos de esta reacción dependen de la temperatura del metal líquido, la presión, el tipo de atmósfera, la composición química de la matriz y propiedades químicas de la superficie del reforzante.

La extensión de la reacción química está en función también de las propiedades físicas y mecánicas del composito, además el producto formado de la reacción durante el procesamiento pueden continuar formándose durante el servicio, dando como resultado un decaimiento en las propiedades mecánicas. La primera reacción interfacial que puede ocurrir durante la síntesis del compositos reforzado con SiC es con carbono de este refuerzo y la matriz metálica de aluminio, donde ocurre la siguiente reacción:



Cuando se tiene una temperatura del aluminio líquido superior a 626 °C esta reacción del carbono con el aluminio es más notable.

El SiC que se utiliza para obtener composites con matriz metálica de aluminio, es termodinámicamente inestable cuando está en contacto con el aluminio líquido, arriba de una temperatura de los 727° C<sup>40</sup>. Este SiC reacciona con el aluminio líquido y forma Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> rechazando el silicio metálico de acuerdo con la reacción:



Esta reacción se presenta con bajos contenidos de Si, por lo cual es recomendable tener por lo menos un porcentaje de 7% de Si<sup>36</sup>, con ello se evita la formación del Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, a su vez entre mayor tiempo esté interactuando las partículas de SiC con el aluminio líquido favorecerá mayormente la formación del carburo de aluminio.



### 2.2.4 PRESENCIA DE Sr

El efecto de la modificación de la matriz Al-Si con respecto a la fluidez no es todavía muy claro, en general se acepta que el tratamiento de la aleación A356 con sodio reduce la fluidez pero con antimonio no hay cambio alguno. La reducción con sodio se reporta que está en un rango de 10% a 20%, pero al mismo tiempo hay reporte de otros autores que dicen que la fluidez se incrementa en la misma magnitud<sup>43</sup>. Para el caso de la modificación utilizando Sr no hay suficientes datos para tener una conclusión, esto se debe principalmente a que la determinación de la fluidez es extremadamente sensible a las variables involucradas en el proceso de fundición. En la Figuras 16 y 17 se muestran las curvas de fluidez de 2 tipos de aleaciones vaciadas en moldes de arena, en las cuales se observa que no hay una diferencia significativa entre la longitud recorrida en las espirales para las aleaciones modificadas y no modificadas con Sr y Na. La máxima diferencia que se observa es del orden  $\pm 10\%$ . A su vez Gruzleski<sup>44</sup> cita que esta aseveración puede ser no válida. S. Bercosivic<sup>46</sup> establece que los resultados de la fluidez cuando se modifica al Silicio eutéctico de la matriz pueden ser confusos debido a los diferentes contenidos de Si que podrían estar presente en la aleación, combinado con la reproducibilidad en la modificación del silicio eutéctico y además aunado a la posible oxidación del metal líquido debido a la fusión de la aleación. Shusen Wu y Ya You<sup>47</sup> concluyen que el tiempo de solidificación eutéctica para un composito con matriz de A356 modificada con Sr es mucho mayor que la de un composito sin modificación con Sr, y con ello la fluidez puede incrementarse considerablemente. Con esto se podría decir que para los compositos colados modificados con estroncio no hay datos ya que no se tienen estudios sobre este tema.



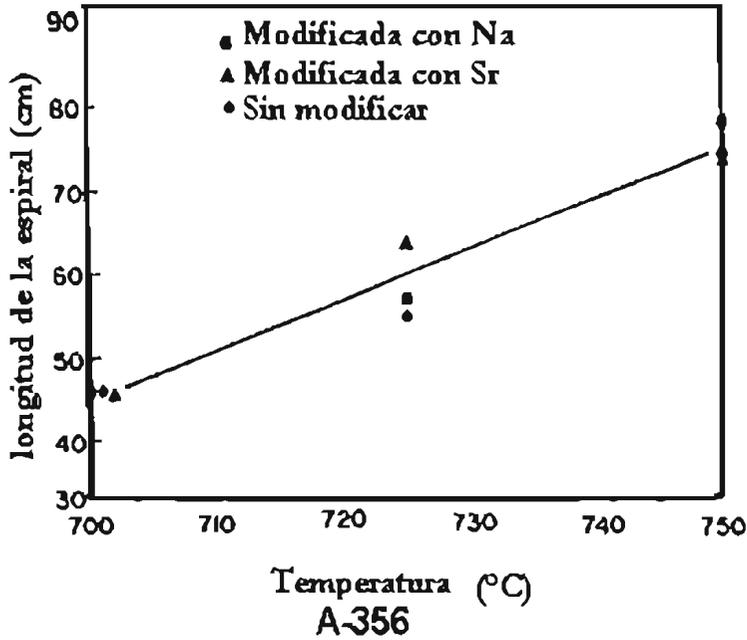


Figura 16. Curva de la fluidez que presenta una aleación A356 a diferentes temperaturas de colada, modificadas con Na, Sr y sin modificar, según Gruzleski<sup>44</sup>.

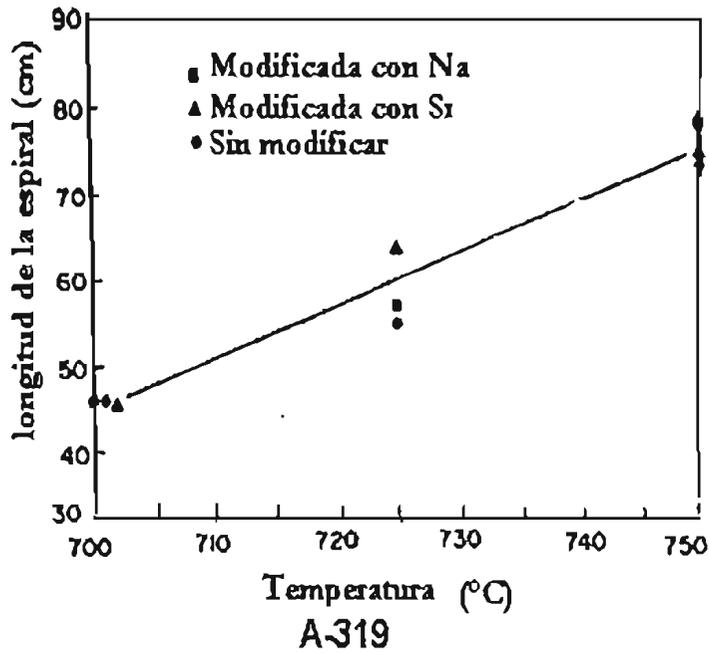


Figura 17. Curva de la fluidez que presenta una aleación A-319 a diferentes temperaturas de colada, modificadas con Na, Sr y sin modificar, según Gruzleski<sup>44</sup>.



## CAPITULO III

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se evaluó la fluidez de composites colados con matriz monolítica de aluminio en función de la temperatura de colada (sobrecalentamiento), nivel de reforzante (SiC) y la presencia de Sr, permaneciendo constantes la composición química de la matriz, forma y tipo de reforzante, tamaño de reforzante, arena de moldeo en verde, método de producción del composite, así como el modelo utilizado para la evaluación de la fluidez. A continuación se detalla los materiales empleados y la metodología usada en este trabajo experimental.

#### 3.1 MATERIALES

Como matriz monolítica del composite se utilizó una aleación de aluminio A-356, obteniéndose la composición química por medio de un análisis químico por espectrometría de absorción atómica (Tabla 5), la cual esta en el rango de composición de la norma ASTM B 26/B26M-03<sup>48</sup> (Tabla 6) y su microestructura se aprecia en la Figura 18.

Tabla 5. Composición química de la matriz usada en este trabajo.

%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Sr	%Al
7	0.27	0.05	0.04	0.26	0.04	0.03	-	balance

Tabla 6. Composición requerida para una aleación A-356 según norma ASTM<sup>48</sup>.

%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ti	%Sr	%Al
6.5-7.5	0.5 máx.	0.25 máx.	0.35 máx.	0.25- 0.45	0.35 máx.	0.25 máx.	-	balance





Figura 18. Microestructura de una aleación A-356 sin reforzar.

Los materiales y equipos utilizados en los experimentos se enlistan a continuación:

- El reforzante utilizado fue SiC con un tamaño de partícula de 35 a 45  $\mu\text{m}$ .
- Arena de moldeo en verde con 4% de humedad, 10% de bentonitas (6% de cálcica, 4% de sódica) remanente de Arena sílica.
- Gas argón para la desgasificación.
- Para la adición de Sr se utilizó una aleación maestra Al-10% Sr.
- Taladro de velocidad variable.
- Para la generación del vórtice se utilizaron flechas de acero 1018, recubiertas con refractario moldeable y pintura refractaria de Zircón.
- Horno de resistencia eléctrica con controlador de temperatura hasta 1200 ° C.
- Registrador de temperaturas llamado Tempscan con termopares tipo K.

### 3.2 METODOLOGÍA

Se diseñó la parte experimental tomando en cuenta tres niveles de refuerzo, tres sobrecalentamientos (temperaturas de colada) y la adición o no de Sr, estableciéndose a continuación las condiciones de estas variables.

- Temperatura de colada =  $T_f$  + sobrecalentamiento.

$T_f$  se toma como la temperatura liquidus de diagrama binario Al-Si, tomando como



referencia el porcentaje presente de Si en la aleación monolítica, corresponde a una temperatura de 610° C aproximadamente, con ello se pueden calcular las tres temperaturas de colada:

- Temperatura de colada = 610° C + 100° C = 710° C
  - Temperatura de colada = 610° C + 150° C = 760° C
  - Temperatura de colada = 610° C + 200° C = 810 ° C
- Se tomaron tres diferentes fracciones en volumen de refuerzo, que fueron de 5 %, 10% y 15% de SiC.
- Para evaluar el efecto de la presencia de Sr se tomo en cuenta un solo porcentaje de este, por lo cual las muestras con presencia de Sr tienen 0.03% Sr, debido a que con este porcentaje se tiene una aceptable modificación del Si eutéctico<sup>49</sup>.

### 3.3 DISEÑO DE EXPERIMENTAL

Para construir el diseño experimental se basó en el diseño factorial, el cual se siguió la siguiente metodología.

- ❖ Las variables para este diseño fueron la temperatura y el porcentaje de SiC, el Sr no se puede establecer como una variable ya que solamente se evalúa el efecto que tiene sobre la fluidez cuando está presente y sin la presencia de este.
- ❖ Los niveles que se establecieron fueron alto, medio y bajo.

Por lo tanto, cuando no hay presencia de Sr, se tienen 2 variables y 3 niveles siguiendo la relación del diseño factorial donde:

$D = \text{Numero de Niveles y } J = \text{Numero de Variables}$

$D= 3 \text{ y } J=2$

Por lo tanto tenemos un diseño factorial de:  $D^J=3^2$

Por lo cual tenemos que para el caso de los compositos sin la presencia de Sr:

$D^J=3^2 = 9$  pero como se hizo por triplicado se tiene en total 27 corridas.

Para el caso de los compositos con la presencia de Sr:



$D^J=3^2=9$  pero como también se hizo por triplicado se tiene en total 27 corridas.

Dando un total de corridas para los dos casos de 54 corridas. En la Tabla 7 se muestran las combinaciones de estas corridas.

Tabla 7. Pruebas realizadas con tres temperaturas de colada, tres niveles de SiC, con y sin la presencia de Sr.

Matriz Monolítica	Porcentaje de refuerzo		
	5% SiC*	10% SiC*	15% SiC*
	Sin Sr		
A-356	(1)710° C	(4)710° C	(7)710° C
A-356	(2)760° C	(5)760° C	(18)760° C
A-356	(3)810° C	(6)810° C	(9)810° C
	Con Sr		
A-356-Sr	(1)710° C	(4)710° C	(7)710° C
A-356-Sr	(2)760° C	(5)760° C	(8)760° C
A-356-Sr	(3)810° C	(6)810° C	(9)810° C

() Numero de prueba

### 3.4 PREPARACIÓN DE LOS MOLDES PARA LA EVALUACIÓN DE LA FLUIDEZ

Para la preparación de los moldes se utilizó el modelo de la espiral propuesto por la AFS<sup>50</sup> mostrada en las Figura 19 y 20, el cual es una espiral con bajada en el centro, cabeza metalostática y colchón. El medio de moldeo fue una mezcla de arena Oklahoma con un tamaño de partícula AFS 110, con 4% de humedad y 10% de bentonitas.

### 3.5 PREPARACIÓN DE LA MEZCLA DE MOLDEO

La preparación de la mezcla de moldeo se realizo de la siguiente manera.

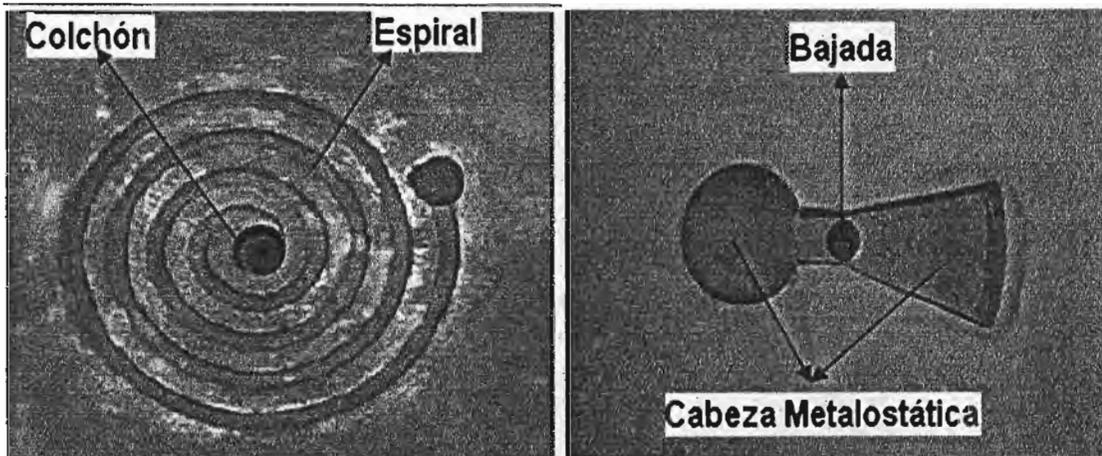
- Se mezcla la arena silica con las bentonitas las cuales sirven como aglutinantes por un periodo de 7 minutos.



➤ Después de esta mezcla se agregó el porcentaje de humedad definido anteriormente.

Esta humedad se comprobó utilizando el medidor de humedad llamado Speedy.

Tanto el porcentaje de bentonitas como el porcentaje de humedad se mantuvieron constantes para todas las condiciones experimentales.



(a)

(b)

Figura 19. Modelo del espiral propuesto por la AFS<sup>50</sup>, moldeada en arena en verde, (a) Espiral, (b) Cabeza metalostática.

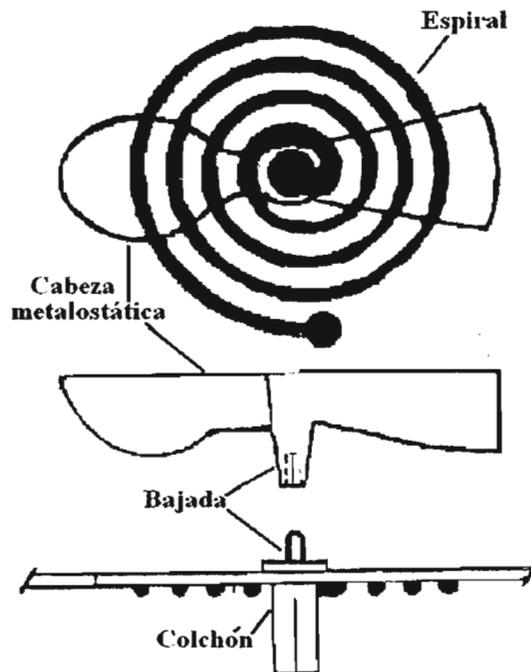


Figura 20. Plano del modelo del espiral propuesto por la AFS<sup>50</sup>.



### 3.6 FABRICACIÓN DEL COMPOSITO.

La fabricación de los compositos con matriz monolítica de una aleación de aluminio A-356, se realizó empleando el método de Vórtice, el cual se muestra en las Figura 21 y 22. La metodología para la fabricación fue de la siguiente manera:

- Primeramente se fundieron cargas de la aleación A-356 en un horno de resistencia eléctrica.
- Cuando la matriz estaba en estado líquido se adicionaba el reforzante.
- Una vez integrado el SiC se desgasificaba y se colaba en los moldes.
- La adición del reforzante (SiC) fue 50° C arriba de la temperatura de colada (sobrecalentamiento) a los moldes de arena en verde.

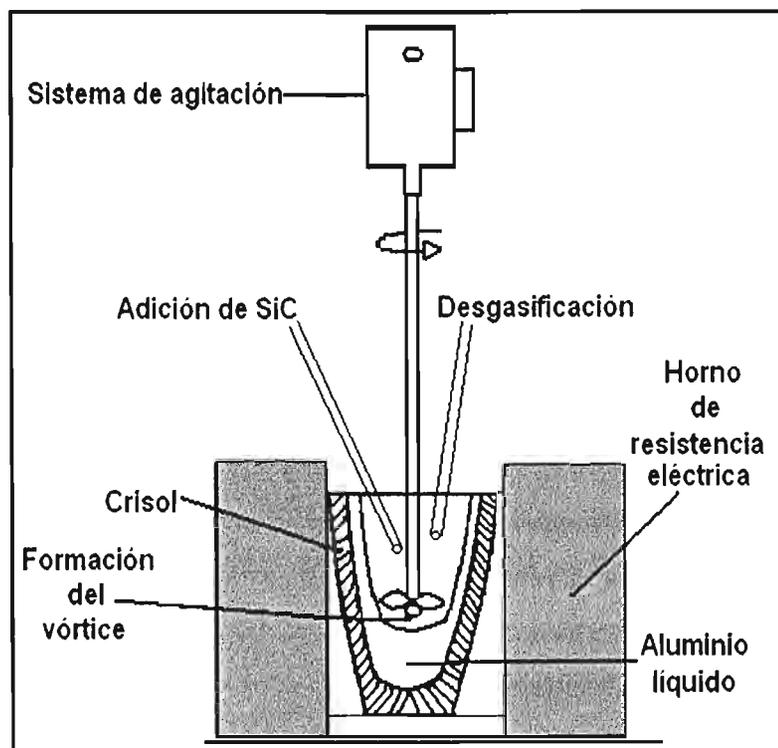


Figura 21. Representación esquemática del método vórtice en el cual se dispersa el SiC por medio de agitación mecánica.



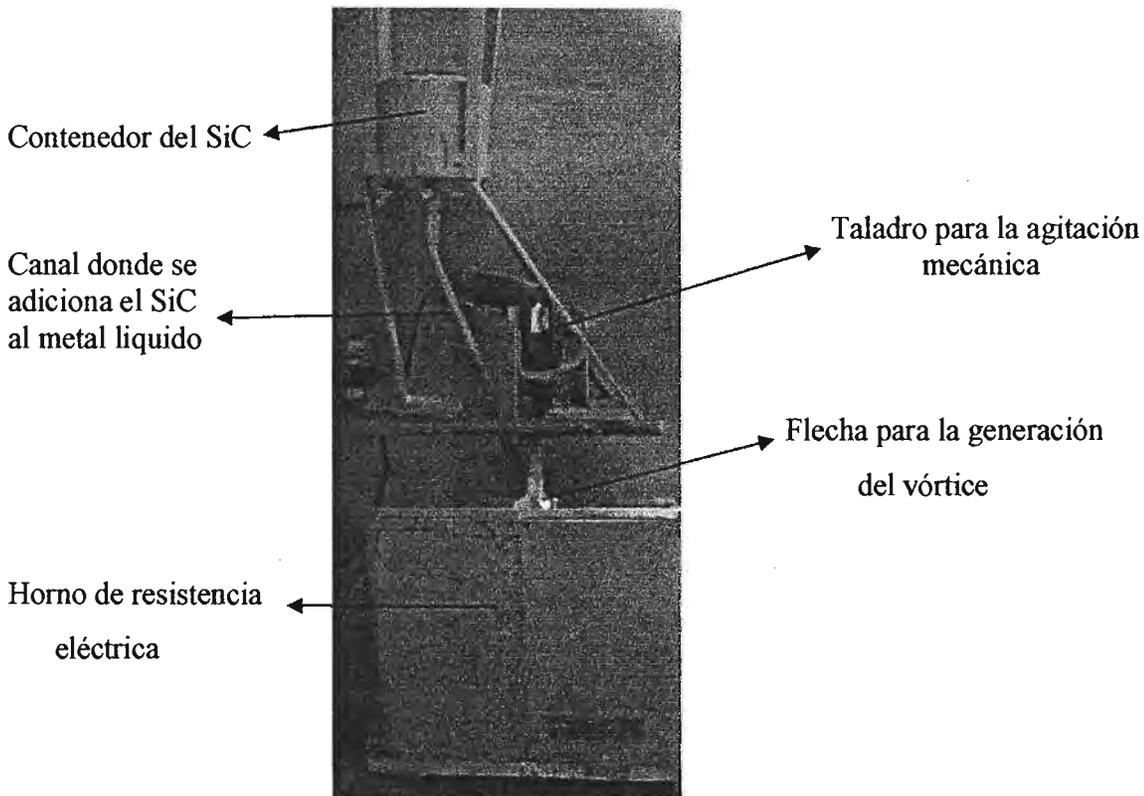


Figura 22. Dispositivo utilizado para la preparación del compuesto.

A continuación se dan los parámetros para la fabricación de los compósitos.

- Carga de A-356 de 1350 gramos.
- Temperatura del baño cuando se adiciona el SiC = Temperatura de vaciado + 50° C.
- Temperatura de SiC al adicionarlo al baño metálico = 450° C.
- Porcentajes de adición de SiC = 5 %, 10 % y 15 % en volumen.
- Tiempo de adición del SiC 10 minutos máximo.
- Velocidad de agitación de 1000 a 1100 RPM.
- Desgasificación con un flujo de 2 L/min. de gas Ar.

### 3.7 PREPARACIÓN Y EVALUACIÓN DE MUESTRAS

Para la medición de la longitud máxima que recorrió el compuesto colado en la espiral en cada condición experimental se utilizó un cable de cobre, el cual se colocaba desde el



extremo en donde inicia la espiral y recorre toda la espiral hasta que se llega al final del recorrido del composito. Posteriormente se medía la longitud final que recorrió el cable de cobre en cm, como se muestra en la Figura 23.

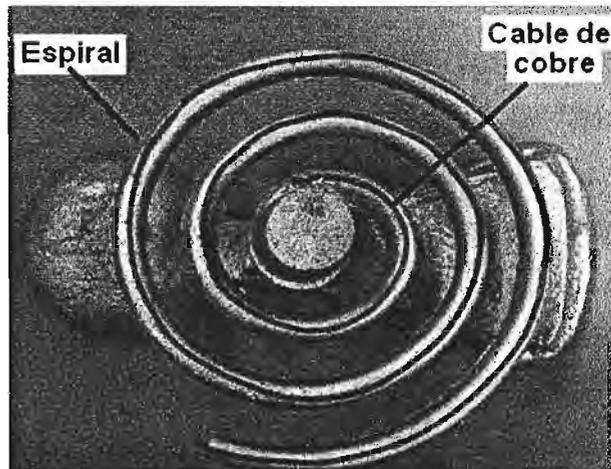


Figura 23. Medición de la longitud máxima de la espiral con un alambre de cobre.

### 3.8 ANÁLISIS METALOGRAFICO DE LAS MUESTRAS OBTENIDAS

A cada una de las espirales obtenidas se les hizo un corte en la parte inicial y final de la espiral con la finalidad de observar la incorporación y distribución de partículas de SiC, así como el efecto del Sr en la morfología del Si eutéctico. Para esta observación fue necesario usar técnicas metalograficas convencionales, por lo que la evaluación metalografica es simplemente cualitativa, ya que para este trabajo el objetivo no es evaluar la distribución del SiC. Esta evaluación consistió en:

1. Corte de la parte inicial y final de la espiral.
2. Desbaste grueso con lijas 100.
3. Desbaste fino con lijas 240, 320, 400, 500y 1000.
4. Pulido fino y grueso.
5. Observación de las muestras en un sistema de adquisición de imágenes (globallab).



## CAPITULO IV

### 4. RESULTADOS

#### 4.1 LONGITUDES PROMEDIO DE LOS COMPOSITOS SIN LA PRESENCIA DE Sr Y CON LA PRESENCIA DE Sr

De acuerdo a la metodología planteada en el desarrollo experimental, en la Tabla 8 se presentan los resultados promedio de 3 pruebas para cada condición experimental de la longitud máxima de recorrido de los compositos en la espiral. Primeramente se presentan los resultados de la aleación monolítica (A356) sin reforzar y reforzada con 5, 10 y 15% en volumen de SiC sin la presencia de Sr y en la Tabla 9 se presentan los resultados obtenidos de la aleación monolítica (A356) sin reforzar y reforzada con 5, 10 y 15% en volumen de SiC con la presencia de Sr.

Tabla 8. Máxima longitud recorrida para la aleación monolítica y los compositos en cm en función de la temperatura y la fracción en volumen de SiC sin Sr.

Temperatura de colada (° C)	Aleación sin reforzar	Composito con 5 % de SiC	Composito con 10 % de SiC	Composito con 15 % de SiC
710	60.8	56.5	55.5	49.4
760	75.2	75	73.3	87.5
810	94.2	86.5	92.5	105.6

Tabla 9. Máxima longitud recorrida para la aleación monolítica y para los compositos tratados con 0.03% Sr en cm, en función de la temperatura y la fracción en volumen de SiC.

Temperatura de colada (° C)	Aleación sin reforzar	Composito con 5 % de SiC	Composito con 10% de SiC	Composito con 15% de SiC
710	71.9	56.6	46	45
760	93.5	78.1	78.6	77
810	113.3	100	101	109



En las Figura 24, se presentan las curvas de fluidez para los compositos sin la presencia de Sr, a tres diferentes sobrecalentamientos (100° C, 150° C, 200° C) que corresponden a las temperaturas de colada de 710, 760 y 810 ° C respectivamente. En la Figura 25 se presentan las curvas para los compositos ahora con la presencia de Sr, con tres diferentes sobrecalentamientos (100° C, 150° C, 200° C). Todas estas curvas se obtuvieron graficando el promedio de la longitud máxima recorrida por el composito en la espiral en función del sobrecalentamiento a distintos porcentajes de SiC.

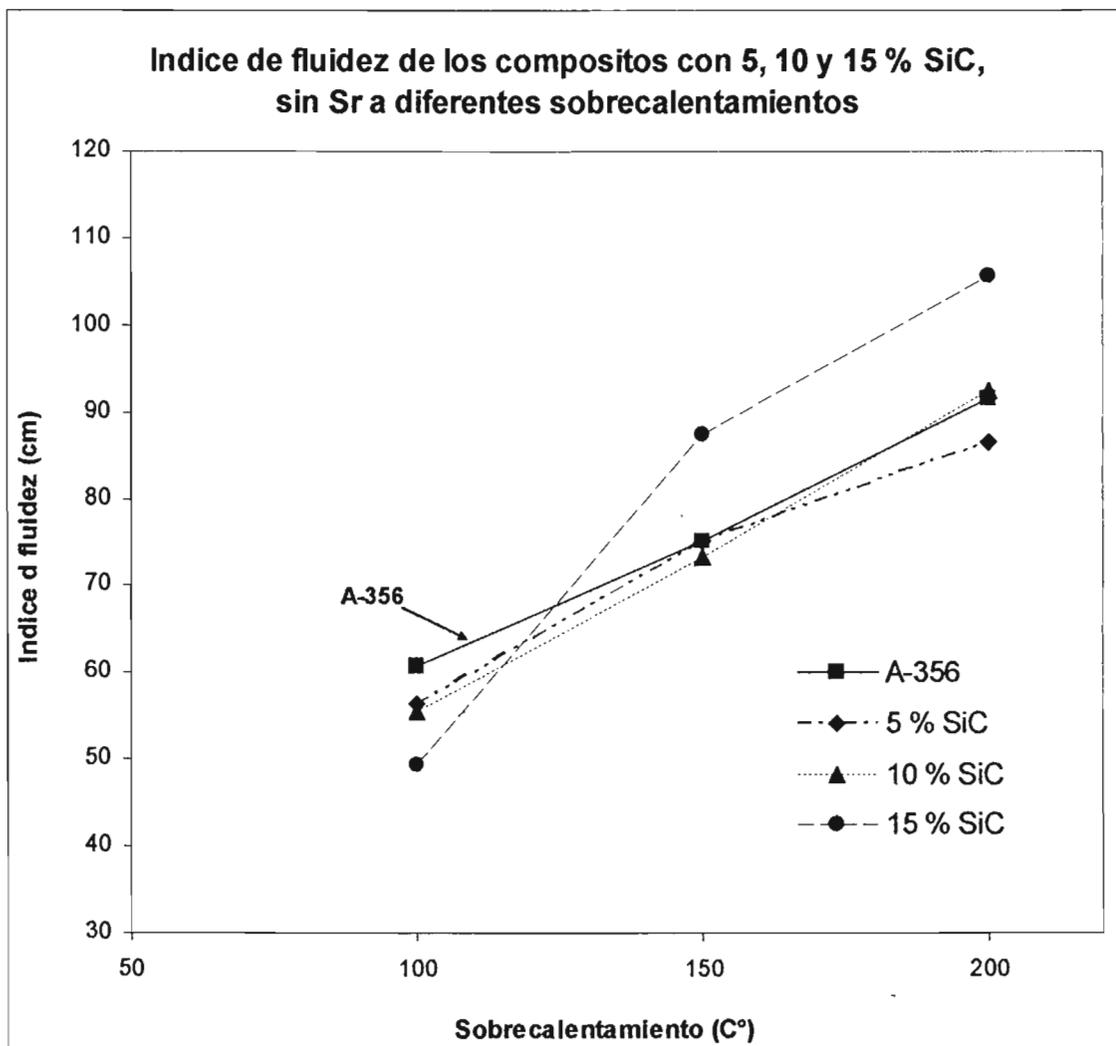


Figura 24. Curvas de fluidez la aleación A356 sin reforzar y de los compositos con 5, 10 y 15% de SiC, sin Sr a diferentes sobrecalentamientos.



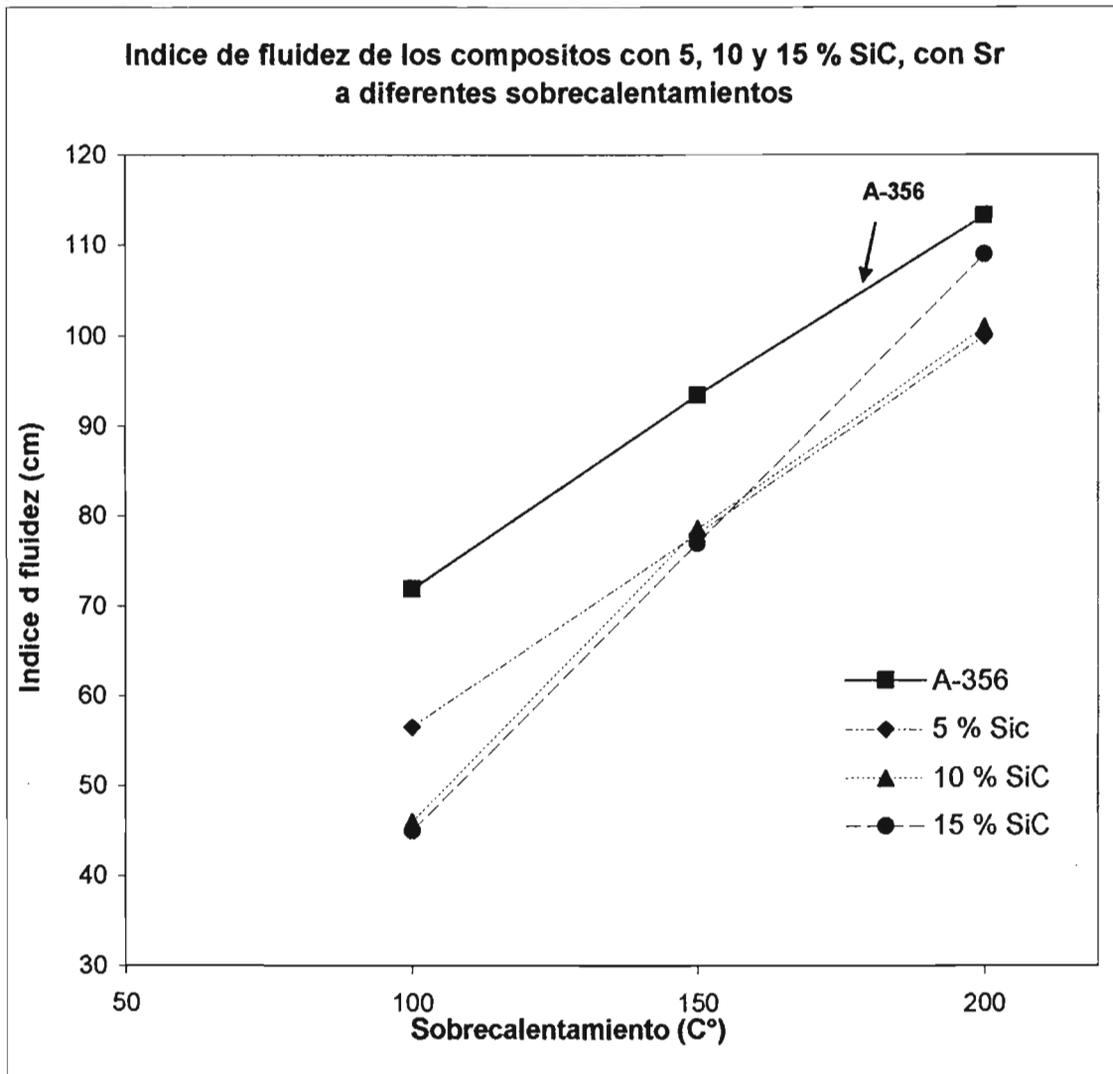


Figura 25. Curvas de fluidez de la aleación A356 sin reforzar y de los compositos con 5, 10 y 15% de SiC, con Sr a diferentes sobrecalentamientos.

#### 4.2 MICROESTRUCTURAS DE LOS COMPOSITOS PARA TODOS LOS NIVELES DE SiC

En las Figuras de la 26 a la 28 se muestran las microestructuras de los compositos reforzados con 5%,10% y 15% en volumen de SiC sin la presencia de Sr, tanto del inicio como del final del recorrido en el molde de la espiral. De las Figuras 29 a la 31 se presentan



las microestructuras con las mismas condiciones pero con la presencia de un porcentaje de 0.03 de Sr. Para observar la morfología del silicio en la matriz se observaron estas microestructuras a 200X y estas se presentan en recuadro superior izquierdo en todas la microestructuras.

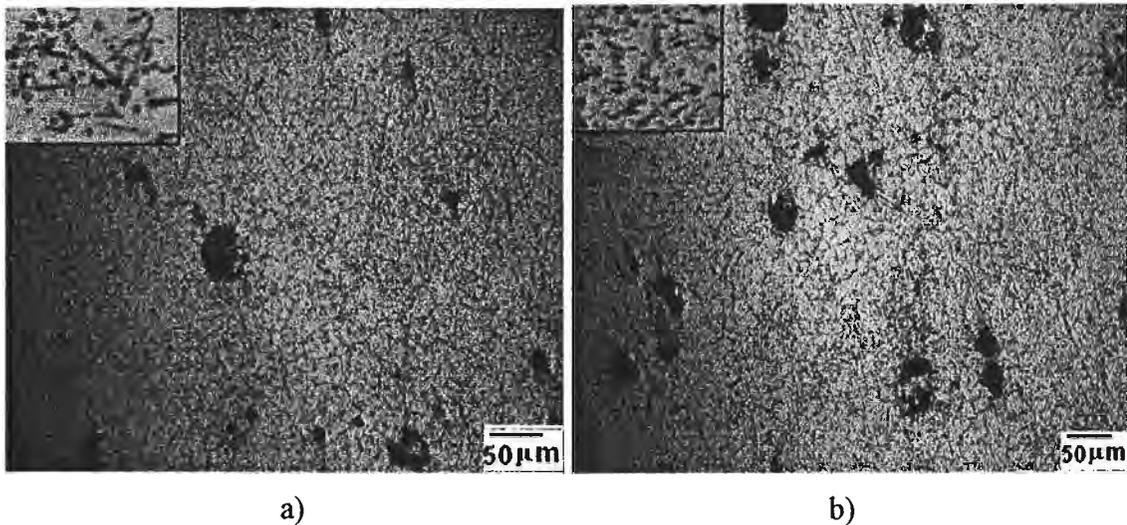


Figura 26. Microestructuras de composites con 5% de SiC sin Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.

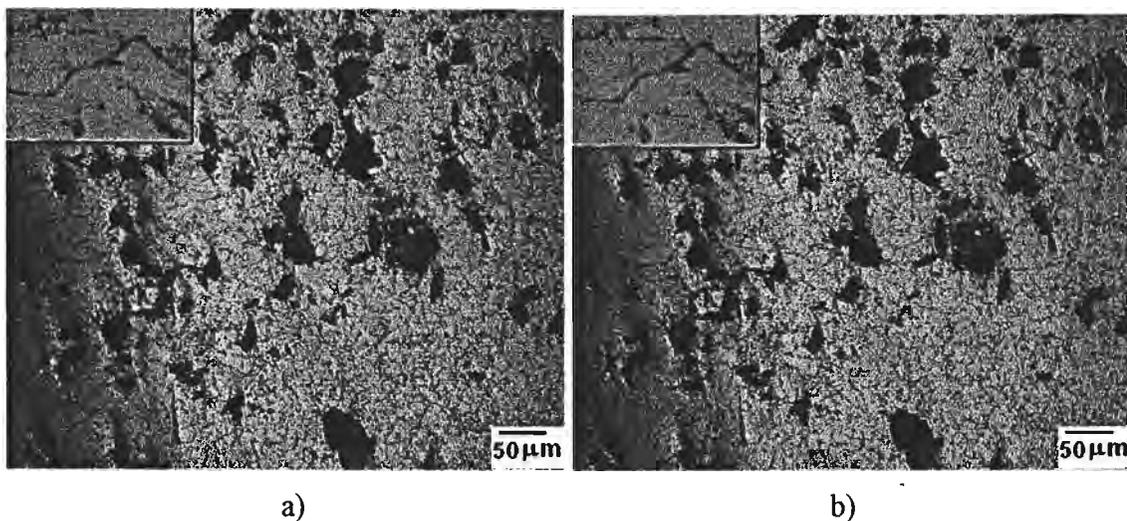
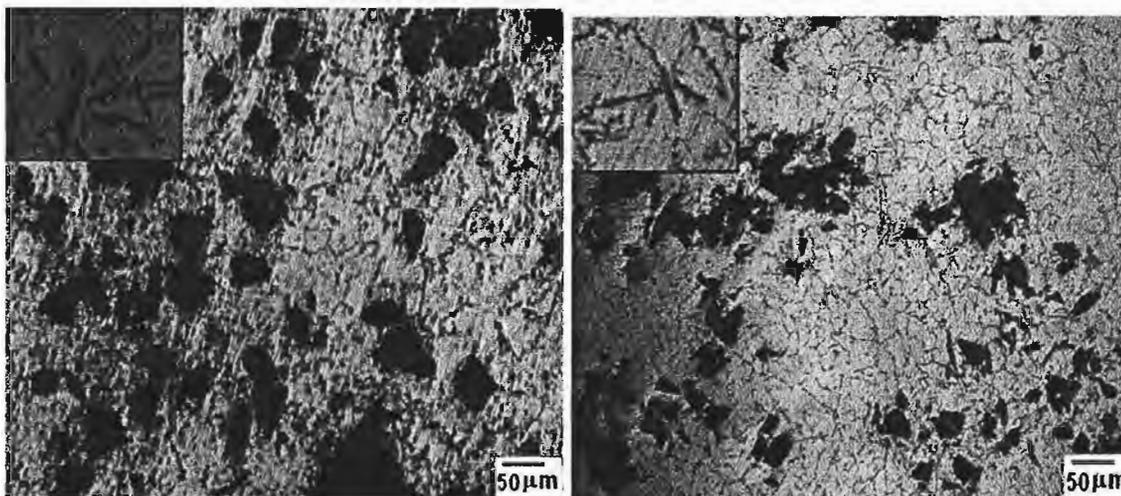


Figura 27. Microestructuras de composites con 10% de SiC sin Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.

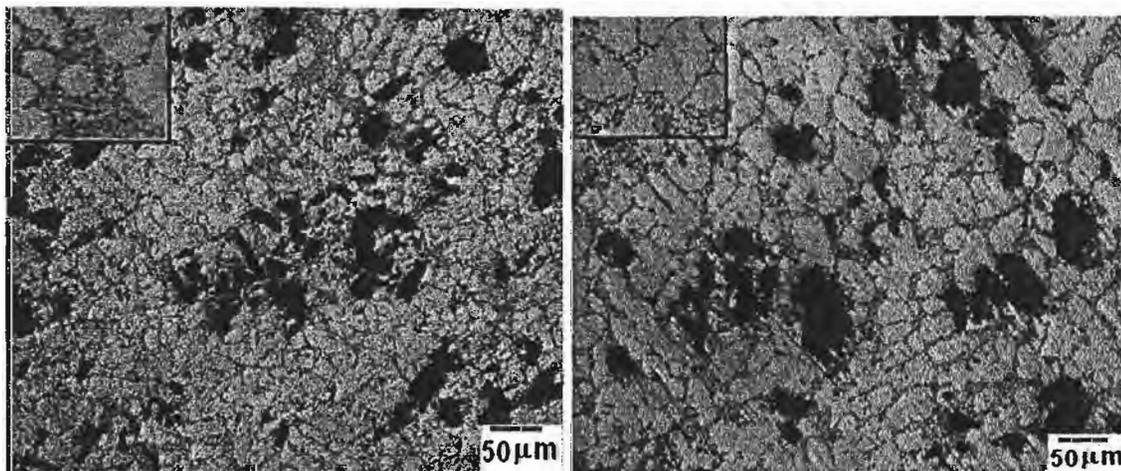




a)

b)

Figura 28. Microestructuras de composites con 15% de SiC sin Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.



a)

b)

Figura 29. Microestructuras de composites con 5% de SiC con Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.



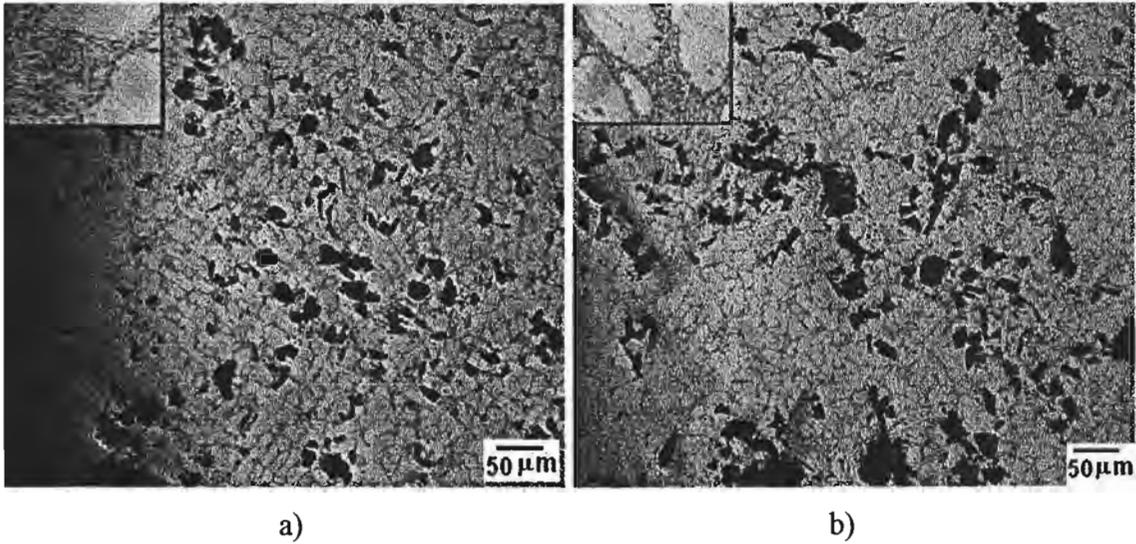


Figura 30. Microestructuras de composites con 10% de SiC con Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.

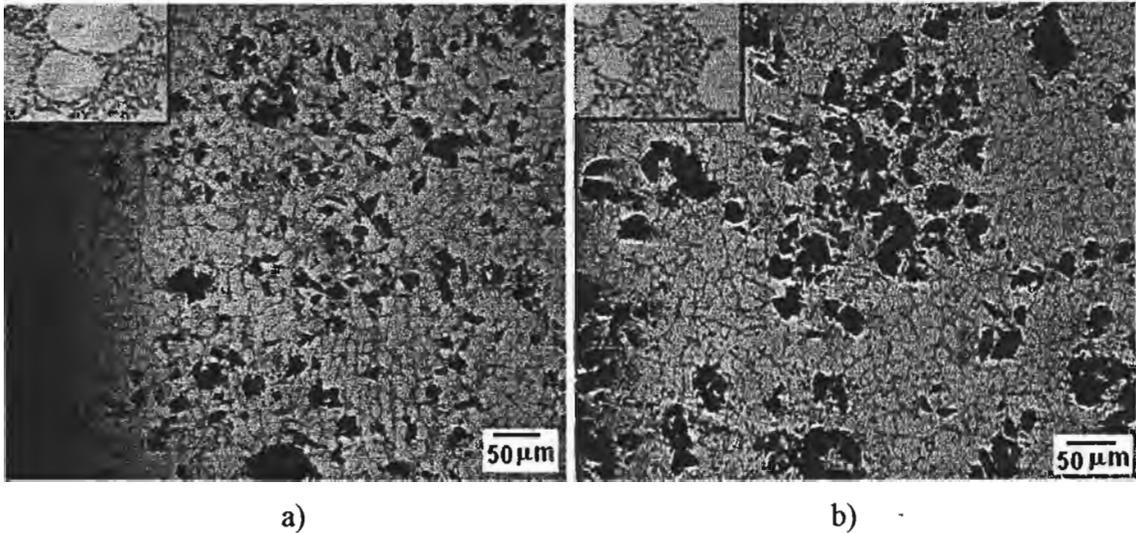


Figura 31. Microestructuras de composites con 15% de SiC con Sr. a) inicio de la espiral, b) final de la espiral. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.



## CAPITULO V

### 5. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En este capítulo se presenta el análisis y la discusión de los resultados obtenidos, que se hace en dos partes. En la primera se discute el efecto de la temperatura de colada y la fracción de SiC sobre el índice de fluidez (IF) en los compositos sin Sr, tomando como referencia la aleación A356 sin reforzar, en la segunda parte se analizan y discute el efecto de los mismos parámetros sobre el IF pero para los compositos tratados con Sr.

#### 5.1 ALEACIÓN A-356 SIN REFORZAR

##### 5.1.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE COLADA

De acuerdo a los resultados obtenidos y analizando la Figura 24 (capítulo IV), para la aleación sin reforzar y sin modificar, se observa que el índice de fluidez (IF) aumenta conforme se incrementa la temperatura de colada (sobrecalentamiento). Cuando se incrementa la temperatura de 710°C a 760°C el incremento porcentual del IF es de 23.6 % y al aumentar la temperatura hasta 810°C hay un incremento porcentual del 54.9% (Tabla 8). Este incremento del índice de fluidez sigue un comportamiento aproximadamente lineal con respecto al sobrecalentamiento, el cual concuerda con datos reportados por Flemings<sup>51</sup>. M. Tiryakioglu<sup>35</sup> y Beeley<sup>52</sup> establecen que este aumento en el IF, es debido al contenido de calor que se tiene que disipar antes de que inicie la solidificación. Cuando la temperatura de colada aumenta (sobrecalentamiento) el tiempo durante el cual el metal permanece en estado líquido es mayor, debido al contenido calórico que se tiene que eliminar, dando lugar a que el flujo metálico pueda recorrer mayores distancias. Este parámetro es el que afecta más fuertemente al índice de fluidez y ha sido investigado ampliamente en la bibliografía<sup>44, 53</sup>. Partiendo de los resultados experimentales se realizó una regresión lineal



para generar la ecuación del comportamiento del índice de fluidez en función del sobrecalentamiento para la aleación A356 sin reforzar y sin modificar, la cual es la siguiente:

$$IF(cm) = 29.7 + 0.307\Delta T(^{\circ}C)$$

Esta ecuación tiene un coeficiente de correlación de 0.9987, lo que indica que tiene comportamiento lineal.

### 5.1.2 EFECTO DEL ESTRONCIO

De los resultados obtenidos, analizando y comparando las curvas de las gráficas 5 y 6, que representan el comportamiento del IF para la aleación sin modificar y modificada, se observa que IF de la aleación A356 modificada con Sr es mayor que la de la aleación A356 sin modificar para todas las temperaturas de colada ensayadas. La aleación A356 sin modificación colada a 710 °C presenta un IF promedio de 60.8 cm, mientras que la misma aleación modificada con 0.030 % Sr a la misma temperatura de colada presenta un IF de 79.1 cm, lo que significa un incremento de 18.2 % en el IF. Para la aleación A 356 colada a temperatura de 760°C sin modificar tiene un IF de 75.2 cm y la modificada tiene un IF de 93.5 cm, el incremento es de 24.3%. Finalmente a 810°C la A 356 sin modificar tiene un IF de 94.2 cm y la A 356 modificada presenta un IF de 113.3 cm por lo que el incremento del IF es de 20.7 %. Para este caso también se obtuvo la expresión del comportamiento del IF en función del sobrecalentamiento para las aleaciones A 356 sin modificar, la cual es:

$$IF(cm) = 30.8 + 0.414\Delta T(^{\circ}C)$$

Cuando se compara el comportamiento del IF de la aleación A356 sin modificar con la modificada, se puede observar un comportamiento más regular y consistente para la aleación tratada con Sr y se ajusta mejor a una línea recta, ya que esta última tiene un coeficiente de correlación de 0.9994. Adicionalmente la pendiente de la ecuación de la aleación modificada es mayor, lo que indica que el IF siempre será mayor que el de la aleación sin Sr. También se puede observar que la ordenada al origen de la ecuación del IF para la aleación modificada es mayor que el de la aleación sin Sr, esto indicaría que con



sobrecalentamientos muy bajos (cerca de la temperatura de liquidus) el IF será mayor para la aleación tratada con Sr.

En la bibliografía se presentan pocos estudios del IF para aleaciones A356 modificadas con Sr. Algunos autores como es el caso de Gruzleski<sup>44</sup>, indica que para las aleaciones A356 y A359 sin modificar y modificadas con Sr no hay una diferencia significativa en el IF y concluye que esta aseveración puede ser no válida debido a evidencia insuficiente para explicar el comportamiento del IF. Por otro lado, Pan y Cherng<sup>54</sup> realizaron estudios de efecto del Sr en la modificación de Si de la aleación A356, en los cuales establecen que la fluidez se reduce hasta en un 6% cuando se modifica con niveles de 0.010 a 0.030 % Sr. Sin embargo, otros autores<sup>41</sup> concluyen que los resultados obtenidos para evaluar el efecto del Sr sobre el IF aún son inconsistentes, debido a las diferentes técnicas de evaluación utilizadas, variaciones en el % de Si y Mg en las aleaciones y sugieren la realización de estudios más detallados al respecto, ya que estos obtuvieron que la fluidez disminuye en presencia de Sr.

Como puede apreciarse en los párrafos anteriores, la explicación del efecto del Sr sobre el IF no es clara, y en algunos casos los resultados presentados son contradictorios. Para el caso de los resultados obtenidos en este trabajo, se demuestra experimentalmente que la presencia de Sr incrementa el IF y además presenta un comportamiento más regular. La explicación no es sencilla, pero considerando el efecto del Sr durante la solidificación de la aleación A356, así como interpretando algunos datos reportados en la bibliografía<sup>55, 56</sup>, se indica que la temperatura de solidificación de la fase eutéctica ( $\alpha$ +Si) se deprime en promedio de 8 a 10°C, con lo que la solidificación de la mezcla eutéctica se retarda ligeramente, la cual daría un mayor tiempo para que el flujo sea bloqueado por la fracción de cristales sólidos presentes en la punta, incrementando el IF. Adicionalmente cuando no se tiene presencia de Sr la formación de placas gruesas del Si eutéctico pueden bloquear con mayor facilidad el flujo en el canal y reducir el IF. Cuando el Sr está presente el mecanismo de crecimiento de los cristales de Si cambia, promoviendo la formación de cristales finos y globulares de Si eutéctico, los cuales debido a su geometría, reducen en



menor grado la resistencia al flujo, promoviendo un mayor desplazamiento del metal en el canal, es decir un aumento del IF.

La coherencia dendrítica es un parámetro más reciente para predecir de mejor manera el comportamiento la formación de la fase sólida (fracción sólida) durante la solidificación de las aleaciones, la cual puede ligarse a aspectos como la colabilidad y la fluidez. Bäckerud<sup>57</sup> ha obtenido curvas experimentales de coherencia dendrítica para la aleación A356 sin y con Sr durante la solidificación, los parámetros para la coherencia dendrítica se presentan en las figuras del anexo A. El análisis y la comparación de las curvas correspondientes se presentan en la Tabla 10.

Tabla 10. Tiempos de inicio y final de la coherencia dendrítica para la aleación A356 sin modificar y modificada<sup>57</sup>.

	A356 sin Sr	A356 con Sr
Tiempo de inicio de la coherencia dendrítica	116 s	133 s
Tiempo final de la coherencia dendrítica	325 s	353 s
Intervalo de tiempo de la coherencia dendrítica	209 s	220 s

De la tabla anterior se puede observar claramente que el tiempo de inicio la coherencia dendrítica y el intervalo de tiempo de la coherencia dendrítica en la aleación tratada con Sr son mayores que el de la aleación sin Sr, lo que significa que la restricción del flujo metálico se retarda por la presencia de sólido en la aleación con Sr, por lo tanto este puede fluir más tiempo en el canal. Esto podría explicar porque la aleación tratada con Sr presenta experimentalmente valores mayores del IF con los mismos niveles de sobrecalentamiento.

### 5.1.3 EFECTO DE LA VISCOSIDAD

Otro parámetro que algunos autores consideran que puede tener un efecto sobre la fluidez, es la viscosidad. Al respecto Jones y Bartlett<sup>58</sup> han establecido una relación de la viscosidad en función de la temperatura y el contenido de Si, la cual han graficado tomando en cuenta



estos dos factores. La viscosidad del sistema Al-Si se reduce de 2.7 cP a 710 °C hasta 2.47 cP a 810°C, que representa una reducción de 0.23 cP equivalente a un 8.5%. De lo anterior se puede ver que la viscosidad no tiene un cambio significativo por efecto del aumento de la temperatura de colada, y por consiguiente el IF no se altera significativamente por este factor.

#### 5.1.4 EFECTO DEL PATRÓN DE SOLIDIFICACIÓN

La fluidez para metales depende fuertemente de su composición química<sup>52</sup>, que define el patrón de solidificación, también llamado rango, modelo o intervalo de solidificación, el cual puede cambiar considerablemente<sup>35</sup>. Como se observa en las Figuras 12(a) y (c) del capítulo II, la aleación A356 (Al-7% Si), presenta un rango de solidificación de aproximadamente 47°C. Lo anterior significa que cuando el fluido se mueve en el canal se presenta inicialmente la nucleación de granos finos en la punta de este. El crecimiento de estos granos progresa rápidamente, debido a que la temperatura de la punta disminuye conforme está en contacto con las paredes del canal en el molde. Finalmente, se alcanza una concentración crítica de granos primarios la cual bloquea el movimiento del fluido cesando su avance. El mecanismo anterior explica la reducción de la fluidez cuando las aleaciones presentan rangos de solidificación largos en comparación de aquellas que tienen patrones de solidificación cortos, como lo son los metales puros y las aleaciones de composición cercana al eutéctico<sup>35</sup>.

#### 5.1.5 OTROS FACTORES QUE AFECTAN LA FLUIDEZ

Hay otros parámetros los cuales pueden ser afectados por la temperatura de colada como es la tensión superficial y consecuentemente afectar la fluidez. C.R Loper Jr<sup>38</sup> establece que un aumento de la tensión superficial del metal líquido puede reducir considerablemente el IF. En este sentido Goicoechea<sup>45</sup> y J.P.Anson<sup>59</sup> han obtenido valores de tensión superficial para la aleación A-356 en diferentes condiciones. Por ejemplo J.P. Anson ha obtenido en una atmósfera de hidrógeno un valor de 0.874 N/m a 630°C y Goicoechea en una atmósfera



de argón con una temperatura de 700°C una tensión superficial de 0.845 N/m. De estos valores se puede ver que la tensión superficial no tiene un cambio sensible con el aumento de la temperatura ni con la atmósfera en la cual se mida esta, por consiguiente no habrá un efecto significativo en la magnitud del IF.

## 5.2 COMPOSITOS DE A356-SiCp

### 5.2.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE COLADA.

Se puede observar de la grafica 1 que para una fracción de SiCp constante, al aumentar la temperatura de colada el IF se incrementa siguiendo un comportamiento similar al de la aleación sin reforzar. En el caso del composito reforzado con 5 % SiC, cuantitativamente el IF se incrementa de 56.5 cm a 710°C hasta 86.5 cm a 810°C, lo que representa un incremento porcentual de 53 % (Tabla 11). Comportamientos similares se obtienen para los compositos reforzados con 10 y 15 %. Para el caso del composito con 10 % SiC el IF se incrementa de 55.5 cm con una temperatura de colada de 710°C hasta 92.5 cm con una temperatura de 810°C, lo que representa un incremento porcentual de 66.6%. Para el caso con 15 % SiC el IF se incrementa de 49.4 cm a 710°C hasta 105.6 cm a 810°C, lo que representa un incremento porcentual de 113.7%.

Tabla 11. Incrementos del porcentaje en las longitudes recorridas de los compositos y la aleación sin reforzar sin Sr, por el efecto de la temperatura.

Temperatura de colada (° C)	Aleación sin reforzar	Composito con 5 % de SiC	Composito con 10 % de SiC	Composito con 15 % de SiC
710*	60.8 cm	56.5cm	55.5 cm	49.4 cm
760**	23.6%	32.7%	32%	77.1%
810**	54.9%	53%	66.6%	113.7%

\*Es IF con la más baja temperatura de colada.

\*\* Es el incremento en el porcentaje del IF con respecto a la temperatura de 710°C.



Estos resultados son consistentes con algunos datos reportados en la bibliografía, aunque en otras condiciones, y en los cuales han estudiado el efecto de la temperatura de colada en aleaciones reforzadas. Ravi<sup>4</sup>, A.M. Samuel y H Liu<sup>36</sup>, consideran que el incremento de la fluidez al aumentar la temperatura de colada se debe principalmente al contenido de calor presente en el metal líquido.

Lo anterior se explica en base a consideraciones similares presentes en la aleación monolítica, es decir, al aumentar la temperatura de colada el índice de fluidez aumenta debido a la cantidad de calor que se tiene que eliminar para que inicie la solidificación, lo que permite un mayor tiempo para que el flujo de metal líquido se mueva en el canal de la espiral, provocando un incremento del IF de los compositos. Rohatgi y Sathyamoorthy<sup>41</sup> establecen que este incremento del IF es una función lineal de la temperatura de colada. Lo anterior concuerda con otros resultados reportados en la literatura y con la explicación del comportamiento del IF en función de la temperatura de colada<sup>35, 36, 41, 42</sup>.

Un estudio que puede compararse con los resultados obtenidos en este trabajo, es el realizado por S. Ray<sup>42</sup>, el cual determinó el IF en moldes de arena. En resumen, sus resultados indican que al elevar la temperatura de colada la fluidez aumenta, alcanzando valores del IF para un composito con 15% SiC de 66 cm con una temperatura de colada de 800°C. Es conveniente indicar que es difícil comparar la magnitud de los valores experimentales obtenidos en este trabajo con los de la literatura, debido a que se obtienen en condiciones diferentes, variando parámetros como: el tipo de reforzante, la fracción y forma del cerámico, el tamaño de partícula, el tipo de molde, granulometría de la mezcla de moldeo, entre otros.

### 5.2.2 EFECTO DE LA FRACCIÓN EN VOLUMEN DE LAS PARTÍCULA DE REFUERZO (SiC)

La fluidez de los compositos reforzados con los tres niveles de SiC sin la presencia de Sr no presenta un comportamiento regular ya que se obtuvieron variaciones entre las pruebas



realizadas para cada condición experimental. Se esperaría en general para los tres casos (5, 10 y 15 % SiC) que la fluidez debería ser menor que la de la aleación sin reforzar. Sin embargo este comportamiento solo se observa cuando tenemos una temperatura de 710°C (100°C de sobrecalentamiento) para los compositos con los tres niveles de SiC (Figura 24). La Tabla 12 presenta la variación en el porcentaje de la fluidez (disminución o incremento) cuando cambia el porcentaje de SiC a una temperatura constante y comparando este porcentaje con la aleación A356 sin reforzar. Se observa que el composito con 5% SiC disminuye su IF en 7.7%, con 10% SiC hay un disminución de 8.7% y con 15% SiC disminuye un 18.7% a una temperatura de colada de 710°C.

Tabla 12. Disminución o incremento del porcentaje del índice de fluidez de los compositos y comparado con la aleación sin reforzar sin Sr en función del porcentaje de SiC.

	Temperatura de 710°C	Temperatura de 760°C	Temperatura de 810°C
Aleación sin reforzar	60.8 cm	75.2 cm	94.2 cm
Composito con 5% de SiC	7.7%	0.26%	8.1%
Composito con 10% de SiC	8.7%	2.5%	1.8%
Composito con 15% de SiC	18.7%	+ 16.3%	+12.1

En general, se esperaría que cuando la fracción de SiC aumenta el IF disminuya, debido a las siguientes razones:

- La reducción de la masa de metal debido al incremento de la fracción de refuerzo, que provoca que la magnitud del calor latente liberado durante la solidificación disminuya para altas fracciones de refuerzo.
- El incremento de la viscosidad del fluido asociado a la presencia de partículas sólidas de cerámico.

Ese comportamiento se presenta solo con sobrecalentamiento de 100° C con los tres niveles de refuerzo: 5, 10 y 15 % SiC. Sin embargo para sobrecalentamientos de 150 y 200° C, el



IF es muy similar entre la aleación sin reforzar y los compositos con 5 y 10 % SiC. La explicación a este comportamiento se puede hacer en base a los estudios realizados por B. Dutta<sup>23</sup> y Moon<sup>60</sup> los cuales establecen que como las partículas reforzantes tienen una conductividad térmica menor que la del metal base, puede afectar el gradiente de temperatura en el frente de la punta de la dendrita con velocidades de enfriamiento en estado estable, mediante lo cual las partículas retienen una gran cantidad de calor, que podrían disolver las dendritas e incorporarse nuevamente al líquido remanente, con esto el flujo metálico alcanzara mayores distancias en el canal de fluidez. Dicho de otra manera, las partículas de SiC se saturan térmicamente lo cual influye en la disipación del calor del composito y con ello se provoca un retardo en el tiempo de solidificación de la fracción de la matriz y teniendo como consecuencia un mayor IF del composito. Esto es más notorio para el caso del composito con 15 % de SiC.

Otros autores tratan de explicar el comportamiento del IF de compositos mediante el efecto de la fracción de refuerzo sobre la viscosidad del composito líquido, tal es el caso de Ravi<sup>4</sup> y Rohatgi<sup>40</sup> los cuales indican que la posible disminución del IF se asocia al incremento en viscosidad por incremento de la fracción de partículas, sin embargo no presentan evidencias experimentales.

Ravi<sup>4</sup> y Samuel<sup>36</sup> han establecido que la fluidez también puede ser afectada por la viscosidad y esta a su vez está relacionada por una reacción que ocurre entre el Al de la matriz y el SiC formando un compuesto estable  $Al_4C_3$ . La reacción se lleva a cabo a temperatura alta (mayores de  $750^{\circ}C$ ) y con altos contenidos de SiC, al formarse este compuesto la viscosidad aumenta y con ello la fluidez disminuye, Ravi<sup>4</sup> ha obtenidos reducciones del orden de 57% cuando la fracción cambia de 20% SiC a 25% SiC para compositos colados en molde de arena. Sin embargo al realizar un análisis por EDS, no se encontraron evidencias de la formación de este compuesto de  $Al_4C_3$ . Se realizó también un análisis cualitativo para encontrar este tipo de compuesto y en donde los resultados fueron negativos. En el anexo B se observan las microestructuras así como el análisis químico por EDS de un posible compuesto de  $Al_4C_3$ .



R Sathymoorthy<sup>41</sup> establece que una manera de obtener la viscosidad de aleaciones de aluminio con partículas suspendidas es a través de la ecuación de Kuhn y Kuhn, en función del contenido de reforzante. En el anexo C (Tabla 2), se presentan los valores teóricos de viscosidad usando esta ecuación, para las condiciones experimentales de esta tesis. Se observa que hay un aumento de la viscosidad en los compositos cuando aumenta la fracción de SiC a una temperatura constante, con lo cual se esperaría que la fluidez de los compositos disminuya conforme aumenta la fracción de SiC. Los valores calculados son del mismo orden de magnitud que los obtenidos experimentalmente por S Ray<sup>42</sup>, el cual determinó que para un 30 % de refuerzo de SiC se alcanzan valores que no exceden los 100 cP, sin embargo este comportamiento no concuerda en los resultados de este trabajo, ya que de la Figura 24 se observa que los compositos con mayor fracción de refuerzo (15% SiC) presentan un mayor IF, a temperaturas arriba de 760°C.

Para los resultados experimentales de este trabajo, en el caso del composito con 10% SiC el IF es muy similar al de la aleación sin reforzar y este comportamiento también se observa con el composito de 5% SiC. Esto significa que la presencia de SiC no afecta en gran medida a la viscosidad y consecuentemente al IF.

Con ello se refuerza la aseveración de que los mecanismos que afectan mayormente al IF es: 1) el contenido de calor asociado al sobrecalentamiento que se tiene que eliminar antes de que inicie la solidificación y 2) la presencia de partículas reforzantes de baja conductividad térmica como la del SiC (100W/m°K ), en comparación con la aleación A356<sub>(T)</sub> (121W/m°K) disminuyen la rapidez de crecimiento dendrítico, consecuentemente reduce la coalescencia de los cristales primarios y retarda la formación de redes de la fase primaria. Este fenómeno contrarresta el incremento de la viscosidad por la presencia del SiC.



### 5.3 COMPOSITOS DE A356-SiCp-Sr

Para los compositos tratados con Sr se observa que el IF con los tres niveles de refuerzo es menor que el de la aleación sin reforzar. Adicionalmente su comportamiento es más regular y reproducible, esto lo soporta el coeficiente de correlación de las ecuaciones obtenidas a partir de los resultados experimentales para predecir la fluidez, las cuales son prácticamente lineales (Tabla 13 y 14). De la misma forma que en el caso de los compositos sin Sr, los valores de IF para una temperatura de colada fija (sobrecalentamiento fijo) el IF es mayor para el composito con menor fracción de SiC. Al aumentar la temperatura este comportamiento se invierte y el composito con mayor fracción de SiC tiene mayor IF.

Tabla 13. Regresiones para los compositos sin Sr en función del sobrecalentamiento.

Fracción de SiC	Ec. de la regresión	Coefficiente de correlación
5 %	$IF(cm) = -8.639 + 0.524\Delta T(^{\circ}C)$	0.948
10 %	$IF(cm) = 37.3 + 0.258\Delta T(^{\circ}C)$	0.790
15 %	$IF(cm) = -3.406 + 0.562\Delta T(^{\circ}C)$	0.790

Tabla 14 Regresiones para los compositos con Sr en función del sobrecalentamiento.

Fracción de SiC	Ec. de la regresión	Coefficiente de correlación
5 %	$IF(cm) = 17.611 + 0.41\Delta T(^{\circ}C)$	0.953
10 %	$IF(cm) = -2.574 + 0.506\Delta T(^{\circ}C)$	0.959
15 %	$IF(cm) = -1.094 + 0.482\Delta T(^{\circ}C)$	0.914

El análisis cuantitativo y comparativo del IF en función de la fracción de refuerzo a una temperatura de colada constante (sobrecalentamiento) de este comportamiento se presenta en la Tabla 15, donde se puede observar que los compositos con 5% SiC a temperaturas de colada de 710°C el IF disminuye considerablemente hasta un 21.2%, a 760°C 16.46% y a 810°C disminuye 11.7 % con respecto a la aleación sin reforzar con Sr, por lo cual se observa que la proporción en la disminución de los porcentajes del IF cuando la



temperatura de colada aumenta disminuye, este comportamiento se puede ver en la Figura 25 (capítulo IV). En los composites con Sr se observa también que hay un aumento del IF cuando se incrementa la temperatura de colada (Figura 25) con fracción de refuerzo constante, por ejemplo el composite con 5% de SiC el IF va de 59.1 cm a 710°C hasta 101 cm a 810°C con un incremento del IF de 71%. De igual manera se observa cuando se tiene un 10% SiC el incremento del IF es de 102% de una temperatura colada de 710°C hasta 810°C y con 15 % SiC en el composite el IF incrementa un 107.1% al aumentar la temperatura de colada de 710°C a 810°C. Por lo tanto este comportamiento es similar al de los composites sin la presencia de Sr y para la aleación sin reforzar, con ello se puede decir que el estroncio no afecta el comportamiento del IF en función de la temperatura de colada. Ya que conforme aumenta la temperatura el IF también se incrementa y con ello se puede decir que este fenómeno del aumento del IF también está fuertemente influenciado por el calor que se tiene que liberar antes de que dé inicio la solidificación.

Tabla 15. Disminución del porcentaje en las longitudes recorridas de los composites y la aleación sin reforzar con Sr en función del porcentaje de SiC.

	Temperatura de 710°C	Temperatura de 760°C	Temperatura de 810°C
Aleación sin reforzar	71.9 cm	93.5 cm	113.3 cm
Composite con 5% de SiC	21.2%	16.4%	11.7%
Composite con 10% de SiC	36%	15.9%	10.8%
Composite con 15% de SiC	37.4%	17.6%	3.7%

El efecto de la presencia de Sr sobre el IF de composites Al-Si-SiCp es más difícil de explicar, debido a la nula información reportada en la bibliografía, incluso en el caso de las aleaciones A356 con Sr los resultados son contradictorios y poco claros, como fue referido en la discusión de la aleación A356 sin reforzar. Con respecto a los resultados obtenidos en este trabajo se observa que los composites con presencia de Sr, presentan mayor IF a temperatura superiores de los 760°C con respecto a los composites sin la presencia de Sr y



a temperaturas menores de 760°C disminuye el IF con respecto de los composites sin Sr.

De acuerdo a los resultados de este trabajo el IF tiene un comportamiento más consistente y predecible cuando el composite se trata con Sr. Una posible explicación del fenómeno es considerando que el Sr promueve la humectabilidad de las partículas del SiC provocando mejoras en la incorporación y distribución del SiC<sup>17, 61</sup>, lo que reduce la formación de aglomerados de partículas de SiC durante las etapas que el composite líquido se desplaza en el canal de fluidez previo a la solidificación y hasta el inicio del bloque en punto de coherencia dendrítica. Una evidencia de esto es la microestructura de los composites sin Sr y con Sr, en estos últimos, se tiene una mejor distribución de SiCp y una menor cantidad de aglomerados de SiC. Las microestructuras se presentan en las Figuras 32, 33, 34.

Para la aleación A356 sin reforzar, de los resultados obtenidos se ha comprobado que la presencia de Sr retarda el inicio de la coherencia dendrítica teniendo como consecuencia un incremento del IF en aleaciones tratadas con Sr. Este mismo fenómeno se esperaría también en los composites tratados con S, sin embargo en general el IF para los composites con Sr es ligeramente superior a de los composites sin Sr.

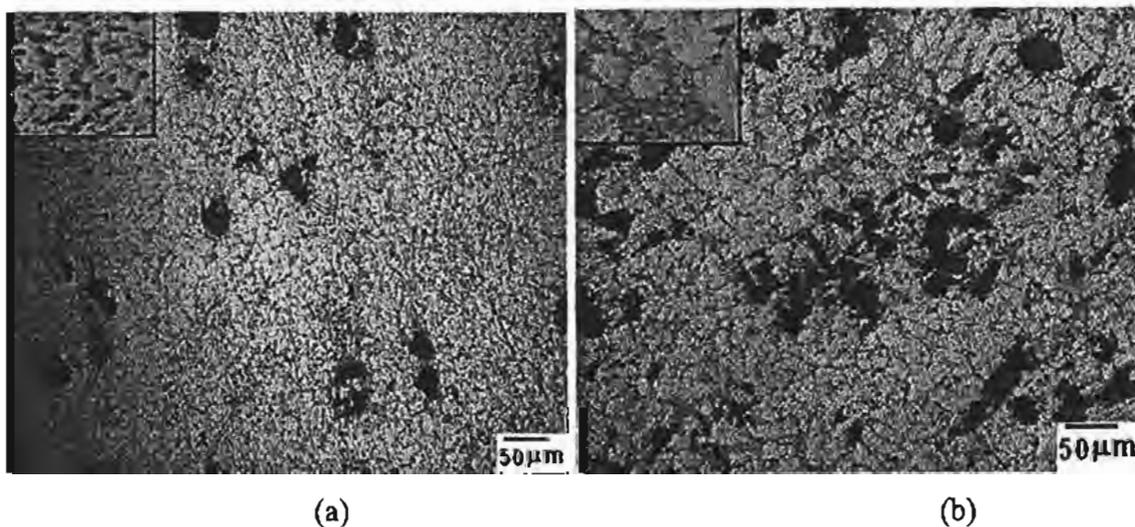
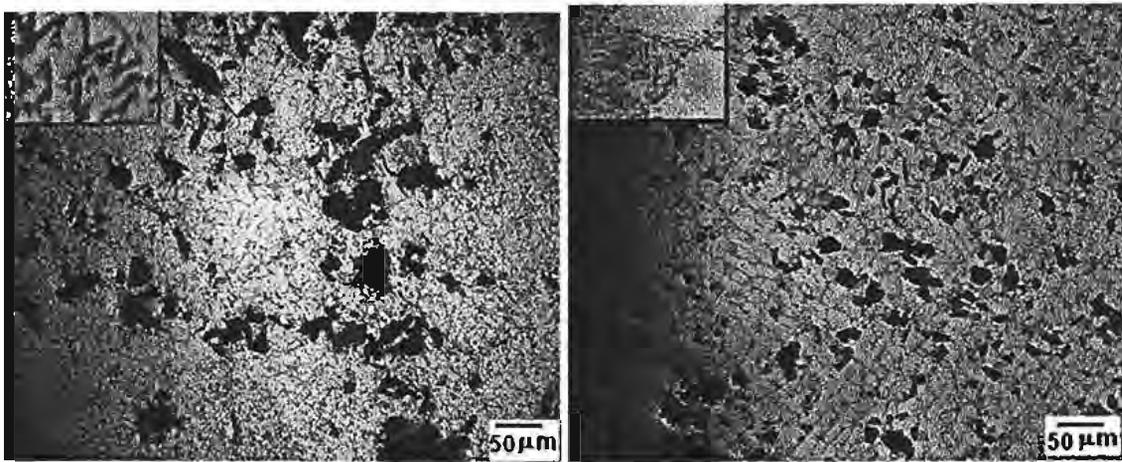


Figura 32. Microestructura del composite con 5 % SiC, (a) sin Sr y (b) con Sr. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.

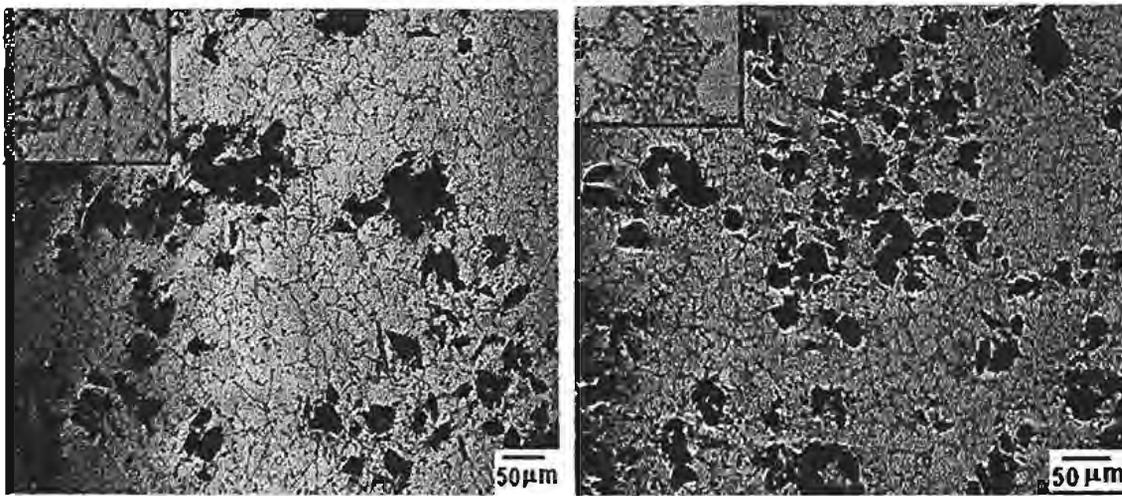




(a)

(b)

Figura 33. Microestructura del compuesto con 10 % SiC, (a) sin Sr y (b) con Sr. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.



(a)

(b)

Figura 34. Microestructura del compuesto con 15 % SiC, (a) sin Sr y (b) con Sr. En la parte superior izquierda se muestra el detalle del Si eutéctico de la matriz.



#### 5.4 MEDIDAS DEL EFECTO DE CADA VARIABLE

A pesar de que se tiene un análisis de las variables que afectan el IF, también es necesario demostrar cuantitativamente que la temperatura de colada es la que más afecta este IF, y a su vez visualizar el efecto combinado de las variables involucradas ya que en la bibliografía se tienen diferentes parámetros y es difícil comparar sus resultados con los de este trabajo, sin embargo es posible sustentar mejor la discusión de resultados a través del tratamiento y análisis de los resultados experimentales, por medio de un diseño factorial a dos niveles (anexo D).

Después de haber realizado este análisis, se observa que el efecto de la temperatura es mucho mayor que el del refuerzo; por ejemplo, cuando se tienen dos niveles de Temperatura 710°C y 760°C con porcentajes de SiC de 5 y 10%, el valor de efecto de la temperatura es de 22.6 y del SiC es de -3.2 con una desviación estándar de 12.6, y con temperaturas de 710°C y 810°C con porcentaje de SiC 10 y 15% este valor del efecto de la temperatura es 53 y el SiC de 3.5 con una desviación estándar de 26.9. A su vez también se puede ver que la magnitud del efecto de la temperatura aumenta conforme se incrementa la temperatura, por lo que el efecto de la fracción de refuerzo es menor sobre la viscosidad, por consiguiente se refuerza la observación que la viscosidad no tiene un efecto significativo sobre el IF.

Por otro lado como se dijo en el párrafo anterior es difícil comparar estos resultados con los de la bibliografía, pero para el caso de interés de este trabajo experimental se podría resumir y condensar estos resultados a través de correlaciones que involucren tanto la temperatura de colada (sobrecalentamiento) como la fracción de refuerzo. Con esta observación se obtuvieron correlaciones del IF a través de regresiones multilíneales, en función de los 3 sobrecalentamientos, las 3 fracciones de refuerzo y sin la presencia de Sr y la presencia de Sr. Las ecuaciones que representan estas correlaciones son la siguiente:



Sin la presencia de Sr

$$IF(cm) = -2.513 + 0.448\Delta T(^{\circ}C) + 1.093\%SiC$$

Con una R = 0.893, un error estándar = 7.575 y una desviación= 20.971

Con la presencia de Sr

$$IF(cm) = 12.534 + 0.466\Delta T(^{\circ}C) - 0.789\%SiC$$

Con una R = 0.953, un error estándar = 6.036 y una desviación= 18.626

Para determinar con claridad la tendencia y la dispersión de estas correlaciones obtenidas con todos los resultados de este trabajo se graficaron la línea estimada a partir de la correlación obtenida y todos los datos de este trabajo (Figuras 35 y 36), en donde se observa que para el caso de los compositos sin la presencia de Sr, algunos datos experimentales caen en la línea estimada y algunos están cerca de esta, por lo tanto se podría decir que es válida en un rango de temperaturas de 710° hasta 810°C y con porcentajes de 5% hasta 15% de SiC. Para los compositos en presencia de Sr, se observa que los datos experimentales en su mayoría caen en la línea estimada, por lo cual se podría decir que esta expresión es valida para el mismo rango de temperaturas y fracción en volumen de SiC, es decir de 710°C hasta 810°C y de 5% hasta 15% de SiC.

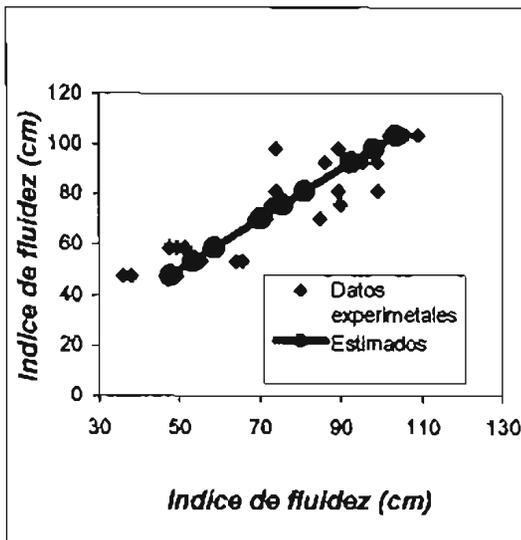


Figura 35. Gráfica de longitudes estimadas y experimentales de los compositos sin Sr.

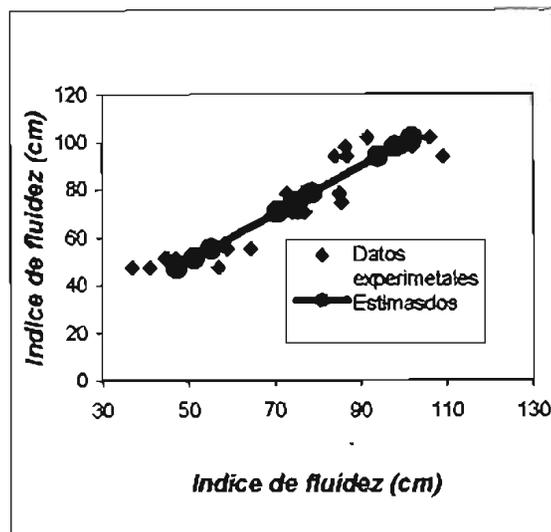


Figura 36. Gráfica de longitudes estimadas y experimentales de los compositos con Sr.



## CAPITULO VI

### 6. CONCLUSIONES

Considerando los resultados experimentales, las conclusiones finales de este trabajo son:

Para la aleación A356 sin reforzar

- 1) Al aumentar la temperatura de colada (sobrecalentamiento) el índice de fluidez aumenta linealmente.
- 2) La presencia de Sr aumenta el índice de fluidez en la aleación A356.

Compositos sin la presencia de Sr

- 3) Al aumentar la temperatura de colada el índice de fluidez se incrementa independientemente de la fracción de refuerzo.
- 4) El índice de fluidez disminuye cuando se incrementa el porcentaje de refuerzo a temperaturas de colada de 710°C.
- 5) A temperaturas superiores a 760°C los índices de fluidez de los compositos con niveles 10% y 15% de SiC son mayores que la aleación sin reforzar y del composito con 5% de SiC.

Compositos con la presencia de Sr

- 6) El índice de fluidez de los compositos es menor que la aleación sin reforzar.
- 7) Al aumentar la temperatura de colada el índice de fluidez se incrementa independientemente de la fracción de refuerzo.
- 8) El índice de fluidez es mayor que los compositos sin la presencia de Sr.
- 9) El comportamiento del índice de fluidez es mas regular que los compositos sin Sr.
- 10) El índice de fluidez disminuye cuando se incrementa el porcentaje de refuerzo a temperaturas de colada de 710°C.
- 11) El índice de fluidez de los compositos con 10% y 15 % de SiC es mayor que le composito con 5% de SiC a temperaturas de colada superiores de 760°C.



## BIBLIOGRAFÍA

1. Mel Schwartz, Composite Materials Handbook, USA, 2<sup>a</sup> edition, Mc Graw-Hill, 1992, pp. 1.1-1.2.
2. A. K. Vasudevan, R. D. Doherty, Aluminum alloys-contemporary research and applications, 1<sup>a</sup> Ed. Academic press, Boston USA, 1989, pp. 125-128.
3. Pradeep Rohatgi, Cast metal matrix composites: past, present and future, AFS Transactions, 2001, pp. 633- 657.
4. V.A. Ravi, D.J. Frydrych, A.S. Nagelberg, Effect of particle size, shape and loading on fluidity of SiC-reinforced aluminum MMC's, AFS Transactions, Vol. 102, 1994, pp 891-895.
5. J.R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys, 1<sup>a</sup> Ed. ASM International, USA, 1998, pp. 591-598.
6. J. A. García Hinojosa, Efecto del estroncio (Sr), magnesio (Mg), sodio (Na) y titanio (Ti) sobre la matriz, incorporación y distribución de SiC en compositos de matriz metálica Al-Si/SiCp, Tesis de Doctorado, 2005, México, pp. 37-39.
7. ASM Handbooks, Composites, Vol. 21, 2001, ASM Handbook Online, <http://www.asminternational.org/>.
8. M.C. Gui, D.B. Wang, J.J. Yu, J.G. Yuang & C.G. Li, Microstructure and mechanical properties of cast (Al-Si)/SiC composites produced by liquid and semisolid double stirring process, Materials Science and Technology, Vol. 16, Num.5, 2000, pp.556-663.
9. A. Mohamed Taha, Industrialization of cast aluminum matrix composites (AMCCs), Materials and Manufacturing Processes, Vol. 16, Num. 5, 2001, pp. 619-641.
10. A. Benerji, M.K. Surappa and P. K. Rohatgi, Cast aluminum alloys Containing Dispersions of zircon particles, Metallurgical Transactions B, Vol. 14B, June 1983, pp. 273-279.
11. J.U. Ejiofo and R.G. Reddy, Developments in the processing and properties of particulate Al-Si composites, JOM, Vol. 49, Num. 11, 1997, pp. 31-37.
12. K.K. Chawla, P.K. Liaw and S.G. Fishamn, High-Performance Composites: Commonalty of Phenomena, JOM, Vol. 2, 1996, pp. 43-44.
13. T.P. Muralli; Preparation and properties of aluminum-alloys coconut shell char particles composites, Metal Transactions B, September 1982, pp. 485-494.



14. B. Pai; Fabrication of aluminum-alumina (magnesia) particles composites in foundries using magnesium additions to the melt, *Materials Science and Engineering*, 1976, pp.31-34
15. P.K. Rohatgi, Preparation of cast aluminum-silica particulate composites, *Journal of Materials Science*, 1979, pp. 2277-2283.
16. M.K. Surappa, Preparation and properties of aluminum-ceramic particles composites, *Journal of Materials Science*, Vol. 22, 1981, pp. 983-993.
17. I. Rana, Optimization of SiC particles dispersion in aluminum metal-matrix composites, *AFS Transactions*, 1989, pp. 743-746.
18. T. R. Fletcher, J. A. Cornie, K. C. Russell, A capacitance technique for studying pressure infiltration, *Materials Science and Engineering A*, Oct. 1990, pp 159-163.
19. J. Hashim, L. Looney, The wettability of Sic particles by molten aluminum alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 119, 2001, pp. 324-328.
20. Krishan k. Chamla, *Composites Materials Science and Engineering*, Ed. Springer Velars, New York USA, 1987, pp. 79-82.
21. F. Délannay, L. Froyen and A. Deruyttere, Wetting of solids by molten metals and its relationship to the preparation of metal matrix, composites *Journal of Materials Science*, Vol. 22, Num. 1, January 1987, pp. 1-16.
22. J.K. Kim and P.K. Rohatgi, Nucleation on ceramic particles in cast metal-matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions*, 31A, Apr 2000, pp. 1295-1304.
23. B. Dutta and M.K. Surappa, Directional solidification of a composite slurry: Part 1. Dendrite morphology, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 29A, Apr 1998, pp. 1319-1327.
24. G.F. Bolling. and J. Cissé, A theory for the interaction of particles with a solidifying front, *Journal of Crystal Growth*, June 1971, Volume 10, pp. 56-66.
25. R. Asthana and S.N. Tewari, The Engulfment of Foreign Particles by a Freezing Interface, *Journal of Materials Science*, Vol. 28, No. 20, Oct. 1993, pp. 5414-5425.
26. L. Van Vugt & L. Fryen, Gravity and temperature effects on particle distribution in Al-Si/SiC composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, pp. 133-144.
27. Y. Wu, H. Liu; E.J. Lavernia, Solidification behavior of Al-Si/SiC MMC's, during wedge-mold casting, *Acta Metallurgical et Materialia*, Vol. 42, Mar. 1994, pp. 825-837.
28. P.K. Rohatgi, S. Ray, R. Asthana and C. S. Narendranath, Interfaces in cast metal-



- matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, 1993, pp. 163-174.
29. S. Nagarajan, B. Dutta, M.K. Surappa, The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiCp composites, *Composites Science and Technology*, Vol. 59, 1999, pp. 897-902.
30. Fazal Ur Rahgman, S. Fox, H.M. Flower, *Journal Materials Science*, Vol. 29, 1994, pp.1636.
31. Wang W., F. Ajersch, J.P.A. Lofvander, Si phase nucleation on SiC particulate reinforced in hypoeutectic Al-Si alloy matrix, *Materials Science Engineering A*, Vol. 187, 1994, pp.65-75.
32. C.S. Narendranath, R. Sathyamoorthy, P.K. Rohatgi, D. Nath, Studies on casting characteristics and setting behavior of Al-Base SiC-Particle metal matrix composites, *AFS Transactions*, 1992, pp 598-604.
33. Y.H. Kim, S.H. Lee, N.J. Kim, D.Y. Lee, Effect of the eutectic silicon particles on mechanical properties and fracture process of cast A356.0 Al-SiCp composites, *Journal of the Korean Institute of Metals*, Vol. 29, Feb. 1991, pp.112-118.
34. B.Dutta, S. Mannikar and M.K. Surappa, Solidification studies in aluminum matrix composites, *Inorganic Matrix Composites*, Edited by M.K. Surappa, TMS 1996, pp.15-30.
35. M. Tiryakioglu, D.R. Arkeland, C.W. Ramsay, Relationship between metal fluidity and optimum pouring time: A literature review, *AFS Transactions*, Vol. 101, 1993, pp. 685-691.
36. H. Liu, A.M. Samuel & F.H. Samuel, On the castability of Al-Si/SiC particle reinforced metal-matrix composites: factor affecting fluidity and soundness, *Composite Science and Technology*, 1993, pp. 1-12.
37. F.M. Yarandi, P.K. Rohatgi, S. Ray, Casting fluidity of aluminum A356-SiC cast particles composite, *AFS Transactions*, Vol. 100, 1992, pp. 575-581.
38. C.R Lopper Jr, Fluidity of aluminum-silicon casting alloys, *AFS Transactions*, Vol. 100, 1992, pp. 533-538.
39. P.K. Rohatgi, R. Asthana, and S. Das, Solidification, structures and properties of cast metal-ceramic particle composites, *Int. Met. Rev.*, Vol. 31, 1986, pág. 115.
40. M.K. Surappa and P.K. Rohatgi, Fluidity of aluminum-silicon-alumina composites, *Metallurgical Transactions B*, Vol. 12B, 1981, pp. 327-332.
41. P.K. Rohatgi, D. Nath, R Sathyamoorthy and C.S. Narendranath, Studies on casting



characteristics and settling behavior of aluminum base metal matrix particles composites, 97<sup>th</sup> Casting Congress and Castexpo, April 1993, Chicago Illinois.

42. S. Ray, Casting of composites components, Inorganic Matrix Composites, TMS, 1996, pp. 66-89.

43. T.P. Rajan, R.M. Pillai & C. Pai, Reinforcement coating and interfaces in aluminum metal matrix composites, Journal of Materials Science, Vol. 33, 1999, pp. 3491-3503.

44. John E. Gruzleski, Bernard M. Closset, The treatment of liquid aluminum-silicon alloys, The American Foundrymen's Society, USA, 1990, pp 85-93.

45. J. Goicoechea, C. Garcia-Cordovilla, E. Louis and A. Paimies, Journal Materials Science, Vol. 27, 1992, pp. 5247-5252.

46. S. Bercosivic, Control of the solidification structures and the properties of Al-Si Alloys, Hommes et Dounderie, 1979, pp. 17-26.

47. Shusen Wu, Ya You, Ping An & T. Kanno, Effect of modification and ceramic particles on solidification behavior of aluminum-matrix composites, Journal of Materials Science, Vol. 37, 2002, pp. 1855-1860.

48. American Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, B 26 (Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings), Vol. 02.02, 2003.

49. L.D. Escobar Mejia, J.A. Garcia Hinojosa, A. Amaro Villeda, C.E. Atlatenco Tlapanco, Efecto del tiempo de residencia, refusión y velocidad de enfriamiento en la modificación de una aleación A-356 tratada con Sr, 25 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Saltillo, 2003.

50. Dietert, Laboratory equipment for control of casting quality, Catalog 123, George Fischer Foundry Systems Inc., Michigan USA, 1986, pp. 81.

51. M.C. Flemings, E. Niyama, H.F. Taylor, Fluidity of aluminum alloys, AFS Transactions, Vol. 69, 1961, pp.625-635.

52. P.R. Beeley, Foundry Technology, Ed. Butterworths Heinemann, London, 1980, pp.15-16.

53. John Campbell, Casting, Ed. Butterworths Heinemann, London, 1991, pp.74-80.

54. 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. 104, 1994, pp.609-629.

55. M. Closset Bernard, Kanh Salim, Effect of impurities on strontium modification of Al-



Si casting alloys, Light Metals, 1990, pp.869-874.

56. J.W. Zindel, R. S. Beals and J. M. Boileau, The effect of solidification time and strontium concentration on the eutectic silicon morphology in A356, Proceeding of the 4<sup>th</sup> International Conference on Molten aluminum processing, AFS, 1995, pp.815-337.

57. Lars Arnberg and Lennart b ackerud, Solidification characteristics of aluminum alloys, Vol. 3 Dendrite Coherency, AFS, 1996. pp. 93-107.

58. W.R.D. Jones and W.L. Bartlett, Journal Institute Metals, 1952, pag.145.

59. J.P. Anson, R.A.L. Drew and J.E. Gruzleski, The surface tension of molten aluminum and Al-Si-Mg alloys under vacuum and hydrogen atmospheres, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 30B, 1999, pp 1027-1032.

60. H.K. Moon, Sc. D. Dissetation, MIT,1990, pp. 359-360.

61. J.A. Garcia-Hinojosa, C.R. Gonzalez, J.I. Juárez, M.K. Surappa, Effect of Sr addition on an Al-7Si-10 vol.% SiCp cast composites, Materials Science and Engineering A, 2004. pp. 1-6.



## ANEXO A

### COHERENCIA DENDRÍTICA

Considerando que la coherencia dendrítica es un parámetro reciente para el análisis de la evolución de la fase sólida durante la solidificación, esta fue analizada para explicar el efecto de la presencia de Sr sobre el IF. En la Figura 1 se presentan los puntos más importantes de la evolución de la fracción sólida en una curva de enfriamiento durante la solidificación, que son:

- 1) **Antes del punto de coherencia** El flujo o movimiento del metal y de las partículas sólidas es posible.
- 2) **Punto de coherencia** El flujo del metal empieza a restringirse.
- 3) **Punto de rigidez** Es posible el flujo del metal a través de la Región interdendrítica.
- 4) **Después del punto de rigidez** El flujo interdendrítico es restringido.

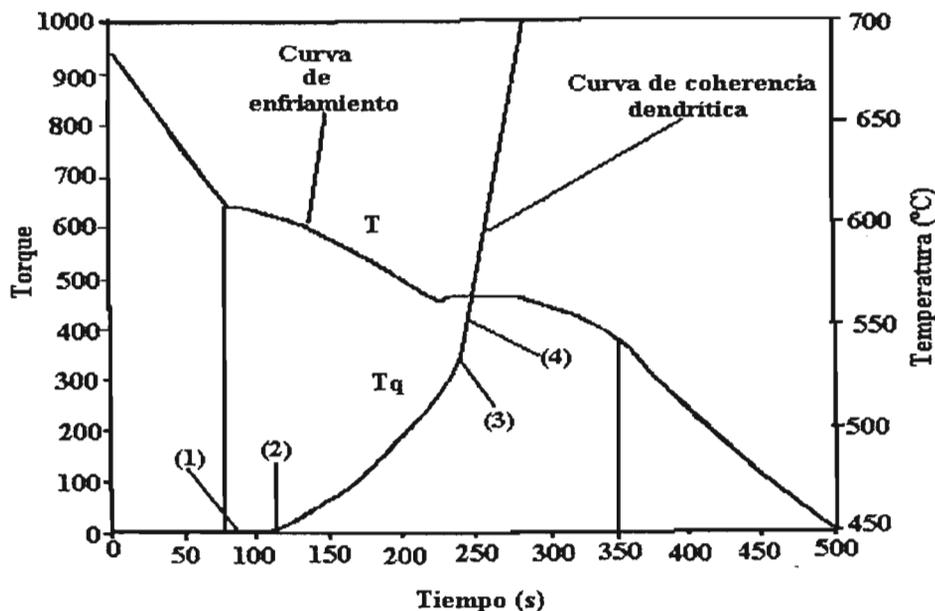


Figura 1. Curva de enfriamiento y evolución de la coherencia dendrítica para la aleación A356 sin modificar, donde se observan los puntos de: (1) Antes del punto de coherencia, (2) Punto de coherencia dendrítica, (3) Punto de rigidez y (4) Después del punto de rigidez<sup>57</sup>.



Por otro lado los mismos puntos señalados en la Figura 1 se presentan en la Figura 2, comparando la diferencia en la evolución de la fracción sólida para aleaciones A356 sin modificar y modificadas con Sr.

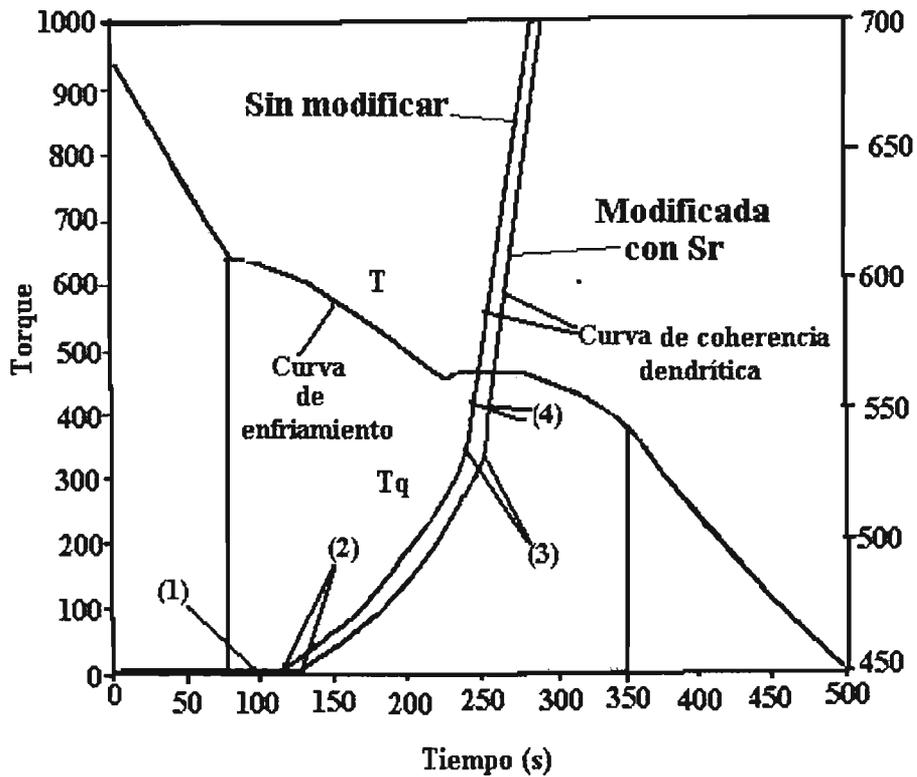


Figura 2. Curvas de la evolución de la coherencia dendrítica para la aleación A356 sin modificar y modificada con Sr<sup>57</sup>.



## ANEXO B

Resultados del análisis químico por EDS sobre una partícula de un compuesto con 15% SiC se dan en la Figura 3, donde se observa en el círculo y marcado con una flecha la posible formación de  $Al_4C_3$ . En la Tabla 1 se presenta la composición química determinada por EDS para la partícula. En la Figura 4 se observa el espectro por EDS de esta partícula, y en las Figuras 5, 6 y 7 se observan las microestructuras obtenidas por SEM para observar la posible formación de  $Al_4C_3$ .



Figura 3. Microestructura de un compuesto con 15 % SiC, donde en el círculo y marcado con una flecha se observa posiblemente la formación de  $Al_4C_3$ .

Tabla 1. Composición química obtenida por EDS del posible compuesto de  $Al_4C_3$ .

Carbono	Aluminio	Silicio
51.75 %	15.39%	32.86%



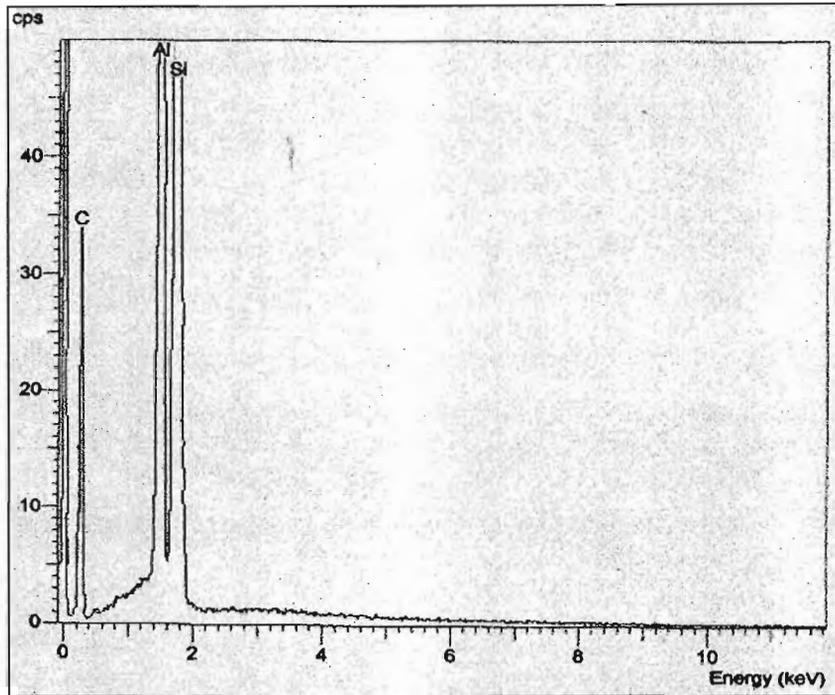
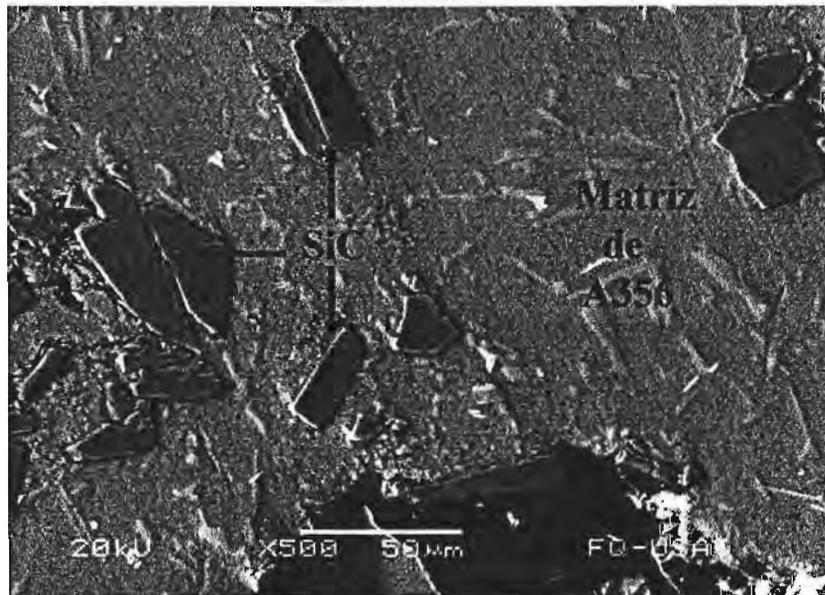
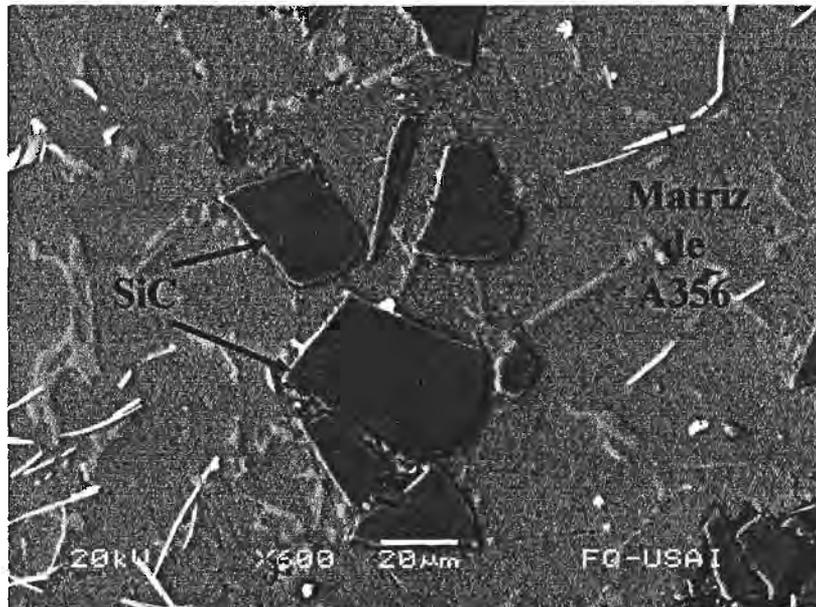


Figura 4. Espectro EDS de la posible formación de  $Al_4C_3$ .

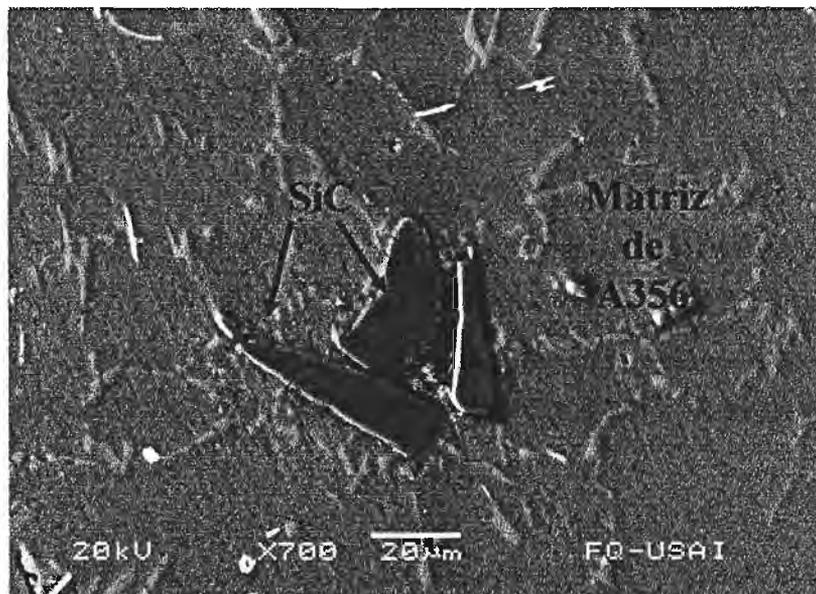


Figuras 5. Microestructura por SEM de un compuesto con 15% SiC, donde se observan las partículas de SiC y la matriz de A356.





Figuras 6. Microestructura por SEM de un compuesto con 15% SiC, donde se observan las partículas de SiC y la matriz de A356.



Figuras 7. Microestructura por SEM de un compuesto con 15% SiC, donde se observan las partículas de SiC y la matriz de A356.



## ANEXO C

### CALCULO DE VISCOSIDADES

Para obtener teóricamente las viscosidades se usa la ecuación Kunh y Kunh<sup>41</sup>, la cual establece que es posible calcular la viscosidad de una aleación de aluminio con partículas en suspensión, asumiendo que la forma de la partícula es esférica.

$$\eta = \eta_i * \left[ \left( 1 + 2.5\phi + \frac{33}{15\pi} \left( \frac{1}{R_p} - 1 \right) \phi \right) \right]$$

Donde  $\eta$  es la viscosidad del fluido con la partícula suspendida,  $\eta_i$  es la viscosidad del fluido sin la partícula,  $\phi$  la fracción en volumen de la partícula,  $R_p$  es el radio axial de la partícula elipsoidal.

- Como se asume que la partícula es esférica el radio axial es igual al tamaño promedio de la partícula como tenemos un diámetro de 40 $\mu$ m por lo tanto el radio axial es de 20  $\mu$ m.
- Las fracciones de refuerzo son de 5, 10 y 15% SiC.
- La viscosidad de la aleación A356 a diferentes temperaturas se obtuvieron a partir de la curva obtenida por Jones<sup>58</sup>, a pesar de que está curva es para un sistema binario Al-Si, se puede tomar como referencia para los cálculos de viscosidades de los composites. Los valores de estas viscosidades de la aleación A356 a 710°C es de 2.7cP, a 760°C de 2.6 cP y a 810°C de 2.47 cP.

En la Tabla 2 se presentan viscosidades calculadas variando la temperatura y el porcentaje de SiC.



Tabla 2. Valores de viscosidad a partir de la ecuación de Kuhn y Kuhn en función del contenido de SiC.

Temperatura (°C)	% SiC	Viscosidad (cP)
710	5	27.4
710	10	52.2
710	15	77
760	5	26.4
760	10	50.3
760	15	74.2
810	5	24.4
810	10	46.4
810	15	68.4



## ANEXO D

### DISEÑO FACTORIAL DE EXPERIMENTOS

Para medir el efecto de las variables sobre el índice de fluidez se hizo a través de un diseño de experimentos factorial, por lo que es necesario fijar el número de variables y los niveles:

Numero de variables

- 1.- Temperatura de colada (710°C, 760°C y 810°C).
- 2.- Fracción en volumen (5%, 10% y 15% de SiC).
- 3.-Con presencia de Sr y sin presencia de Sr.

Aunque se tienen tres niveles tanto de la temperatura de colada y fracción volumen SiC, se realizó un diseño factorial a dos niveles (alto y bajo) Sin embargo se tomaron todos los niveles de estas dos variables. En la Tabla 3 se muestran todas las combinaciones posibles, tomando en cuenta los tres niveles de la temperatura de colada y fracción volumen de SiC.

Para el análisis y desarrollo de la matriz del diseño factorial a dos niveles (alto y bajo) se tienen la siguiente expresión:

$$D = \text{Número de Niveles}$$

$$J = \text{Número de Variables}$$

$$D= 2 \text{ y } J=3$$

Por lo tanto tenemos un diseño factorial de:  $2^3$

Tabla 3. Combinaciones de los tres niveles de temperatura y fracción en volumen de SiC, sin la presencia de Sr y con presencia de Sr.

Numero de Combinaciones	Temperaturas (°C)	Fracción en volumen de SiC	Presencia de Sr
1	710, 760	5%, 10%	Si, No
2	710, 810	5% 10%	Si, No
3	710, 760	5% 15%	Si, No
4	710, 810	5% 15%	Si, No
5	710, 760	10% 15%	Si, No
6	710, 810	10% 15%	Si, No
7	760, 810	5% 10%	Si, No
8	760, 810	5% 15%	Si, No
9	760, 810	10%, 15%	Si, No



En las Tablas 4 y 5 se observa la matriz del diseño factorial a dos niveles de la primera combinación, temperaturas de colada de 710°C y 760°C, fracción en volumen de 5 y 10% de SiC, sin la presencia y con presencia de Sr.

Tabla 4. Matriz del diseño factorial a dos niveles con una notación bajo (-) y alto (+).

Corrida	T	F	Sr
1	-	-	-
2	+	-	-
3	-	+	-
4	+	+	-
5	-	-	+
6	+	-	+
7	-	+	+
8	+	+	+

Nota: T = Temperatura de colada (°)  
 - +  
 710 760

F= Fracción en volumen de SiC (%)  
 - +  
 5 10

Sr = Presencia de Sr  
 - +  
 No Si

Tabla 5. Matriz del diseño factorial a dos niveles, incluyendo el valor de la respuesta promedio del índice de fluidez de tres pruebas realizadas para cada condición experimental.

Numero de prueba	Temperatura (°C)	Fracción de refuerzo	Presencia de Sr	Respuesta del IF promedio (cm)
1	710	5%	No	56.5
2	760	5%	No	75
3	710	10%	No	55.5
4	760	10%	No	73.3
5	710	5%	Si	56.6
6	760	5%	Si	78.1
7	710	10%	Si	46
8	760	10%	Si	78.6



## CALCULO DEL EFECTO DE LAS VARIABLES

Para el cálculo del efecto de las variables y la interacción entre éstas se toma la respuesta ( $y_i$ ) del IF promedio.

### EFECTO DE LA TEMPERATURA

$$T = \frac{(y_2 - y_1) + (y_4 - y_3) + (y_6 - y_5) + (y_8 - y_7)}{4}$$

$$T = \frac{(75 - 56.5) + (73.3 - 55.5) + (78.1 - 56.6) + (78.6 - 46)}{4} = 22.6$$

### EFECTO DE LA FRACCIÓN EN VOLUMEN DE SiC

$$SiC = \frac{(y_3 - y_1) + (y_4 - y_2) + (y_7 - y_5) + (y_8 - y_6)}{4}$$

$$SiC = \frac{(55.5 - 56.5) + (73.3 - 75) + (46 - 56.6) + (78.6 - 78.1)}{4} = -3.2$$

### EFECTO DE LA PRESENCIA DE Sr

$$Sr = \frac{(y_5 - y_1) + (y_6 - y_2) + (y_7 - y_3) + (y_8 - y_4)}{4}$$

$$Sr = \frac{(56.6 - 56.5) + (78.1 - 75) + (46 - 55.5) + (78.6 - 73.3)}{4} = -0.25$$

### EFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE LA TEMPERATURA DE COLADA Y LA FRACCIÓN EN VOLUMEN DE SiC

$$T \times SiC = \frac{y_1 + y_4 + y_5 + y_8}{4} - \frac{y_2 + y_3 + y_6 + y_7}{4}$$

$$T \times SiC = \frac{56.5 + 73.3 + 56.6 + 78.6}{4} - \frac{75 + 55.5 + 78.1 + 46}{4} = 2.6$$

### EFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE LA TEMPERATURA DE COLADA Y EL Sr

$$T \times Sr = \frac{y_1 + y_3 + y_6 + y_8}{4} - \frac{y_2 + y_4 + y_5 + y_7}{4}$$

$$T \times Sr = \frac{56.5 + 55.5 + 78.1 + 78.6}{4} - \frac{75 + 73.3 + 56.6 + 46}{4} = 4.45$$



EFFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE LA FRACCIÓN EN VOLUMEN DE SiC Y Sr

$$\text{SiC} \times \text{Sr} = \frac{y_1 + y_2 + y_7 + y_8}{4} - \frac{y_3 + y_4 + y_5 + y_6}{4}$$

$$\text{SiC} \times \text{Sr} = \frac{56.5 + 75 + 46 + 78.6}{4} - \frac{55.5 + 73.3 + 56.6 + 78.1}{4} = -1.85$$

EFFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE LA TEMPERATURA DE COLADA, FRACCIÓN EN VOLUMEN DE SiC Y Sr

$$T \times \text{SiC} \times \text{Sr} = \frac{(y_8 - y_7) - (y_6 - y_5)}{4} - \frac{(y_4 - y_3) - (y_2 - y_1)}{4}$$

$$T \times \text{SiC} \times \text{Sr} = \frac{(78.6 - 46) - (78.1 - 56.5)}{4} - \frac{(73.3 - 55.5) - (75 - 56.5)}{4} = 5.95$$

## INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS

Los resultados del análisis factorial que presentan en la Tabla 6, revelan que la temperatura de colada es la variable de mayor impacto sobre el IF, ya que tanto el SiC, Sr y la interacción entre las variables no tienen un efecto significativo sobre el IF.

Tabla 6. Resultados del análisis factorial a dos niveles con su desviación estándar

EFFECTO	Valor estimado $\pm$ desviación estándar
Temperatura	22.6 $\pm$ 12.6
SiC	-3.2 $\pm$ 12.6
Sr	-0.25 $\pm$ 12.6
Interacción entre T° y SiC	4.45 $\pm$ 12.6
Interacción entre T° y Sr	2.6 $\pm$ 12.6
Interacción entre SiC y Sr	-1.8 $\pm$ 12.6
Interacción entre T°, SiC y Sr	5.95 $\pm$ 12.6

En las Tablas 7 y 8 se presentan los resultados de las restantes combinaciones, con su respectiva desviación estándar



Tabla 7. Resultados de los efectos de la variables como la interacción entre éstas, de las combinaciones 1 hasta la 5.

EFECTO	NUMERO DE COMBINACIÓN				
	1	2	3	4	5
Temperatura	22.6± 12.6	41.32± 22.7	27.5± 15.6	48.4± 26.9	30.1± 16.9
SiC	-3.2± 12.6	-1.1± 22.7	-1.8± 15.6	2.3± 26.9	1.3± 16.9
Sr	-0.25± 12.6	3.1± 22.7	-2.9± 15.6	3.1± 26.9	-4.7± 16.9
Interacción entre T° y SiC	4.45± 12.6	7.8± 22.7	-0.7± 15.6	5.3± 26.9	2.1± 16.9
Interacción entre T° y Sr	2.6± 12.6	4.6± 22.7	7.5± 15.6	11.7± 26.9	4.9± 16.9
Interacción entre SiC y Sr	-1.8± 12.6	-3.6± 22.7	-4.2± 15.6	-3.6± 26.9	-2.6± 16.9
Interacción entre T°, SiC y Sr	5.95± 12.6	1.1± 22.7	-2.2± 15.6	-1.4± 26.9	-5.2± 16.9

Tabla 8. Resultados de los efectos de la variables como la interacción entre éstas, de las combinaciones 6 hasta la 9.

EFECTO	NUMERO DE COMBINACIÓN			
	6	7	8	9
Temperatura	53± 28.9	18.7± 11	20.8± 13.4	22.9± 13.6
SiC	3.5± 28.9	1.4± 11	9.8± 13.4	8.4± 13.6
Sr	-0.5± 28.9	7.6± 11	2.3± 13.4	1.6± 13.6
Interacción entre T° y SiC	6.4± 28.9	3.4± 11	6± 13.4	4.2± 13.6
Interacción entre T° y Sr	7± 28.9	2± 11	4.1± 13.4	2.1± 13.6
Interacción entre SiC y Sr	0± 28.9	-0.7± 11	-5.9± 13.4	-5.2± 13.6
Interacción entre T°, SiC y Sr	-2.5± 28.9	-1.8± 11	0.8± 13.4	2.6± 13.6

