



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA



EXAMENES PROFESIONALES  
FAC. DE QUÍMICA

Estudio de la contracción por solidificación  
de compósitos A356/SiCp.

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO  
P R E S E N T A:  
Juan Carlos Báez Crespo



México D.F.

1997

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**Jurado Asignado:**

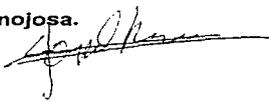
**Presidente prof. : Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco.**

**Vocal Prof. : Guillermo Salas Banuet.**

**Secretario Prof. : Teresita Robert Nuñez.**

**1<sup>er</sup>. Suplente Prof. : José Alejandro García Hinojosa.**

**2<sup>do</sup>. Suplente Prof. : Carlos González Rivera.**



**Sitio donde se desarrollo el tema:**

**Facultad de Química, UNAM.**

**Dirección: Ciudad Universitaria, México D.F.**

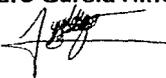
**Asesor: I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco.**



**Supervisor Técnico : M. en C José Alejandro García Hinojosa.**



**Sustentante : Juan Carlos Báez Crespo.**



**AGRADECIMIENTOS :**

**A mis padres: Caritina y Antonio. Por todo el amor y apoyo incondicional que me han brindado durante toda mi vida, aún en los momentos difíciles, gracias por creer en mi, y permitirme alcanzar esta meta tan anhelada.**

**A mis hermanos: Concepción, Miguel Ángel, Francisco, Herlinda, Alejandra. Por soportar los momentos de intransigencias que he tenido a lo largo de todo este tiempo, sin ustedes nada hubiera sido posible.**

**A mi asesor: Cándido Atlatenco. Por brindarme la oportunidad de trabajar con el y desarrollar el presente trabajo.**

**Al equipo de fundición: Alejandro Hinojosa, Carlos González, Adrián Amaro, Arturo Sánchez, Ignacio Beltrán. Porque ayudaron a mi formación profesional.**

**A mis amigos: Víctor, Israel, Christian, Arturo, Antonio, Sergio, Carmen, Blanca, Cristina, Verónica, Ángeles, Alma, Rogelio, J. Guadalupe, Roberto, Jaime, Hector. A todos aquellos que por memoria o espacio no los menciono gracias por brindarme su amistad y ayuda.**

**A todos ellos, mil gracias.**

**J.C.B.C**

**DEDICATORIA**

--

<b>CONTENIDO</b>	
<b>CARATULA</b> .....	i
<b>JURADO</b> .....	ii
<b>DEDICATORIA</b> .....	iii
<b>CONTENIDO</b> .....	iv
<b>CAPITULO I</b> .....	1
<b>INTRODUCCIÓN</b> .....	1
<b>CAPITULO II</b> .....	3
<b>ANTECEDENTES</b> .....	3
II.1 PANORAMA GENERAL.....	3
II.2 FORMACIÓN DE $Al_4C_3$ .....	5
II.3 HUMECTABILIDAD FIBRA - METAL Y SUS EFECTOS EN LA CALIDAD DE LA CCLADA.....	6
II.4 TÉCNICAS PARA PROVEER HUMECTACIÓN DE PARTICULAS SUSPENDIDAS.....	7
II.5 IMPORTANCIA DE LA FLUIDEZ.....	8
II.6 FORMACIÓN DE LA POROSIDAD.....	9
II.7 EFECTOS DEL TRATAMIENTO DEL METAL FUNDIDO EN LA FORMACIÓN DE LA MICROPOROSIDAD.....	11
II.8 CUANTIFICACIÓN DE LA POROSIDAD.....	13
II.9 CONTRACCIÓN TOTAL.....	14
<b>CAPITULO III</b> .....	20
<b>FASE EXPERIMENTAL</b> .....	20
III.1 DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	20
III.2 MATERIAL Y EQUIPO.....	23
<b>CAPITULO IV</b> .....	24
<b>RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b> .....	24
IV.1 RESULTADOS OBTENIDOS EN LA FASE EXPERIMENTAL.....	24
IV.2 ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	27
<b>CAPITULO V</b> .....	30
<b>CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES</b> .....	30
V.1 CONCLUSIONES.....	30
V.2 RECOMENDACIONES.....	30
<b>BIBLIOGRAFIA</b> .....	31
<b>ANEXO I</b> .....	33
<b>GRAFICAS</b> .....	34
<b>ANEXO II</b> .....	37
<b>FOTOGRAFIAS</b> .....	38

## CAPITULO I.

### *INTRODUCCIÓN*

Una de la más grandes áreas de investigación en la industria metalúrgica en los últimos años es la de los compósitos de matriz metálica (MMCs)<sup>1</sup>, la principal razón es la obtención de mejores propiedades mecánicas y de servicio de las piezas producidas por estas rutas, aunado a la necesidad de mejores materiales dentro de la industria.

Los compósitos de matriz metálica (MMCs) son combinaciones ingenieriles de dos ó más materiales ( Uno de los cuales es un metal ), en los cuales las mejores propiedades son logradas por combinaciones sistemáticas de diferentes constituyentes.<sup>2</sup> En el sentido más amplio, algunos materiales de colada producidos en fundiciones, con dos fases microestructurales en donde el volumen y forma de las fases son gobernadas por el diagrama de fases ( tales como los hierros colados y las aleaciones de Aluminio silicio ). Las coladas modernas de MMCs difieren de estos materiales en que cualquier volumen seleccionado, forma y tamaño del reforzante puede ser introducido dentro de la matriz; estos materiales representan una nueva oportunidad para los fundidores.

Los propósitos de este trabajo es a) Denotar la alteración que sufre la contracción total de un compósito A356/SiCp con respecto de la aleación base ( A356 ) b) así como las posibles causas que provocan este cambio, esta determinación se hace con el fin de poder predecir y controlar las dimensiones finales de un molde para obtener la precisión máxima en una pieza producida por fundición. La forma como se realizo esta cuantificación fue mediante la utilización del principio de Arquimédés determinando la densidad teórica y real de los materiales ocupados en la fabricación del compósito empleando pruebas a volumen constante ( Desde el conocimiento de la densidades teóricas y reales del sólido la contracción total del compósito puede ser calculada.). c) Observar la influencia de la temperatura del molde en la contracción. Las pruebas realizadas consistieron en fundir y vaciar el compósito dentro de un molde permanente hecho de acero de bajo carbono en

las cuales el molde se calentó a la misma temperatura que la temperatura de vaciado del compuesto. Las temperaturas a las cuales se llevaron a cabo los experimentos fueron 650, 700, y 750 °C esto se hizo con el fin de evitar la reacción del carburo de silicio con el Aluminio.

Todos los metales usados tanto en su forma pura ó como base para aleaciones tiene estructura cristalina compacta ó cercana a la compacta; esto es cúbica centrada en la cara (fcc), hexagonal compacta (hcp), cúbica centrada en el cuerpo (bcc).<sup>3</sup> De manera general, la forma líquida de cualquier metal tiene una densidad menor que la de su sólido, con cualquiera de estas estructuras cristalinas, y consecuentemente, todos los metales y sus aleaciones ( así como los compósitos con matriz metálica ) contraen en la solidificación.

En resumen, la ventaja potencial de la preparación de estos materiales compósitos por técnicas de fundición es la fabricación cercana a la forma y dimensiones finales en la manufactura de un producto, en una manera simple y a un costo mínimo efectivo. Dado que los procesos de fundición tienen una alta rapidez de producción en la manufactura de un mayor número de componentes de forma compleja, las cuales son utilizadas ampliamente en la industria automotriz y en otras industrias orientadas al consumidor.

## **CAPITULO II**

### **ANTECEDENTES**

#### ***II.1 Panorama General***

Una de las áreas de investigación en la Industria metalúrgica en los últimos años es la de los compósitos de matriz metálica (MMCs). Una de las razones para esto son los avances significativos que se han hecho en los últimos años en las rutas de fabricación las cuales son atractivas económicamente y producen un material de alta calidad microestructural<sup>4</sup>. Los compósitos de matriz metálica son combinaciones de un metal y otro o más materiales de ingeniería que proporcionan, al material creado, mejores propiedades mecánicas que la de cualquiera de sus componentes de manera individual. Muchos metales han sido considerados como matrices posibles: Litio, Magnesio, Silicio Aluminio, Titanio, Cobre, Níquel, Zinc, Plomo etc. Los metales ligeros tienen un mayor potencial debido a la relación de resistencia/densidad<sup>5</sup>. La más estudiada de las matrices metálicas es el Aluminio por el bajo costo, su baja densidad y su fácil fabricación, donde su rango de aplicación es a temperaturas por debajo de 450 °C<sup>6</sup>. El Titanio ha sido extensamente investigado como una alternativa para aplicaciones a altas temperaturas<sup>7</sup>. El Níquel y las superaleaciones basadas en Níquel son también posibles candidatos para aplicaciones a altas temperaturas cuando la limitación del peso no sea un objetivo primario<sup>8-10</sup>. En el comienzo de los años 70s el interés primordial de la otra parte del compuesto era sobre los multifilamentos de fibra de carbón pero, en años más recientes, la tendencia cambio un poco hacia los multifilamentos de fibras de alumina y carburo de silicio, y en paralelo al uso de los reforzantes de fibra corta de Alumina ó carburo de silicio.

Estructuralmente los MMCs consisten de fibras continua y discontinuas, barbas ó partículas en una aleación matriz que solidifica en los espacios restringidos entre la fase del reforzante formando así el seno de la matriz. En cualquiera de los casos es deseables tener una buena humectabilidad de las fibras con el metal liquido así como una buena distribución de las partículas o fibras. La

microestructura de solidificación de la matriz, es refinada y modificada debido a la presencia de las fibras y partículas que indican la posibilidad de controlar la microsegregación, la macrosegregación, y tamaño de grano en la matriz; esto representa en si una oportunidad para desarrollar nuevas matrices en las aleaciones.

Los compósitos de bajos costos tales como los de metal - partículas de carburo de silicio (SiC) y metal - partículas de grafito se obtienen comercialmente. Los materiales convencionales (tales como las aleaciones de Aluminio o hierro) tienen limitaciones en términos de realizar combinaciones de resistencia, rigidez, coeficiente de expansión y densidad. Además, la combinación sistemática y adecuados procedimientos de síntesis pueden crear materiales con propiedades ingenieriles tales como una alta resistencia a elevadas temperaturas, resistencia a la fatiga, conductividad eléctrica y térmica, y bajos coeficiente de expansión térmico.

La adición de partículas de carburo de silicio a las aleaciones de fundición tiende a producir algunos problemas únicos en estas aleaciones como cuando las partículas de carburo de silicio son suspendidas rápidamente en la solución, y el baño fundido puede ser agitado para prevenir el asentamiento de las partículas en el fondo.

Entre los inconvenientes en la fabricación de los compósitos por fundición se encuentran: el uso de fundentes, desgasificado y otros métodos de limpieza del metal que pueden remover las partículas de carburo de silicio y que por lo tanto no pueden ser usados, otro de los problemas es la marcada tendencia de estas aleaciones a formar películas de óxido. Otro de los inconvenientes es que con mínimas cantidades de turbulencia se forman grandes burbujas. Además la temperatura del metal no puede excederse de  $1440^{\circ}\text{F}$  ( $780^{\circ}\text{C}$ ) para prevenir la reacción irreversible entre el Aluminio y el carburo de silicio la cual modifica la composición la aleación<sup>11</sup>.

## II.2 Formación de $Al_4C_3$

Bajo las condiciones de procesamiento típicas de un metal fundido (es decir altas temperaturas en el metal y grandes tiempos de proceso) involucrados en la fabricación de los compósitos con partículas reforzantes, se corre el riesgo de que las partículas reforzantes reaccionen en la interfase con la aleación base.

A altas temperaturas superiores a 780 °C el SiC del compósito fundido reacciona con el Aluminio líquido de la matriz llevándose a cabo la siguiente reacción<sup>11</sup> :



Donde la formación de  $Al_4C_3$  es un compuesto estable en el fundido y el exceso de Si se va a la matriz de la aleación, incrementando su nivel de silicio en la aleación. Lloyd y Dewing<sup>12</sup> han estudiado la reacción del  $Al_4C_3$  con respecto a la temperatura del fundido, tiempo de calentamiento y concentración de Si en la aleación matriz. Teóricamente se requiere una concentración de Si cercana al 8% para prevenir la formación de  $Al_4C_3$  en un estudio de las influencia del tiempo de calentamiento y la temperatura se encontró que la formación rápida del  $Al_4C_3$  se encuentra en el intervalo entre 790 y 895°C, también se encontró que a temperaturas menores (abajo de 740°C) la reacción se lleva a cabo a mucho menor rapidez, y con tiempos cortos de calentamiento (~20 min.) a temperaturas de fundido relativamente bajas (abajo de 740°C) la formación de este compuesto es despreciable. Incrementando el contenido de Si arriba del 10% existe una reducción significativa de la cantidad de fase de  $Al_4C_3$  esto se explica bajo la consideración teórica del nivel de Si requerido para evitar la formación de  $Al_4C_3$ ; Se requiere aproximadamente el 12% de Si para evitar la formación de  $Al_4C_3$  a una temperatura del fundido de 850 °C ( Aplicando el concepto de equilibrio ). Con lo cual podemos ver que la cinética de la reacción depende del nivel de silicio en la aleación matriz. <sup>13</sup>.

La interfase entre la matriz y la fase reforzante ( fibra o partícula ) es de vital importancia debido al contacto que debe de existir entre la partícula y el fundido (matriz).

### ***II.3 Humectabilidad Fibra - Metal y sus efectos en la calidad de la colada***

los MMCs son hechos a través de la introducción de fibras ó partículas dentro de un metal fundido ó parcialmente solidificado seguido de la colada de éstos en moldes. Alternativamente podemos tener preformado de fibras ó lechos preempacados de partículas y hacen una infiltración de la aleación fundida, la cual entra en los espacios interfibríticos para formar el compuesto en ambos procesos, razón por la cual nos interesa tener un buen mezclado y humectación entre las aleaciones y las partículas o fibras dispersas, ya que de estas características depende la microestructura y distribución final del reforzante así como las propiedades mecánicas deseadas en términos de la fabricación<sup>14</sup>.

Las propiedades de Humectación de los cerámicos por metales líquidos son gobernadas por un número de variables que incluyen el calor de formación, estequiometría, concentración de electrones de valencia en la fase del cerámico, reacciones químicas en la interfase, temperatura y tiempo de contacto. El trabajo de adhesión entre la partícula de carburo y el fundido disminuye con el aumento del calor de formación de los carburos. La mayor energía de formación de un carburo estable implica una fuerte unión interatómica y una interacción débil con el fundido. Una alta concentración de electrones de valencia en general implican una baja estabilidad de los carburos y proporciona humectabilidad entre los cerámicos y el metal. Una alta temperatura y un gran tiempo de contacto promueve la humectabilidad del líquido y el cerámico debido a las reacciones en la interfase metal fundido / cerámico, que resulta en una disminución del ángulo de contacto. La humectabilidad es expresada como una función del ángulo de contacto formado por el metal líquido en la superficie del refractario (  $\theta$  ) y se evalúa por el método de la gota sessile. Existen diversas técnicas para medir la humectabilidad que no tocaremos debido a que no son de el interés principal en este trabajo.

#### ***II.4 Técnicas para proveer humectación de partículas suspendidas.***

En años recientes se han usado varias técnicas para proporcionar humectabilidad a las partículas suspendidas basándose en el principio de que el ángulo de contacto  $\theta$  puede ser disminuido, ya sea incrementando la energía superficial del sólido  $\gamma_{sv}$ , disminuyendo la energía interfacial sólido/líquido  $\gamma_{sl}$ , y/o por la disminución de la tensión superficial del metal líquido  $\gamma_{lv}$ <sup>15</sup>. Las técnicas desarrolladas para promover la humectabilidad de las partículas cerámicas y de los fundidos metálicos son:

- Uso de recubrimientos metálicos tales como Ni y Cu en partículas refractarias.
- La adición de elementos reactivos tales como el Mg, Ca, Ti, Zr, y P al metal fundido.
- Tratamiento térmico de las partículas.
- Irradiación de ultrasonido al fundido.

El recubrimiento metálico de las partículas cerámicas incrementa la energía total del sólido promoviendo la humectabilidad, cambiando las interfases de contacto a metal/metal en vez de la metal/cerámico. El tratamiento térmico de las partículas antes de su dispersión en el fundido ayuda a su transferencia debido a que causa desorción de los gases adsorbidos en la superficie cerámica. La vibración por ultrasonido promueve la humectabilidad del cerámico por fundidos metálicos como un resultado parcial de la desorción de los gases adsorbidos de las superficies. El uso de elementos reactivos promueve la humectabilidad reduciendo la tensión superficial del metal fundido, disminuyendo la energía interfacial sólido/líquido del metal líquido, o induciendo la humectabilidad por medio de reacción química.

Un requerimiento básico en el procesamiento de los MMCs por fundición es el contacto íntimo inicial y la unión íntima entre la fase cerámica y la aleación fundida. El contacto íntimo entre las fibras y la aleación puede ser promovida únicamente por humectabilidad inducida artificialmente o usando fuerzas externas que sobrepasen la barrera de energía superficial termodinámica y la resistencia por viscosidad. Generalmente las técnicas de mezclado son usadas para introducir y dispersar homogéneamente una fase discontinua en un metal fundido.

La oxidación en el SiC tiene un efecto adverso en la humectabilidad del Aluminio sobre el SiC<sup>10</sup>. La temperatura de transición de no-humectabilidad a humectabilidad disminuye conforme se incrementa el tiempo de calentamiento (comparativamente para tiempos largos), el Aluminio moja el SiC aun en la vecindad del punto de fusión ( 75° en T=950° K ). El efecto de las condiciones de colada en los procesos de refusión, por ejemplo la temperatura del molde y uso de un molde permanente, influyen en las propiedades mecánicas de los compósitos así como en su microestructura.

### ***II.5 Importancia de la fluidez.***

La fluidez no es el inverso de la viscosidad, mejor dicho la fluidez es la habilidad de un fundido para llenar un molde o tomar una forma<sup>11</sup>. Muchos parámetros influyen en esta propiedad, tales como la temperatura del molde, la temperatura del metal líquido y la naturaleza característica del metal fundido. Las aleaciones de Aluminio reforzadas con carburo de silicio tienen otras variables adicionales; hay dos áreas principales que afectan la fluidez de estas aleaciones: 1° Las mismas partículas incrementan la viscosidad del metal fundido haciendo que el metal sea muy viscoso (La fluidez disminuye cuando el porcentaje en volumen de carburo de silicio aumenta, el tamaño de las partículas es incrementado para incrementar la fluidez de los CCM's y hacer de ellos un material colable. ). 2° El control de la temperatura ( evitando sobrecalentamientos innecesarios) para prevenir la reacción irreversible en la cual el Aluminio reacciona con el carburo de silicio formando Carburo de Aluminio. La fluidez de los compósitos se ve afectada también por la formación de burbujas y/o óxidos en altas temperaturas la cual provoca que no haya estabilidad de la fluidez. La fluidez de los compósitos no es diferente en muchos casos a la de las matrices no reforzadas.

## ***II.6 Formación de la porosidad***

La formación de la porosidad puede ocurrir debido a varias razones, por ejemplo: por absorción de hidrógeno de la atmósfera de aire que rodea el fundido, formación óxidos en la superficie del fundido, la presencia de partículas extrañas (inclusiones) en el fundido, y la temperatura inapropiada de el molde la cual afecta la alimentación del compuesto vaciado<sup>15</sup>. La presencia de partículas de SiC estimula la nucleación heterogénea de poros en la interfase matriz-partícula, dando una fina porosidad dispersa comparada con la aleación base (A356), donde una gran cavidad por contracción central es asociada con porosidad por gas se observa, el tamaño de poro promedio es una décima parte de la de la aleación base, esto es importante para el estudio de la influencia del tiempo de calentamiento, y de las condiciones de solidificación, en la distribución y segregación de las partículas de SiC en una matriz de Aluminio.

El incremento en la temperatura del molde o del tiempo de agitación solamente resulta en el incremento en el nivel de la porosidad con efectos significativos en su distribución. La dependencia de la fracción en volumen de porosidad del tiempo de agitación y de la temperatura del molde puede ser explicada por la exposición del fundido bajo condiciones donde es probable la absorción de hidrógeno ó contaminantes. Es importante mencionar que los óxidos tienen un efecto muy pronunciado en la porosidad; ya que sirven como sitios de nucleación. Los poros pueden tomar diferentes formas dependiendo de cual sea la causa que los provoque, la forma de los poros producidos por absorción de gas tienden a tener formas esféricas, mientras que los poros producidos por contracción toman la forma de los brazos dendríticos. Las partículas de SiC actúan como sitios de nucleación para la porosidad por gas. El crecimiento de los poros provocados por gas ó por contracción esta restringido por los alrededores de la partícula de SiC dando una porosidad fina y distribuida comparada con la aleación A356 (40  $\mu\text{m}$  y 400  $\mu\text{m}$  respectivamente). La porosidad formada en el caso de los compósitos es principalmente del tipo de contracción central. En el caso de la aleación A356 se presenta el mismo tipo de contracción.

Las aleaciones de colada Al-Si Hipoeutécticas son usadas extensamente en muchas aplicaciones primordialmente por las excelentes características de colada<sup>17</sup>. Estas son sin embargo, dos de las

desventajas de estas aleaciones, los bordes agudos de las agujas de silicio promueven la iniciación y propagación de la rotura dando como resultado unas propiedades mecánicas pobres. Otra de las desventajas son los rangos amplios de solidificación, los cuales aumentan la dificultad de la alimentación en la región interdendrítica, resultando en el incremento de la porosidad. Estas desventajas pueden sin embargo ser superadas aplicando procesos de tratamiento en el fundido.

Tres procesos de tratamiento del fundido son empleados comúnmente en la producción de Aluminio de colada para el control de la porosidad y de las propiedades mecánicas estos son: la modificación, refinamiento de grano y desgasificación. Cada proceso posee ventajas y desventajas, y para obtener la calidad de colada óptima, estos procesos normalmente se usan en combinación.

A través de la modificación, el silicio acicular puede ser transformado a forma de fibras resultando en un notable incremento en la elongación y resistencia. La manera más conveniente de modificar la fase de silicio es adicionando pequeñas cantidades de ciertos elementos a la aleación. Tanto el Na como el Sr son usados comercialmente. En años recientes el Sr ha sido preferido porque es de efecto más permanente. Esto presenta, sin embargo, una serie de desventajas en las aleaciones modificadas con Sr debido a que son más susceptibles a la porosidad que las aleaciones no tratadas. Consecuentemente esto sugiere que la porosidad puede ser minimizada por una combinación de modificación con los otros dos procesos de tratamiento de fundidos: Refinamiento de grano y desgasificación.

La porosidad causada por la disolución de un gas puede ser, indudablemente, minimizada por desgasificación, pero la eficacia del refinador de grano en la reducción de la porosidad en las aleaciones de colada realmente no ha sido demostrado, especialmente en presencia de modificadores. En los pocos artículos publicados en esta área, se indica que la reducción del tamaño de grano en las aleaciones hipoeutécticas Al-Si no tiene efectos significativos en las propiedades mecánicas, pero rápidamente puede llevarnos a disminuir la ductilidad de la aleación. La prueba *tatur* ha sido usada para cuantificar el contenido de porosidad y la resistencia al impacto ha sido usadas como una medida de las propiedades mecánicas. Esto es tomado de la práctica

normal en el estudio de las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada donde la prueba tensil es elegida usualmente. Algunos investigadores solo tienen medidos los efectos del tratamiento del fundido con las propiedades tensiles, pero la naturaleza de la estructura de colada a menudo extiende los resultados y dificulta la interpretación de los mismos, por otro lado la prueba de impacto es extremadamente sensible a la morfología de silicio y de tal forma que esto facilita el estudio de la modificación, lamentablemente existen muy pocos datos relacionados a estos parámetros.

### ***II.7 Efectos del tratamiento del metal fundido en la formación de la microporosidad.***

La microporosidad es inherente en muchas aleaciones de Aluminio colado . La fracción en volumen de porosidad y más específicamente el tamaño de poro máximo influyen enormemente en las propiedades mecánicas. La microporosidad es un fenómeno complejo donde la cantidad, tamaño y distribución de la porosidad es determinada por algunos procesos que interactúan poderosamente y varían con la aleación. Como tal, esto representa dificultades para controlar por medios convencionales, particularmente cuando las partes tienen una complejidad extrema para ser coladas y en las cuales se intenta hacer un cambio en la remoción de el encogimiento y la porosidad por gas siendo estos procesos de sentido contrario en el cambio de volumen ( cada uno en contra del otro ). Por estas razones es necesario poseer información cuantitativa de la formación de microporosidad como una función de la composición de la aleación y de las condiciones del proceso, para poder predecir con suficiente confianza las siguientes coladas para ser usado en aplicaciones estructurales, tales como partes de la suspensión automotriz ó componentes aeroespaciales <sup>18</sup>.

De manera general se acepta que la microporosidad se forma fácilmente cuando se presentan las siguientes condiciones:

- Alimentación pobre de masa.

- Dificultad en la alimentación interdendrítica.
- Baja energía de nucleación del poro.
- Baja presión es decir cada presión atmosférica ó presión debida a la tensión superficial.
- Alta presión de hidrógeno es decir alto contenido de gas y baja solubilidad del gas en el sólido.

En este caso el coeficiente de distribución  $K \ll 1$  .

No están completamente entendidos todos los efectos de la modificación ó refinamiento de grano sobre estos factores, sin embargo las cuatro condiciones anteriores son la que reflejan la influencia de la modificación. La modificación deprime la temperatura eutéctica resultando en un incremento de la zona pastosa ( blanda ), la cual a su vez incrementa la dificultad de la alimentación interdendrítica. La modificación también introduce inclusiones dentro del fundido, resultando en un aumento en la nucleación del poro.

En general, la literatura respalda soporta el concepto del aumento de la densidad en presencia de un refinador de grano en los ejemplos de colada.<sup>19</sup>

Wang, Shivkumar y Apelian<sup>20</sup> han encontrado que la cantidad de porosidad en una aleación tratada por la combinación de un refinador de grano y un modificador es menor que en la aleación modificada pero mayor que en el material con refinador de grano.

La aleación A356 se usa porque es una aleación importante en su grupo por ser una de las de mayor aplicación debido a que se obtienen con ella, una alta resistencia, y baja porosidad en los materiales colados. La composición de la aleación se muestra en la tabla 1.

**Tabla 1. Composición Química de la aleación A356**

<b>Elementos</b>	<b>% en peso</b>
Si	7
Mg	0.32
Fe	0.15
Cu	0.03
Mn	0.02
Zn	0.02
Tl	0.07
Al	Balance

### ***11.8 Cuantificación de la porosidad***

La cantidad de porosidad en una muestra puede ser determinada por la siguiente relación:

$$\% \text{ Porosidad} = \frac{\text{densidad teórica} - \text{densidad aparente}}{\text{densidad teórica}} \times 100 .$$

La densidad aparente puede ser calculada por el método de Arquimédés y las densidades teóricas pueden ser calculadas por el método de Kundie y Willey.<sup>21</sup>

## II.9 CONTRACCIÓN TOTAL

La contracción total es la suma de la porosidad ( ó microporosidad ), volumen de la soptadura y hundimiento, y el volumen de la contracción . La contracción total puede ser calculada con el conocimiento de la densidades teóricas y reales del sólido.

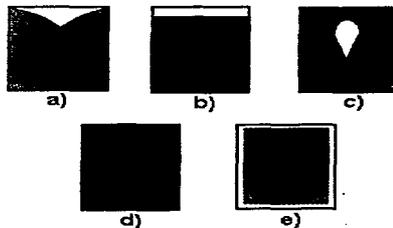
Todos los metales usados tanto en su forma pura ó como base para aleaciones tiene una estructura cristalina compacta ó cercana a la compacta; Esto es cúbica centrada en la cara (fcc), hexagonal compacta (hcp), cúbica centrada en el cuerpo (bcc). La forma líquida de cualquier metal tiene una densidad menor que su sólido con cualquiera de estas estructuras cristalinas, y consecuentemente, todos los metales y sus aleaciones (así como los compósitos con matriz metálica ) contraen en la solidificación<sup>3</sup>, con la excepción de pocas aleaciones usadas para propósitos especiales que tienen un cambio de volumen positivo tales como: Antimonio (0.95 %) galio (3.2 %), y bismuto (3.3), como se puede ver en la siguiente tabla:

Tabla 2 Ejemplos del cambio en volumen durante la solidificación

Elemento	$\Delta v$ ( % )
Aluminio	-6.0
Magnesio	-5.1
Cadmio	-4.7
Zinc	-4.2
Cobre	-4.1
Plata	-3.8
Mercurio	-3.7
Plomo	-3.5
Estaño	-2.8
Sodio	-2.5
Potasio	-2.5
Hierro	-2.2
Litio	-1.65
Antimonio	+0.95
Galio	+3.2
Bismuto	+3.3

Las consecuencias más obvias de la contracción en la solidificación es que la cantidad de metal que llena justamente la cavidad del molde cuando el metal esta fundido no llena esta cuando esta sólido. Esto no puede ser prevenido por la aplicación de fuerza, debido a que la presión negativa que se requeriría para producir por ejemplo el 5 % expansión es por mucho más grande que la resistencia del metal. En consecuencia se debe considerar más la localización de encogimiento que propiamente su presencia. Existen cinco maneras en las cuales la contracción puede manifestarse estas se representan esquemáticamente en la figura 2 ; Estas cinco posibilidades son descritas como sigue:

- Rechupe .
- Contracción unidireccional .
- Cavidad
- Porosidad distribuida
- Porosidad superficial.



**Fig. 1 Efectos de la contracción. a)Rechupe, b) Contracción unidireccional, c) Cavidad d) Porosidad distribuida, e) Porosidad superficial.**

La contracción total puede ser tomada como una de estas formas de manera individual o bien como la suma de todos estos efectos. La forma de solidificación y la dirección de solidificación determinan juntos la posición de la contracción; Las condiciones por las cuales se da cada tipo de efecto se discute a continuación:

**Formación del Rechupe.** La forma del rechupe depende de las extensiones relativas de los lados y del fondo. Si la forma y el transporte de calor de los lados es mayor que el que se transporta por el fondo de la pieza entonces se presenta como en la figura 1a, en la cual se presentan un estado intermedio y la forma final. La forma es consecuencia de como se procede la extracción de calor en la solidificación, la formación de un determinado volumen de sólido reduce el volumen de líquido remanente, por una cantidad que permanece constante, pero con una proporción que aumenta conforme disminuye la cantidad de líquido remanente. Si la solidificación se ve afectada por la extracción de calor en mayor proporción por la parte de abajo la forma del rechupe se muestra en la figura 1b.

**Contracción unidireccional.** La profundidad del rechupe disminuye conforme la cantidad relativa de enfriamiento desde el fondo se incrementa, es decir si la cantidad de calor que se extrae por la parte inferior aumenta, la superficie final será un plano, a una distancia por debajo de la superficie original que depende solamente de la profundidad inicial y la contracción voluminica. Este es un ejemplo de la solidificación unidireccional, debemos recordar que la contracción uniforme ocurre durante el enfriamiento subsiguiente del metal después de que ya solidifico. Esto puede causar cambios de dimensiones comparables con las que ocurren durante la solidificación. Por ejemplo: Un acero de bajo carbón tiene un coeficiente de expansión térmico promedio cercano a  $1.5 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C}$  entre la temperatura ambiente y su punto de fusión, el cambio de volumen después de la solidificación es de 6.5 % aproximadamente.

**Formación de la cavidad.** En muchos casos prácticos, existe la suficiente extracción de calor en la superficie superior (libre) del líquido como para formar una costra sólida la cual forma una tapa al mismo tiempo que se forma en los lados y en el fondo. En ese caso la última región en solidificarse es el interior, donde esta forma se muestra idealmente en la figura 1c. Sucede frecuentemente que la costra solidificada no es lo bastante fuerte como para soportar la presión atmosférica cuando la cavidad se forma por debajo de ella; puede llevar a un colapso parcial de la costra superior hacia la cavidad. Los tres efectos de la contracción discutidos antes son de extensión macroscópica y su ocurrencia no puede ser prevista, debido a que la contracción que ocurre en la solidificación es una parte inherente del proceso. De manera que la presencia de un rechupe o una cavidad en una colada puede ocasionar propiedades nocivas. El efecto grueso de la contracción puede ser encontrado donde ocurre la última solidificación y su posición (pero no su existencia) depende de la cantidad de calor extraído por diferentes regiones del molde.

**Porosidad.-** Los tres efectos de la contracción discutidos anteriormente son en la escala macroscópica; los siguientes son las consecuencias del tipo de estructura en que solidifican estos materiales; celular-dendrítica o dendrítica. Uno de los efectos de la solidificación celular-dendrítica es que el líquido se subdivide dentro de pequeñas rebanadas que solidifican transversalmente. Una distancia típica entre las paredes es de 0.01 mm, mientras que la profundidad puede ser hasta de 1 cm, o más; esto se representa en la figura 2. Fleming ha demostrado que el líquido en A tiene una alta viscosidad para ser absorbido dentro del hueco lo suficientemente rápido para subsanar la contracción que acompaña a la solidificación en las paredes del hueco; Los poros se forman usualmente de esta manera. También puede notarse que el líquido en el cual se forma el poro es continuo con el líquido en el seno y que además la alimentación puede ser posible si existe tiempo suficiente para que el líquido fluya hacia donde es requerido.

El tamaño y el número de los poros depende de muchos factores, uno de los más importantes es la dirección por la cual el gas tiende a salir de la solución. Si la sobresaturación del gas es sustancial, esto puede facilitar la nucleación para los poros más que si la sobresaturación es menor. Un alto contenido de gas conduce a un elevado número de poros muy finos (microporosidad), porque un nivel bajo en el contenido de gas produce pocos poros pero más grandes. La rapidez de enfriamiento también tiene alguna influencia en el tamaño de los poros, porque esto afecta la distancia a través de la cual el gas puede difundir durante el periodo cuando los poros son nucleados y crecen. No es realista distinguir entre la porosidad por contracción y la porosidad por gas como algunas veces se hace, como si ellos fueran dos tipos de defectos totalmente diferentes.



**Figura 2 Origen de la Microporosidad.**

**Porosidad superficial.** - Muchas consecuencias drásticas del volver a fundir ocurren cuando el esqueleto de la dendrita se forma durante la solidificación que puede llegar a ser bastante fuerte

contrayendo desde el molde debido a que el líquido interdendrítico ha solidificado. La contracción térmica de las capas dendríticas comprimen el líquido, y el espacio entre la capa y el molde aplica una succión a el líquido, el cual puede ser forzado hacia fuera formando gotas en la superficie. Estas gotas empiezan con la composición del líquido interdendrítico, mucho más rico en soluto que la composición del seno de la capa, y sin embargo estas representan una forma de segregación inversa. Si el líquido en el molde solidifica rápido en el proceso una presión negativa o succión se desarrollará. En este caso el líquido interdendrítico puede ser succionado hacia dentro, dejando una porosidad interdendrítica severa en y cerca de la superficie. Este tipo de porosidad es atribuida en ocasiones a las reacciones entre el molde y el metal.

Pequeñas diferencias en la densidad del líquido ocasionadas por la presencia de impurezas y/o elementos ó compuestos que actúen como modificadores pueden dar cambios significativos en la contracción, esto no es un asunto muy sencillo, para medir los cambios de densidad y confirmar los efectos propuestos en la densidad del líquido en el tratamiento del fundido teniendo que esperar atentamente las medidas de estas propiedad.

Tanto los refinadores de grano como los modificadores tienen una notable influencia en la contracción total. El hidrogeno disuelto puede levantar la presión interna de gas  $P_G$ . El alto contenido de gas, la fuerte presión puede sobrepasar la presión externa, resultando en la posibilidad de formar burbujas. Después de sobrepasar la presión externa la formación de burbujas depende solamente de la facilidad de poder nuclear. La burbuja puede nuclear si existe un gran número de sitios de nucleación y una baja energía superficial . La modificación puede crear estas condiciones resultando en una alta porosidad.

El abatimiento de la temperatura eutéctica en las aleaciones modificadas resultan en una ampliación de la zona pastosa es decir con un mayor tiempo de solidificación y una porosidad por contracción, la cual es más fácilmente formada en este caso. Un mayor tiempo de solidificación lleva a la difusión de una mayor cantidad de hidrógeno al sitio donde se lleva a cabo el crecimiento de la burbuja. El hundimiento y el volumen de la contracción se encontró que son muy sensibles al nivel de hidrogeno y decrecen notablemente cuando se incrementa la porosidad. Este efecto es mas notorio a niveles altos de hidrógeno y puede anular el efecto del hundimiento.

## CAPITULO III

### FASE EXPERIMENTAL

#### III.1 Desarrollo Experimental.

En esta etapa se decidió hacer un diseño factorial completo con tres niveles y una variable sin repeticiones lo cual nos llevó a tener tan sólo tres experimentos. Aquí se decidieron las condiciones a las cuales se llevaron a cabo los experimentos y que son las que a continuación se mencionan: composición química de la matriz, nivel de partículas reforzantes de SIC (10 % en volumen) en el compuesto, temperatura del molde metálico ( acero de bajo carbon ), en este caso fue la misma que la temperatura de vaciado de la aleación base y del compuesto, el tiempo de permanencia en la mufia con el composito a la temperatura de vaciado será el menor posible (en la practica fue de 10-15 minutos).

También se construyo el molde metálico y los accesorios para su manejo a altas temperaturas (Canastilla donde se coloca el molde y extensión con ganchos para moverla.).A continuación se presenta un dibujo del molde y los accesorios utilizados en los experimentos.

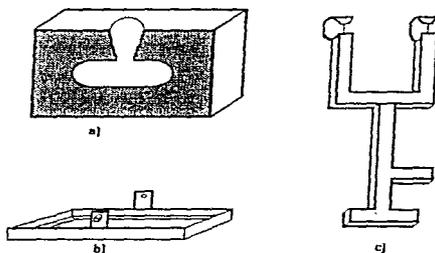


Figura 3 a) Corte transversal del molde metálico. b) Canastilla  
c) Extensión.

**Obtención de la pieza.** Para la obtención de la pieza se llevaron a cabo los siguientes pasos:

- Armado del molde permanente.
- Colocación del mismo dentro de la canastilla.
- Colocación de la canastilla y el molde dentro de una mufla.
- Limpieza del crisol y de la carga.
- Fusión de la aleación base.

Esta fusión se llevo a cabo en una mufla de resistencia y se le dio un tiempo de permanencia mínimo (10-15 min.) en estado líquido dentro de la misma.

- Se midió la temperatura con un multimetro y un termopar tipo k.  
Este paso es con el propósito de que el metal llegue a la temperatura de vaciado simultáneamente con el molde, con el fin de evitar recalentamientos innecesarios en el mismo.
- Vaciado del metal líquido.
- Se saca el molde de la mufla por medio de la extensión, y se vacía el metal líquido en él cuidando que éste llene al ras.
- Enfriamiento del molde.  
Después de vaciar el metal líquido en el molde, este se enfría con agua para propiciar la mayor contracción en la pieza.
- Pesado de la pieza.

Se pesa en una balanza analítica y el peso obtenido  $P_{exp}$  se utiliza en los cálculos de la contracción.

La obtención de la densidad de la aleación a volumen constante se llevo a cabo utilizando el principio de Arquimedes, en un picnometro.

**Procedimiento para la obtención de la densidad:**

1. Obtención de rebaba.- Esta se lleva a cabo por medio de limado, para obtener la rebaba más fina o en su caso polvo.
2. Se lava la rebaba con detergente o jabón, con el propósito de quitar residuos de grasa o impurezas que perjudiquen el ensayo.

3. La rebaba se pone en alcohol etílico para quitar la humedad y residuos de grasa.
4. El picnómetro se lava y se coloca en la mufla por espacio de 45 a 60 minutos a una temperatura de 120°C para ponerlo a peso constante.
5. Transcurrido este tiempo se saca el picnómetro de la mufla y se coloca en un desecador para que se enfríe, cuando está a temperatura ambiente se pesa vacío y lleno de agua.
6. Después se pesa una cantidad de rebaba o polvo y se coloca en el picnómetro, se llena de agua y se vuelve a pesar; la cantidad en peso de rebaba pesada debe ser superior al valor absoluto de la densidad esperada; ya que de lo contrario los valores calculados son erróneos. Con estos valores se aplica el principio de Arquimedes en el cual se despeja la densidad del material de la siguiente forma:

$V_1$  = Volumen de H<sub>2</sub>O sin nada en el picnómetro.

$V_2$  = Volumen del polvo + Volumen 2 de H<sub>2</sub>O

$$\rho = W / V$$

$$V_1 = V_2$$

$$V_{\text{polvo}} = W_{\text{polvo}} / \rho_{\text{polvo}}$$

$$V_{2\text{H}_2\text{O}} = W_{2\text{H}_2\text{O}} / \rho_{\text{H}_2\text{O}}$$

$$V_1 - W_{2\text{H}_2\text{O}} / \rho_{\text{H}_2\text{O}} = W_{\text{polvo}} / \rho_{\text{polvo}}$$

Por lo tanto:

$$\rho_{\text{polvo}} = \frac{W_{\text{polvo}}}{V_1 - W_{2\text{H}_2\text{O}} / \rho_{\text{H}_2\text{O}}}$$

- Con la densidad obtenida ( que es la densidad experimental) se obtiene el peso del volumen de la pieza que no presentaría contracción (Pt) y por medio de la siguiente formula se determina la contracción:

$$\% \text{ Contracción} = (P_t - P_{\text{exp.}} / P_t) \times 100$$

### ***III.2 Material y equipo.***

- Báscula analítica S2000.
- Crisol  $\phi$  Externo = 6.7 cm ,  $\phi$  Interno = 6 cm , altura = 10 cm.
- Guantes de asbesto.
- Equipo de protección como bata, botas para uso rudo, ropa de algodón.
- Termopar tipo K.
- Multimetro.
- Pícnometro
- Mufla laboratorio de arenas, Thermoline 2000.
- Lima y tomillo .
- Papel estraza .
- Cronometro .
- Canastilla .
- Brazo metálico para mover la canastilla .
- Pinzas para crisol .
- Tonel lleno de agua .
- Termómetro .
- Agua destilada .
- Compósito A356/SiC<sub>p</sub> previamente fabricado .
- Aleación A356 previamente fabricada .
- Molde metálico de acero de bajo carbono .
- Silica coloidal

## CAPITULO IV

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### IV.1 RESULTADOS OBTENIDOS EN LA FASE EXPERIMENTAL.

A continuación se muestran los datos determinados para el sistema en estudio:

$$\rho_{A356} = 2.6576664 \text{ g / cm}^3$$

Volumen de la cavidad en el molde:  $14.37 \text{ cm}^3$

Peso teórico del volumen de la cavidad sin la contracción de la aleación A356:

$$38.19066617 \text{ g.}$$

**Tabla 3 Resultados de las pruebas de contracción para la aleación A356 en función de la temperatura de vaciado al molde metálico.**

Temperatura ( °C )	Peso muestra ( g.)	% Contracción
650	36.3466	4.8285
700	35.7371	6.4245
750	34.9574	8.4661

Densidad del compuesto obtenida aplicando el principio de Arquimides

$$\rho_{A356/SICP} = 2.532816423 \text{ g / cm}^3$$

Comparando los resultados obtenidos en estas pruebas con un valor teórico calculado a partir de los datos reportados en la tabla 2 y la composición de la aleación reportada en la tabla 1 se obtiene el cambio de volumen porcentual siguiente:

$$5.565$$

Peso teórico del volumen de la cavidad sin contracción del compuesto A356/SiCp :

36.39657213 g.

**Tabla 4 Resultados de las pruebas de contracción para el compuesto A356/SiCp en función de la temperatura de vaciado al molde metálico.**

Temperatura ( °C )	Peso muestra ( g. )	% Contracción
650	35.5819	1.0480
700	35.6900	1.9413
750	35.8578	2.2383



**Figura 4** Presencia de la contracción central en las piezas obtenidas, tanto para los compósitos A356/SiCp como para la aleación A356

Por medio de metalografía se encontró en las muestras la presencia de porosidad por gas y porosidad por contracción.

La matriz metálica del compuesto presenta modificación parcial de las agujas de silicio como se puese observar en la fotografía número 3 .

La distribución de los carburos es homogénea en todo el volumen del cuerpo excepto en la parte superior de la pieza en donde se presenta un ligero asentamiento de las partículas. como se puede observar en la fotografía número 4.

La forma de las partículas reforzantes es acicular y la distribución de las partículañas es homogenea a excepcion de la parte superior, como se puede ver en la fotografía número 5.

La microporosidad por contracción esta finamente dispersa en el volumen de las piezas y el tamaño de etas varia desde el rango de 20 micras de espesor hasta 120 micras y el largo oscila hasta 450 micras.

Existe presencia de porosidad por gas en las piezas a prueba y el tamaño de los poros producidos por gas es de aproximadamente 130 micras.

Las fotografías fueron obtenidas de la muestra que presento mayor contracción; es decir de la pieza obtenida en el ensayo a 750 °C.y que se presentan en el anexo II.

## **IV.2 ANÁLISIS DE RESULTADOS.**

La densidad del compósito disminuye por varias causas que pueden ser las siguientes:

- La diferencia existente en coeficientes de expansión térmico entre los dos materiales que conforman el compósito (aleación A356 y partículas de SiC), debido a que el carburo de silicio no presenta una expansión o contracción significativa con respecto a la aleación base se induce la creación de porosidad por contracción, ya que crea tensiones en el material que pueden llegar a producir pequeños agrietamientos.
- La presencia de el carburo de silicio dentro del material lo que dificulta la alimentación interdendrítica provocando con ello la presencia de microporosidad por contracción, finamente dispersa y distribuida homogéneamente en todo el volumen del compósito. Esto se puede observar en la fotografía 3, en donde la microporosidad puede estar presente cerca de las interfaces metal - partícula o sigue la dirección de los brazos dendríticos, como se puede observar en la fotografía número 8.
- Otra causa de la disminución de la densidad es la presencia de atrapamiento o disolución de gas (hidrógeno) en el metal líquido, debido a las condiciones en que fueron llevados a cabo los experimentos, seguido de su expulsión del seno metálico conforme la solidificación se realiza, lo cual minimiza la contracción por hundimiento y la contracción unidireccional. Además la creación de poros por gas se ve favorecida por la presencia de las partículas reforzantes que le sirven como centros de nucleación.

La presencia de atrapamiento de gas se observa en la fotografía 1 en donde la forma de los poros encontrados son esféricos el tamaño de los poros es aproximadamente de 130 micras.

Se puede observar en las fotografías 2, 3, 5, 7 que la microporosidad por contracción que presenta el material tiene una ligera tendencia a aparecer cerca de la interfase matriz - partícula, siguiendo la forma de los brazos dendríticos, denotando que las partículas ayudan a dificultar la alimentación interdendrítica. La forma de los poros formados por contracción difieren de los producidos por gas, en la forma de los mismos, presentándose los poros por contracción siguiendo los límites de los

brazos dendríticos y por lo tanto la forma dendrítica, en cambio los poros producidos por gas se presentan con forma geométrica de una esfera o tendiente a ella.

La presencia de las partículas de SiC en el compuesto A356/SiCp afecta de manera notoria la microestructura de la aleación base A356 provocando una modificación parcial de las agujas de silicio eutéctico como se puede observar en la fotografía 3.

La presencia de un ligero asentamiento de las partículas de refuerzo se observa en las fotografías 4 que corresponde a la parte superior de la pieza cerca de la bajada, donde la poca presencia de partículas es notoria.

Se puede observar en la fotografía 5 que la distribución de las partículas reforzantes de SiC es homogénea en todo el volumen del material por lo que podemos afirmar que la muestra no presenta cambios en ese sentido.

La forma de las partículas de SiC es irregular, tendiente a acicular como se puede observar en las fotografías 1, 2, 7 y 8.

Se presenta tendencia a la contracción central en los compósitos A356/SiCp; lo cual implica que los mecanismos de solidificación no varían abruptamente, ya que como se sabe la aleación A356 presenta también el mismo tipo de contracción así como también presenta problemas de alimentación interdendrítica por la presencia del amplio rango de solidificación característico de este tipo de aleaciones.

En el momento de analizar las gráficas de % contracción contra temperatura se puede observar lo siguiente:

A mayor temperatura de vaciado de la aleación A356 se produce mayor % de contracción como se pueda observar en la figura 5.

A mayor temperatura de vaciado del compuesto A356/SiCp se produce mayor % de contracción como se puede observar en la figura 6.

En cuanto a la contracción del compuesto sigue la misma tendencia que la aleación base, sin embargo la contracción en los compósitos es menor que la de la aleación base; esto posiblemente

sea consecuencia de la disminución de la densidad por la enorme presencia de microporosidades esto se puede ver en la figura 7.

El análisis de los datos experimentales obtenidos en cada uno de los ensayos realizados en este trabajo se llevo a cabo en un paquete llamado Sigma plot, y en el cual se obtuvieron las curvas de contracción contra temperatura de las figuras 5, 6 y 7, el tratamiento de estos resultados arrojo como consecuencia la obtencion de ecuaciones que predicen el comportamiento de la contracción en función de la temperatura, y que son las siguientes:

La ecuación cuadrática obtenida para predecir la contracción de la aleación A356 a partir de los datos experimentales es la siguiente: % contracción =  $b(2)X T^2 + b(1)T + b(0)$   
donde  $b(2) = 8.912E-5$  ;  $b(1) = -0.088392$  y  $b(0) = 24.6301$

La ecuación cuadrática obtenida para predecir la contracción de los compósitos a partir de los datos experimentales es la siguiente: % contracción =  $b(2)X T^2 + b(1)T + b(0)$   
donde  $b(2) = -3.292E-5$  ;  $b(1) = 0.053668$  y  $b(0) = -19.4955$

Los resultados obtenidos por medio de estas ecuaciones son adimensionales.

## **CAPITULO V**

### **CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.**

#### **V.1 CONCLUSIONES**

- La contracción del compuesto A356/SiCp es menor que la aleación base en promedio a un factor de 3.8 veces con lo cual podemos afirmar que es mucho menor.
- El tipo de contracción de los compósitos A356/SiCp sigue el comportamiento de la aleación base A356 observándose una contracción central.
- La variable más importante en el control de la contracción en los compósitos A356 es la temperatura.
- La presencia de partículas reforzantes afecta la microestructura de la aleación base modificándola o refinándola.

#### **V.2 RECOMENDACIONES:**

El estudio de la contracción de este tipo de materiales, restringiendo las condiciones de estudio como son en presencia de atmósferas inertes, o al vacío.

El estudio de el conformado mecánico de este tipo de materiales en estado pastoso, lo cual mejoraría notoriamente sus propiedades mecánicas y haría desaparecer prácticamente toda la porosidad presente en el material.

## **BIBLIOGRAFÍA.**

- 1. R. E. Carity; "Foundry Experience and variables in casting Silicon Carbide Reinforced Aluminum Alloys.;" AFS Transactions; (1989); Vol. 142; pp. 743-746.**
- 2. Pradeep Rohatgi; "Cast Metal-Matrix Composites.;" pp 840-854.**
- 3. Bruce Chalmers.; " Principles of solidification"; Cap.8 "La estructura of Cast Metals"; pp 253-297.**
- 4. T. W. Clyne and J. F. Mason.; "The Squeeze Infiltration Process for Fabrication of Metal-Matrix Composites.;" Metallurgical Transaction A ;Vol. 18 A; (August 1987).;pp 1519-1532.**
- 5. F. Delannay, L. Froyen, A. Deruytere.; "The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites";. Journal of metallurgy**
- 6. J. C. Viata, and J. Bouix.; "Mater. Chem. Phys. 11 ; (1984); 101**
- 7. A. G. Metcalfe. in "Metallic Matrix Composites"; Edited by K. C. Kreider ; (1974); pp 269.**
- 8. R. L. Mehan and N. Noone. ; Ibid.; P159**
- 9. R. A. Signorelli.; Ibid; p230.**
- 10. R. L Mehan and R.B. Bolon.; J. Mater. Sci.14 (1979) 2471**
- 11. A. Labib, H. Liu, F.H. Samuel.; "Effect of Remelting, Casting and Heat Treatment on Two Al-Si SiC-Particle Composites.;" (1992); Vol. 123; pp.1033-1041.**
- 12. D. J. Lloyd, E. Dewing.; "Proc. Int. Symp. on Advance Structural Materials.;" De. D. S. Wikkinson; (1988);pp71.**
- 13. D.J. Lloyd.; Metallurgical Transaction A; Vol. 16 A ; (1985); pp 1105.**
- 14. P. K. Rohatgi, R. Asthana, and S. Das.; "Solidification, structures, and properties of cast metal-ceramic particles composites.;" International Metals Reviews; (1986); Vol. 31; No.3; pp. 115-139.**
- 15. A. Banerjee, P. K. Rohatgi, and W. Reif.; Metall; (1984); Vol. 38; No.6;pp. 656.**

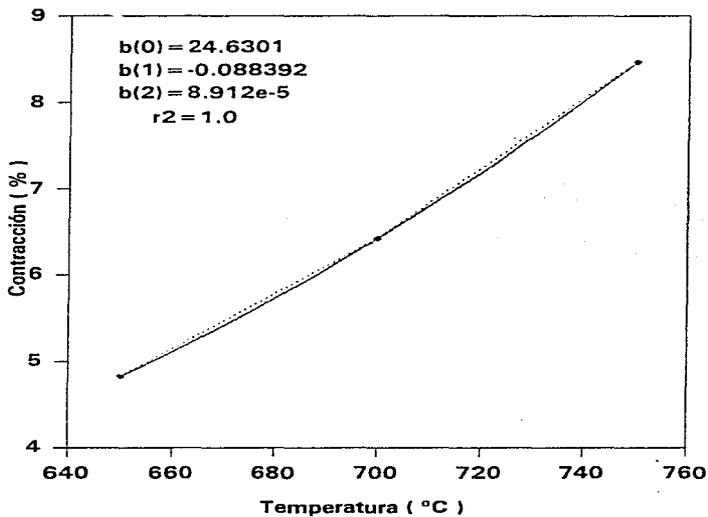
16. V Laurent, D. Chantain, N. Eustathopoulos.; "Wettability of SiC by Aluminium and Al-Si Alloys."; *Journal of Materials Science*; (1987);vol 12; pp.
17. W. LaOrchan, J. E. Gruzleski.; "Grain Refinement, Modification and Melt Hydrogen-Their Effects on Microporosity, Shrinkage and impact Propieties in A356 Alloy."; (1992); Vol. 39; PP 415-424.
18. K. Tynelius, J. F. Major; "A Parametric Study of Microporosity in the A356 Casting Alloy System";AFS Transactions; (1993); Vol. 166; pp. 401-413.
19. G. K. Signworth.; "Fundamentals of Grain Refining in Aluminium Alloy Casting."; *Proc. Conf. International Molten Metal Processing*; AFS; (1986); pp 75-99.
20. L. Wang, S. Shivkumar and D. Apelian.; "Modification and refinement im Lost Foam Casting"; *Proc. Conf. 2nd International Molten Metal Processing.*; AFS; (1989); pp 5.1-5.20.
21. Kundle, D.E., and Willey, L.A.; "Theoretical Densities of Light Metals"; *J. Materials*, Vol. 1, (1996), pp 226-230

# **ANEXO I**

## **Gráficas**

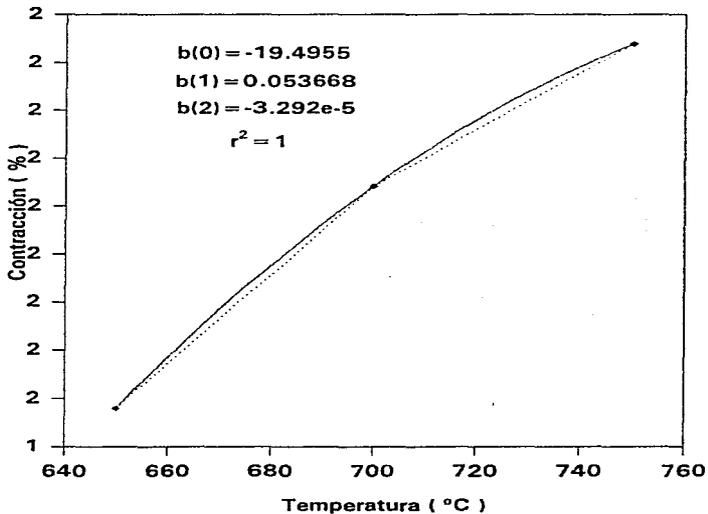
**Figura. 5 Gráfica para la aleación A356**

**Curva Contracción (%) vs Temperatura (°C)**

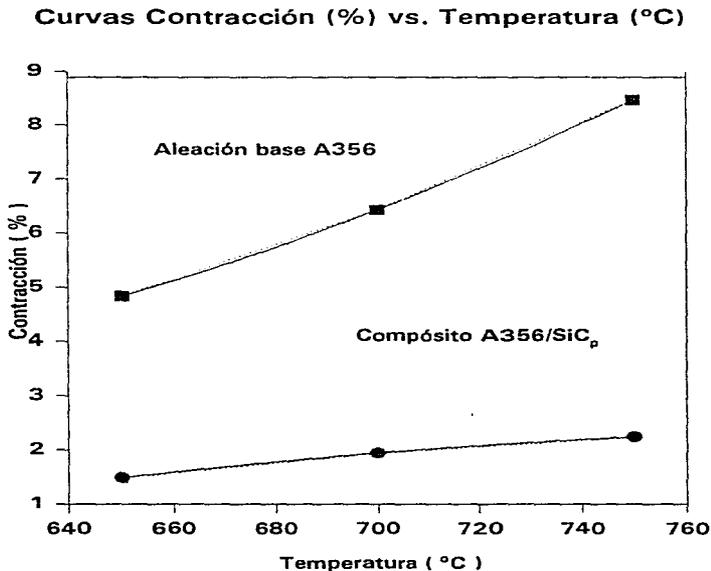


**Figura. 6 Gráfica para el Compósito A356/SiC<sub>p</sub>**

**Curva Contracción (%) vs. Temperatura (°C)**

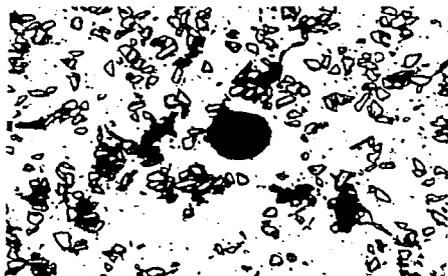


**Figura. 7 Gráfica de comparación entre la contracción de los compósitos A356/SiC<sub>p</sub> y la aleación A356.**

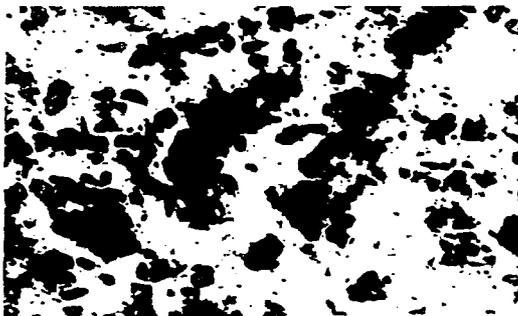


# **ANEXO II**

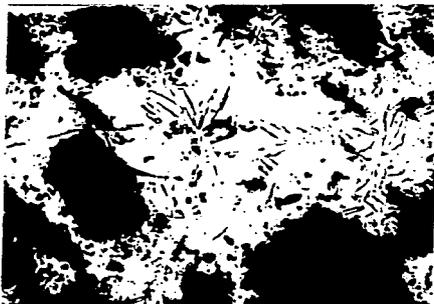
## **Fotografías**



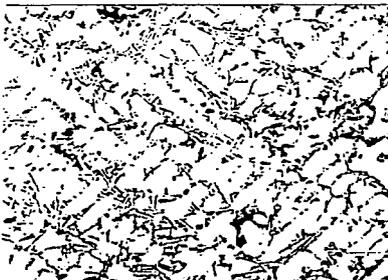
**Fotografía 1** Presencia de microporosidad provocada por la absorción de gas.  
( Aumentos 100X )



**Fotografía 2** Presencia de microporosidad por contracción.  
( Aumento 100X )

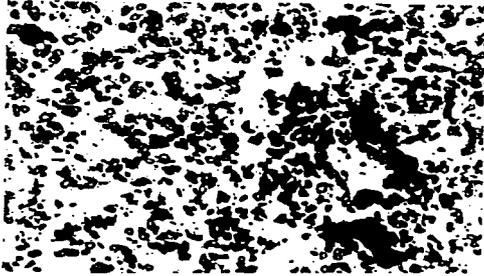


**Fotografía 3 Presencia de modificación parcial de la matriz en el compuesto A356/SiCp. ( Aumento 500X )**

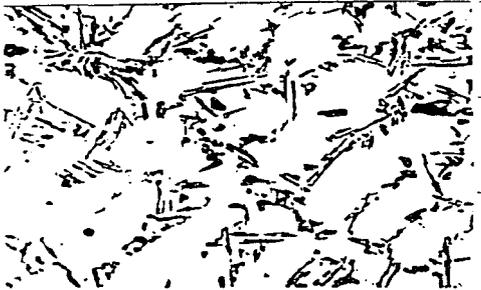


**Fotografía 4 Ausencia de partículas en una zona de la pieza lo cual revela un ligero asentamiento.( Aumento 200X )**

**ESTA TESIS NO DEBE  
SALIR DE LA BIBLIOTECA**



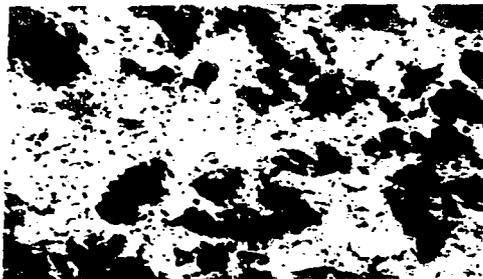
**Fotografía 5 Distribución de las partículas de SiC en el compuesto A356/SiCp.  
( Aumento 50X )**



**Fotografía 6 Presencia de otras fases como son Al<sub>2</sub>Mg y Al-Si dentro de la matriz.  
( Aumento 500X )**



**Fotografía 7 presencia del Si eutéctico en la matriz. ( Aumento 400X )**



**Fotografía 8 Presencia de Si eutéctico en la matriz.( Aumento 200X )**