

4  
209



# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

MODIFICACION Y REFINACION DE UN  
COMPOSITO BASE ALUMINIO

A-356-5% SiC

T E S I S

M A N C O M U N A D A

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A N :

ADRIAN MANUEL AMARO VILLEDA

Y

DARIO YAMAMOTO ANGEL

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



MEXICO, D. F.

1994



Universidad Nacional  
Autónoma de México



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

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

Todo el material contenido en esta tesis está 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.

UNIVERSIDAD NACIONAL  
AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

MODIFICACIÓN Y REFINACIÓN DE UN  
COMPÓSITO BASE ALUMINIO A-356-5% SiC

T E S I S  
M A N C O M U N A D A  
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE :  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO  
P R E S E N T A N :  
ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA  
Y  
DARÍO YAMAMOTO ANGEL

MÉXICO, D.F.

1994



EXAMENES PROFESIONALES  
EX. FES. DE QUÍMICA

## JURADO ASIGNADO:

**PRESIDENTE :** Prof. MARÍA EUGENIA NOGUEZ AMAYA  
**VOCAL :** Prof. EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO  
**SECRETARIO :** Prof. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA  
**1er. SUPLENTE :** Prof. GERARDO ARÁMBURO PÉREZ  
**2do. SUPLENTE :** Prof. SERGIO GARCÍA GALÁN

Sitio donde se desarrolló el tema:

Departamento de Ingeniería Química Metalúrgica.  
Facultad de Química  
Cd. Universitaria, D.F.

Asesor del tema: M. en C. José Alejandro García Hinojosa.

Supervisor técnico: I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco.

Sustentantes :

Adrián Manuel Amaro Villeda

Dario Yamamoto Angel

La presente investigación se realizó dentro de un programa de  
elaboración de compósitos de matriz metálica del  
Proyecto DGAPA IN 303392 FQ UNAM.

Agradecemos la colaboración de los integrantes del proyecto  
mencionados abajo, por su excelente ayuda :

Jacinto R. Méndez Banda  
Marco A. Ramírez Argáez  
David A. Salinas García  
M. en C. José A. García Hinojosa  
IQM Cándido Atlatenco Tlapanco  
IQM Arturo Sánchez Santiago  
IQM Ignacio Beltrán Piña

Con cariño y agradecimiento a mis Padres:

J. Concepción Amaro Domínguez  
Isaura Villeda de Amaro

Por todo el esfuerzo que han realizado, al  
apoyo y a la confianza que me han dado.

**A mis Padres, mis hermanas y a Vicky,  
quienes han inspirado todo lo que he hecho  
y seguramente lo que haré en un futuro.**

**Darío.**

## ÍNDICE

ÍNDICE	1
PRÓLOGO	2
INTRODUCCIÓN	3
I.ANTECEDENTES	4
II.FUNDAMENTOS	10
III.FASE EXPERIMENTAL	28
IV.RESULTADOS Y DISCUSIÓN	35
V.CONCLUSIONES	43
VI.NOTAS	44
VII.RECOMENDACIONES	44
BIBLIOGRAFÍA	45
APÉNDICE I. TABLAS	47
APÉNDICE II. FIGURAS	59
APÉNDICE III. TABLAS	81
APÉNDICE IV. FIGURAS	83



## PRÓLOGO.

En los últimos años, se ha incrementado la necesidad de producir bienes con mejor calidad y a un menor costo. Esto se ha establecido poco a poco a nivel industrial en todas sus ramas, apoyándose en la investigación de mejores rutas de producción, de manera que los procesos de manufactura sean más eficientes o sean reemplazados por otros que ofrezcan mejores oportunidades para poder competir en el mercado.

Éste ha sido el caso de la industria de la fundición, debido esencialmente a los altos costos de producción y a los problemas que se ocasionan al medio ambiente. Una de las alternativas que se han presentado actualmente, es la fabricación de materiales compuestos por matrices metálicas con cerámicos como material reforzante, los cuales ofrecen mejores propiedades mecánicas y mayor eficiencia en aplicaciones específicas (industria automotriz, rotores, partes de aeronaves, etc.) comparados con materiales usados normalmente (acero, hierro, aleaciones de aluminio, etc.).

Los materiales compuestos (compósitos) que mejores resultados han reportado en diversas investigaciones son los formados por matrices de aleaciones Al-Si con partículas reforzantes de SiC. Debido a que éstos poseen una matriz de aleación Al-Si, se pueden mejorar sus propiedades mecánicas aplicando tratamientos de modificación y refinación, los cuales alteran la microestructura de la aleación (eutéctico) provocando un aumento considerable de las propiedades mencionadas.

Estos tratamientos se aplican normalmente a aleaciones convencionales Al-Si cambiando favorablemente la morfología del eutéctico presente en la aleación (modificación) y el tamaño de grano (refinación), por lo que es posible pensar en aplicarlos de igual manera a los compósitos de matriz metálica Al-Si; de hecho, puede ser hasta necesario en algunos casos específicos, en los que se requiera de un control en la microestructura del material para obtener las características deseadas.

Con ello se pueden obtener nuevos materiales con mejores características, empleando métodos de fabricación (Vortex) que aseguran una excelente calidad a un menor costo.

## INTRODUCCIÓN.

En el estudio que se presenta a continuación, se aplicaron los tratamientos de modificación y refinación a un Compósito A356-10vol%SiC. Los objetivos que se contemplaron fueron los siguientes :

- Establecer la conveniencia de la aplicación de los tratamientos mencionados a un Compósito A356-10vol%SiC.
- Si la aplicación resultaba ser conveniente, establecer una metodología particular para este tipo de material.
- Determinar las bases para poder desarrollar estudios más profundos y con una aplicación específica.

En la parte I. Antecedentes, se mencionan los diversos estudios que se han realizado sobre la modificación y la refinación de aleaciones Al-Si y de compósitos de matriz metálica Al-Si, en los cuales se establecen los parámetros que deben considerarse para poder efectuar tales tratamientos y el por qué es necesario aplicarlos.

En la parte II. Fundamentos, se establecen las bases que soportan la aplicación de dichos tratamientos a aleaciones Al-Si convencionales, las variables que deben controlarse y la necesidad de realizar tanto la modificación como la refinación de la matriz metálica en compósitos.

En la parte III. Fase Experimental, se determinan las condiciones experimentales en las cuales se efectuaron la modificación y la refinación del compósito, así como la metodología específica que permitió llevar a cabo lo anterior, junto con las evaluaciones realizadas en cada caso por microscopía óptica y por microscopía electrónica de barrido.

En la parte IV. Resultados y Discusión, se presentan los resultados obtenidos a partir de las evaluaciones efectuadas para %porosidad, nivel de modificación, tamaño de grano, espaciado interdendrítico y composición química puntual; las cuales se analizan en este capítulo.

En la parte V. Conclusiones, se evalúan las hipótesis propuestas con los análisis obtenidos en la sección anterior.

En la parte VI. Notas, se explica el empleo de términos que pueden confundirse. En la parte VII. Recomendaciones, se presentan las perspectivas que con este estudio se pueden desarrollar en un futuro.

## I. ANTECEDENTES.

Durante la presente década, la obtención del aseguramiento de la calidad en bienes manufacturados ha llegado a ser un índice del límite de competitividad en la industria a nivel global. Lo anterior se ha observado particularmente en la industria de la fundición de metales y aleaciones, en donde el aseguramiento mencionado y la productividad han sido y aún son, los factores económicos controlantes. Por ello es claro establecer que el desafío para las fundiciones es el de obtener alta productividad y al mismo tiempo productos de aceptable calidad.

Anteriormente, el control de calidad se realizaba inspeccionando cuidadosamente un producto de fundición después de haberlo manufacturado; si éste no cumplía con las especificaciones requeridas, se desechaba. De esta forma, una parte de la calidad se remitía al cliente, teniendo un índice de productividad bastante bajo y quedando lejos de los límites de competitividad establecidos para el producto en cuestión.

El aseguramiento de la calidad dictamina que el producto de fundición debe fabricarse apropiadamente de manera que no sea rechazado, y así obtener alta productividad. En la práctica, lo anterior se implementa controlando cada paso de manufactura y procesado.

En los últimos años se ha presentado una tendencia mayor al uso de aleaciones de aluminio dentro de la industria de la fundición, provocada por una demanda creciente de productos de fundición más resistentes y más ligeros, especialmente en las industrias aeroespacial y automotriz [1]. Debido a su excelente fluidez, las aleaciones Al-Si han llegado a ser las aleaciones de aluminio más ampliamente usadas dentro de la fundición. En el caso de tales aleaciones, existen varios parámetros que deben controlarse para alcanzar los límites de competitividad mencionados [2]:

- Nivel de calidad del metal líquido. La presencia y cantidad de inclusiones y partículas de fases secundarias en el metal líquido deben controlarse, así como el contenido de gas disuelto (normalmente hidrógeno en el caso de aluminio) dentro del metal.

- Tamaño de grano. El tamaño de grano debe controlarse de manera que se obtengan las mejores propiedades en la aleación matriz. Normalmente, un tamaño de grano pequeño y uniforme en todo el material es preferible. Lo anterior se logra a través de la adición de refinadores de grano al metal líquido.

- Morfología de la fase eutéctica Al-Si. La morfología que el eutéctico Al-Si tenga en este tipo de aleaciones es muy importante, puesto que a través de ésta se pueden mejorar o empeorar las propiedades de la aleación. Normalmente se prefieren hojuelas de Si pequeñas y de forma redondeada en el eutéctico, debido a que hojuelas aciculares pueden crear tensiones internas en la matriz y disminuir las propiedades mecánicas de la aleación. La morfología deseada se alcanza añadiendo modificadores al metal fundido.

- Rapidez de solidificación y rapidez de enfriamiento en el metal líquido. Rapideces de enfriamiento elevadas producen microestructuras extremadamente finas que por lo regular presentan mejores propiedades.

Los parámetros más importantes que se involucran en la fabricación de los productos de fundición para aleaciones de aluminio de los mencionados anteriormente, y que se aplican como tratamientos adicionales, son la refinación y la modificación. Sus efectos inciden directamente en la microestructura, provocando cambios en ésta y por ende en las propiedades mecánicas.

#### **1.1. TRATAMIENTOS DE MODIFICACIÓN DE ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO CONVENCIONALES.**

Se cuenta con una extensa bibliografía que reporta información sobre los mecanismos de modificación de aleaciones de aluminio fundidas. La modificación de la fase eutéctica en aleaciones Al-Si mejora sus propiedades. Durante la solidificación de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, el proceso de enfriamiento transcurre sobre un intervalo de temperaturas [2]. Al final de este proceso la fase líquida que rodea al arreglo dendrítico sufre una transformación que provoca la formación de fases eutécticas. Una aleación no modificada contiene hojuelas de silicio largas y frágiles, las cuales causan que el material tenga baja ductilidad. Estas aleaciones tienen además, bajos porcentajes de elongación y la superficie de fractura que presentan es bastante frágil.

Con un tratamiento de modificación exitoso, las hojuelas de silicio cambian su morfología a una estructura fibrosa fina, que se conoce como estructura de coral. El modo de fractura en la fase eutéctica del metal modificado es dúctil y la elongación y el esfuerzo tensil se incrementan substancialmente.

La modificación de la estructura puede llevarse a cabo ya sea mediante un rápido enfriamiento o a través de pequeñas adiciones de ciertos elementos químicos de los grupos IA, IIA y lantánidos de la tabla periódica como lo mencionan Kim y Heine en estudios realizados anteriormente [4]. De estos elementos, sodio, estroncio y antimonio han mostrado ser los únicos que se pueden aplicar a nivel comercial [1]. El sodio fué el primer elemento que se usó en un tratamiento de modificación establecido también por primera vez y realizado por Pacz en 1921 [5]. Sin embargo, este elemento es un modificador temporal que pierde su efecto debido a la alta temperatura del baño líquido y al tiempo de permanencia [6]. Hoy en día, el estroncio ha reemplazado al sodio, debido a que tiene altos niveles de recuperación y a que no pierde su efecto modificador tan rápido como el sodio. Además de las desventajas inherentes asociadas con el uso de sales de sodio o sodio metálico, éstos se han substituído por aleaciones maestras Al-Sr. En el caso de una aleación A356 modificada con una aleación maestra de estroncio, F. Dimayuga [1] reporta un incremento en UTS de 180 MPa a 196 MPa y en el porcentaje de elongación, de 6.8 % a 15.9 %.

En un estudio más reciente realizado por Boone y Carver [3], se analizaron consideraciones prácticas para optimizar el desarrollo de la aleación maestra Al-Sr como modificador. Concluyeron que la modificación es un paso importante en la producción de aleaciones aluminio-silicio. Las aleaciones maestras mencionadas se encuentran disponibles en una gran variedad de composiciones químicas y formas que pueden aplicarse tanto a tratamientos en la olla como en el horno. La óptima utilización de éstas, requiere que las técnicas de fusión y que los tratamientos se desarrollen de acuerdo a las características de la aleación maestra considerada y del material al que se apliquen dichos tratamientos. Por todo lo anterior, es obvio afirmar que el nivel de modificación es muy importante debido a sus efectos benéficos sobre las propiedades mecánicas en la producción de aleaciones Al-Si con la calidad requerida.

## 1.2. TRATAMIENTOS DE REFINACIÓN DE ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO CONVENCIONALES.

El refinamiento de grano de la aleación produce muchos beneficios. Un tamaño de grano fino, mejora las propiedades mecánicas y las uniformiza en todo el material. También, si el tamaño de grano disminuye, la distribución de fases secundarias y la porosidad bajan considerablemente, mientras que la maquinabilidad se mejora. El resultado obtenido es un menor tiempo de maquinado, mayor vida de las herramientas, costos de mantenimiento de herramientas y equipo más bajos, etc. Por otro lado, se logra una mejor alimentación del metal líquido y el acabado superficial se mejora. Controlando el tamaño de grano, la fricción puede reducirse en partes que requieren un acabado fino. Si el producto de fundición se anodizara, es preferible un tamaño de grano fino debido a que facilita este proceso. Además, si el nivel de refinamiento de grano aumenta, la resistencia y la vida a la fatiga normalmente se incrementan [3]. El refinamiento de grano se efectúa a través de la adición de nucleantes al metal fundido. Los elementos normalmente empleados como refinadores de grano son el titanio o mezclas Ti/B. Históricamente, las adiciones de titanio para refinamiento de grano se han realizado desde 1920 [3]. El titanio y el boro fueron originalmente introducidos dentro de las aleaciones líquidas comercialmente, en forma de titanio metálico, sales refinadoras y tabletas que contenían fluorotitanato de potasio ( $K_2TiF_6$ ) y fluoroborato de potasio ( $KBF_4$ ) como ingredientes activos. Las sales refinadoras de grano reaccionan con el metal fundido para formar las fases intermetálicas diboruro de titanio ( $TiB_2$ ) y aluminuro de titanio ( $TiAl_3$ ), las cuales funcionan como agentes nucleantes y favorecen el refinamiento de grano. Sin embargo, debido a las inherentes desventajas asociadas con el uso de sales, éstas han sido gradualmente substituídas por aleaciones maestras Al-Ti y Al-Ti-B. Las aleaciones maestras diseñadas para usarse como refinadores de grano se encuentran disponibles en una gran variedad de composiciones químicas y formas físicas. Los refinadores de grano de alta pureza en aluminio (99.7% Al) que contienen titanio (Al-Ti) o titanio más boro (Al-Ti-B) se encuentran disponibles en una gran variedad de concentraciones y relaciones titanio-boro. Aquellas aleaciones maestras que contienen 5%Ti - 1%B son las que más frecuentemente se utilizan como refinadores de grano en las fundiciones de aluminio [3].

El mecanismo de refinamiento de grano asociado con el uso de aleaciones maestras Al-Ti o Al-Ti-B no se ha comprendido completamente. El efecto de refinamiento de grano de aleaciones maestras Al-Ti se desvanece rápidamente cuando éstas tienen concentraciones menores a 0.15%Ti debido a la disolución de  $TiAl_3$ . En contraste, la adición de boro como en el caso de aleaciones maestras Al-Ti-B, permite tanto realzar la potencia del refinamiento de grano, como incrementar la resistencia a la pérdida del efecto refinador.

Mientras la evidencia empírica soporta ampliamente el uso de aleaciones maestras Al-Ti-B, los mecanismos fundamentales que explican el papel del boro en la aleación maestra que actúa como refinador de grano, aún no han sido descubiertos, pero continúa siendo un interesante tema de investigación. En el caso de aleaciones maestras Al-Ti, se acepta generalmente que las partículas de  $TiAl_3$  promueven el refinamiento de grano por nucleación heterogénea, de acuerdo con estudios desarrollados por Crossley y Mondolfo [23].

### I.3. TRATAMIENTOS DE MODIFICACIÓN Y REFINACIÓN EN COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA Al-Si.

Un nuevo tipo de materiales son los compósitos de matriz metálica reforzados con partículas de SiC, debido a que éstos contienen una matriz metálica Al-Si, la aplicación de los tratamientos de modificación y refinación puede ser posible e incluso necesaria, si se busca mejorar las propiedades mecánicas y la calidad de tales materiales [12].

La modificación de la fase eutéctica de la matriz metálica Al-Si y la refinación del tamaño de grano de compósitos base aluminio como consecuencia de la presencia de las partículas de SiC u otro material reforzante está aún bajo discusión. La bibliografía indica que estos tratamientos normalmente aplicados a aleaciones convencionales Al-Si, pueden también aplicarse a compósitos Al-Si/SiC con una mejora similar; algunos de los trabajos que se han desarrollado a este respecto se presentan a continuación.

En un estudio realizado por Das et al [14], los resultados mostraron que la modificación del eutéctico Al-Si y la refinación de silicio primario en un compuesto Al-Si hipereutéctico reforzado con partículas de grafito, puede efectuarse en varias secuencias de adiciones de sodio elemental y fósforo, con lo cual se lograba mejorar las propiedades mecánicas notablemente.

El análisis metalográfico reveló que los mejores resultados se obtenían cuando el sodio se agregaba antes de la adición de las partículas de grafito. Este estudio es el más completo que encontró en cuanto a la refinación y modificación de compósitos de matriz metálica Al-Si.

En otro estudio desarrollado por Liu y Samuel [15], se utilizó un compuesto Al-Si-Mg/SiC que contenía 140 ppm de estroncio, al cual se le aplicó un tratamiento con sales combinadas de NaCl y KCl con el fin de determinar la factibilidad del tratamiento. Los resultados obtenidos no fueron satisfactorios, debido a que la composición química del compuesto fue más sensible al tratamiento que la aleación de aluminio no reforzada. Además, se tuvo una gran pérdida de Mg debido a la presencia de Na y K, lo cual afectó negativamente las propiedades mecánicas; finalmente se observó una importante disminución en la composición química de estroncio por lo que hubo un engrosamiento de las hojuelas del eutéctico Al-Si presente en la matriz, provocando que el nivel de modificación disminuyera. Adicionalmente, la fracción en volumen de las partículas reforzantes decreció así como la cohesión entre éstas y la matriz metálica. Por todo lo anterior, se concluyó que los compósitos que contienen Mg y Sr no pueden ser tratados con sales base Na y K.

Por otro lado, Argo [16] efectuó estudios en aleaciones de aluminio en donde reportó que la aplicación de una buena técnica de fusión y el uso de sales, gases, hexafluoruro de azufre y otros procedimientos convencionales de sales/desgasificación son prácticas comunes para aleaciones convencionales Al-Si. Sin embargo, para compósitos estos tratamientos pueden destruir la cohesión entre las partículas de cerámico y la matriz metálica, deshumectando las partículas y separándolas como una capa de escoria.

Todos estos estudios y otros más, sugieren algunas de las condiciones necesarias para la aplicación de los tratamientos de modificación y refinación a compósitos, pero la técnica adecuada para el desarrollo de éstos no se ha definido aún.



## II. FUNDAMENTOS.

Como se mencionó en la sección anterior, el uso de aleaciones de aluminio en la industria ha aumentado notablemente en los últimos años. Por ello, dichas aleaciones deben conocerse mejor para poder aprovechar al máximo sus propiedades en la manufactura de productos que satisfagan necesidades sociales actuales y específicas.

### II.1. TRATAMIENTOS DE MODIFICACIÓN DE ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO CONVENCIONALES.

En particular, las aleaciones aluminio-silicio ofrecen excelentes propiedades que pueden aplicarse favorablemente como materia prima en fundiciones, ya sea para obtener semi-productos que alimenten otras industrias de la transformación o para obtener directamente productos de uso comercial. En este tipo de aleaciones se presenta una fase eutéctica la cual, como todos los eutécticos, presenta ciertas características que pueden controlarse con el fin de mejorar las propiedades de la aleación dada. La microestructura de esta fase es la característica principal que se puede controlar para lograr alcanzar el fin mencionado. El control de la microestructura se realiza a través del tratamiento de modificación, el cual ha sido ampliamente estudiado por diversos investigadores. Todos ellos coinciden en que tal tratamiento es realmente útil en el caso de aleaciones Al-Si, e incluso se enfatiza la necesidad de aplicarlo a estos materiales. Dependiendo del nivel de modificación, los constituyentes microestructurales pueden asumir diferentes morfologías a través de la alteración de la nucleación y el crecimiento del eutéctico Al-Si [3]. El mecanismo por el cual la modificación ocurre ha sido objeto de numerosas investigaciones. Sigworth [9] desarrolló un estudio que involucra los aspectos teóricos y cinéticos de la modificación de aleaciones Al-Si. Observó que precisamente, dos de los aspectos más importantes dentro del proceso de la modificación son la nucleación y el crecimiento del eutéctico Al-Si.

La nucleación en primer término, puede favorecerse por la presencia de determinadas impurezas en la matriz, y si estas impurezas están distribuidas uniformemente, es posible controlar la nucleación del eutéctico y de este modo obtener un tamaño pequeño en las placas de silicio del eutéctico y una distribución homogénea del mismo en toda la matriz. Como consecuencia, el crecimiento del mismo eutéctico estará controlado y será igualmente uniforme en toda la aleación. Así, las estructuras modificadas y no modificadas comúnmente encontradas en productos de fundición comerciales son dos modos distintos en que se presenta la solidificación del silicio en la fase eutéctica. La aleación no modificada forma colonias de placas de silicio que crecen en dirección del aluminio sólido dentro del líquido enfriado, mostrando una estructura y una distribución irregulares (Figura 1 del Apéndice IV), además se puede ver que entre las colonias eutécticas existen grandes distancias, por lo que seguramente esta aleación tendrá valores bajos en sus propiedades mecánicas. Por otro lado, en las aleaciones completamente modificadas, se forman cristales de silicio que nuclean en impurezas adicionadas intencionalmente, obteniendo como resultado, silicio en forma de fibras con un frente plano de aluminio sólido. El centro de la aleación permanece como un líquido superenfriado. En la Figura 2 del Apéndice IV, se presenta una aleación modificada. En esta figura se puede observar una estructura y una distribución bastante uniformes y debido a que la interfase enfriada es plana, las distancias entre las fibras finas son bastante reducidas, por lo que esta aleación tendrá mucho mejores propiedades mecánicas comparada con la aleación no modificada. Adicionalmente, la aleación modificada presentará menor porosidad, puesto que una estructura homogénea permite dispersarla como microporos, lo cual favorece las propiedades mecánicas.

Las impurezas que se agregan a aleaciones Al-Si como agentes nucleantes del eutéctico presente en estos materiales, se conocen como modificadores. Normalmente los modificadores forman compuestos intermetálicos, los cuales son los que realmente funcionan como agentes nucleantes y promueven la modificación. La combinación de algunos modificadores, en ocasiones inhibe la modificación si no se controlan sus cantidades.

Tal es el caso del intermetálico  $Mg_2Sb_2Sr$  [3], el cual es un compuesto muy denso por lo que se sedimenta en el fondo de la aleación líquida inhibiendo la nucleación y consecuentemente la modificación. Este compuesto se forma cuando Mg, Sb y Sr se encuentran en exceso en la matriz. Por ello debe tenerse pleno conocimiento del tipo y cantidad de modificador que se vaya a usar y de la composición química de la matriz. Existen diversos modificadores disponibles básicamente en dos formas, como sales y como aleaciones maestras. Tanto unos como otros se han estudiado ampliamente en los últimos años, con el fin de establecer el mejor para cada tipo de aleación Al-Si. Los elementos químicos que se han usado como modificadores son los siguientes: Na, Sr, y Sb, entre otros, todos ellos en forma de sales o aleaciones maestras. De acuerdo a los estudios que se han desarrollado, se cuenta con una serie de parámetros que permiten establecer qué tipo de modificador se debe usar para una aleación Al-Si con composición específica, los cuales se enlistan a continuación :

1. Forma física y composición química del modificador.
2. Adición y recuperación.
3. Cantidad de modificador adicionado.
4. Solubilidad y temperatura de tratamiento.
5. Formación de compuestos intermetálicos con la matriz base.
6. Tiempo de reacción.
7. Pérdida del efecto modificador.
8. Interacción con otros elementos.
9. Influencia sobre la fluidez de la matriz base.
10. Influencia sobre la porosidad de la matriz base.

Todos estos parámetros se analizan enseguida con el fin de mostrar las bases que fundamentan el presente estudio.

#### II.1.1. Forma física y composición química del modificador.

Principalmente se cuenta con dos formas físicas para los modificadores de uso comercial, las sales y las aleaciones maestras. El Na como ya se mencionó, fué el primer elemento utilizado como modificador y hasta ahora se sigue usando en forma de sales.

Sin embargo, se presentan grandes desventajas cuando se trabaja con sales, debido a que son muy reactivas, lo cual produce pérdidas considerables que deben balancearse agregando mayor cantidad de modificador y con ello, aumentando el costo del tratamiento.

Adicionalmente, el control de la modificación con sales es muy complicado debido a la rápida pérdida por oxidación mencionada, a la producción de gases tóxicos y a que el control de impurezas residuales (como Na) en el producto es muy difícil de efectuar. Todo lo anterior hace difícil la reproducibilidad de los tratamientos [9]. Como resultado de ello, las aleaciones maestras (principalmente las de Sr), han substituído a las sales en fundiciones que practican el tratamiento de modificación. Otra forma física adicional en que se pueden presentar los modificadores es como metal, sin embargo no ha reportado buenos resultados debido a que reaccionan exotérmicamente, lo cual impide obtener buenas recuperaciones y por ello debe tenerse un mayor control, lo cual dificulta su manejo. Hoy en día, el Sr es el modificador más usado en forma de aleación maestra. Los tipos de aleaciones maestras Al-Sr disponibles para su uso en la fundición se muestra en la Tabla I del Apéndice III [3]. De éstas, únicamente la aleación binaria Al-90%Sr contiene Sr metálico y su forma física son tubos sellados con aluminio. Las aleaciones con menores porcentajes de Sr están disponibles en varias formas físicas que incluyen lingotes, tabletas sólidas y alambres para adiciones en lote o continuas. La elección del modificador apropiado desde el punto de vista químico y de la forma física dependerá de la aplicación específica. Por ejemplo, cuando se requiere una respuesta rápida o si es necesaria una alimentación continua, la forma de alambre es la que puede proporcionar modificación en uno o dos minutos. Además se debe tomar en cuenta el volumen de la aleación que se vaya a modificar, puesto que para grandes volúmenes, sería poco conveniente usar una aleación maestra en forma de alambre, en este caso se preferirían usar lingotes. En cuanto a la composición química de este tipo de aleaciones maestras, como ya se mencionó, solamente se usan aleaciones con bajo o alto contenido de estroncio. Lo anterior se debe principalmente al diagrama de fases que presentan las aleaciones Al-Sr.

En las Figuras 3 y 4 del Apéndice IV [19], se presenta el diagrama de fases Al-Sr y la región del mismo en que el aluminio se encuentra en mayor porcentaje, respectivamente. Este diagrama lo obtuvieron Closset et al por análisis térmico [19].

Además de obtener el diagrama mencionado, obtuvieron una mejor definición (comparada con trabajos anteriores) de las dos reacciones eutécticas que se presentan en el sistema. En el extremo con alto contenido de Sr, el eutéctico se forma con 2.5wt%Sr y a 654°C. Del diagrama se observa que en estas zonas, las temperaturas de fusión a lo largo de la línea de liquidus son menores. Al aplicar el tratamiento de modificación con este tipo de aleaciones maestras, se buscará que éstas se fundan y disuelvan en el metal líquido para poder efectuar la modificación adecuadamente. Si la temperatura de fusión de la aleación maestra fuera muy alta, tardaría mucho en disolverse, perdiendo además calor el metal líquido por lo que se tendría que gastar energía adicional para mantenerlo a la temperatura de trabajo y para fundir a la aleación maestra. La modificación tardaría demasiado tiempo y se podrían tener pérdidas considerables alcanzando seguramente un nivel de modificación menor al esperado. Por ello se debe trabajar con aleaciones maestras con bajo o alto contenido de Sr, de manera que el tratamiento sea efectivo.

En otro estudio realizado por Closset [11], se estudiaron los comportamientos de dos tipos de aleaciones maestras Al-Sr, con el fin de establecer cuál de ellas era la más conveniente para el tratamiento de modificación con aleaciones Al-Si. En el caso de una aleación maestra con bajo contenido de Sr (Al-10wt%Sr), observaron un incremento en su rapidez de disolución al aumentar la temperatura del baño de 700 a 750°C. En el caso de aleaciones con alto contenido de Sr (Al-90wt%Sr), su disolución se caracteriza por una reacción exotérmica durante su adición a una aleación líquida A356 con una temperatura de 700°C. En ambos casos se logra una mejora en la estructura del eutéctico y en la ductilidad, comparada con la aleación A356 sin tratamiento. Los porcentajes de elongación aumentaron de 9% a 18%, lo cual corresponde a un 100% de aumento.

En otro trabajo desarrollado por Davami et al [7], se concluyó que de entre todos los tipos de aleaciones maestras Al-Sr, la aleación con 10wt%Sr es la forma que permite adicionar el Sr de la manera más conveniente y a un menor costo, obteniendo los niveles de modificación deseados, altas recuperaciones y mejora en las propiedades mecánicas.

### II.1.2. Adición y recuperación.

La forma en que se adicionará el modificador se elegirá de acuerdo a la forma física y al tipo que el mismo presente. Por ejemplo, el Sb es el único modificador que no se adiciona al metal líquido directamente en una fundición [1], sino que los lingotes de aluminio son tratados previamente con Sb durante su producción y refundidos en la planta de fundición. El pretratamiento mencionado fuera de la fundición es bastante aceptado desde el punto de vista de la fundición por que reduce las complicaciones al realizar el tratamiento de la modificación y evita riesgos al trabajar con un material tóxico como lo es el Sb. Las aleaciones premodificadas con Sr y Na se encuentran también disponibles y, a diferencia de las aleaciones tratadas con Sb, el nivel de modificador puede ajustarse fácilmente añadiendo en la fundición externamente Sr o Na. Es ésta una de las desventajas que el Sb presenta, debido a que su adición en la planta debe realizarse con demasiados cuidados y en el caso de aleaciones premodificadas es más difícil poder controlar el nivel de modificación que se puede alcanzar en el metal fundido. El Na se añade normalmente en forma de sales o en forma metálica. El uso de paquetes de sodio metálico ha reemplazado en gran medida tanto el uso de bloques de Na sumergidos en keroseno como el uso de sales, debido a los problemas que se presentan en el manejo de ambos. Las adiciones de Na metálico se efectúan sumergiéndolo hasta el fondo del metal líquido. Aún cuando la disolución del Na es bastante rápida, su recuperación es pobre e inconsistente, usualmente del 10 al 30%. Esto es debido principalmente, a sus altas presiones de vapor a las temperaturas de tratamiento del metal que normalmente se emplean (de 0.2 atm a 725°C hasta 0.45 atm a 800°C), las cuales se muestran en la Tabla 2 del Apéndice III [1] junto con las presiones de vapor para Sr, Sb y Al. En esta tabla, se puede observar que la presión de vapor del Na es varios órdenes de magnitud más grande que la de los demás elementos.

Además se genera una gran cantidad de humo debido al desprendimiento de Na cuando el exceso de éste reacciona con el oxígeno sobre la superficie superior del metal fundido. Lo anterior provoca problemas ambientales y de salud. Sigworth [9] menciona que para evitar reacciones en la superficie del metal y como consecuencia pérdidas excesivas de Na al ser adicionado como modificador, se debe introducir rápidamente hasta el fondo del crisol. A pesar de que se logra aumentar la recuperación del Na después del tratamiento, la rapidez y la misma recuperación son inciertas, dependiendo frecuentemente de las temperaturas y grado de agitación presentes. El control de la modificación con Na es bastante complicado debido a su rápida pérdida por oxidación como se mencionó anteriormente, pero además el control de la cantidad de Na residual en el producto requiere de una planeación cuidadosa adicional del tratamiento para obtener resultados buenos y reproducibles.

Por otro lado Boone y Carver [3] comentan que a pesar de que el Na es un modificador efectivo y de que tiene un tiempo de respuesta relativamente corto, existe mayor riesgo de sobremodificación en el producto cuando se usa éste que cuando se utilizan otros materiales como modificadores. La sobremodificación se caracteriza por la formación de intermetálicos en formas gruesas o por el engrosamiento de las partículas de silicio en el eutéctico (Figura 11 del Apéndice IV).

Por su parte, el Sr se adiciona normalmente en forma de aleaciones maestras en diversas composiciones. Dimayuga concluyó en un estudio sobre modificación con Sb, Na y Sr [1], que la adición de Sr en forma de aleaciones maestras provee un método conveniente y seguro para la adición de modificadores en aleaciones convencionales Al-Si. Se obtienen altas recuperaciones con gran consistencia en tiempos de disolución razonables cuando se utilizan técnicas de adición adecuadas. Anteriormente se comentó que las aleaciones maestras Al-Sr que se usan comercialmente como modificadores, se agrupan en dos categorías generales, aquéllas que contienen altos niveles de Sr y las que tienen bajos contenidos de este elemento. Dimayuga comenta en el mismo estudio, que en el caso de las aleaciones maestras con altos contenidos de Sr, se obtienen niveles de recuperación del 90 al 95% y con tiempos de disolución bastante bajos.

En el caso de las aleaciones maestras con bajos contenidos de Sr, se observaron tiempos de disolución normales, pero la rapidez de disolución se incrementa con la temperatura de fusión.

Las recuperaciones que se han alcanzado con gran reproducibilidad son del orden del 90% o mejores para temperaturas de fusión de alrededor de 775°C. Por su parte Boone y Carver [3] afirman que el Sr es mucho más estable que el Na en cuanto a su papel como modificador en aleaciones Al-Si. Sin embargo, se pueden provocar pérdidas de Sr por prácticas incorrectas de desgasificación u otro tipo de tratamientos adicionales con sales. Las sales para modificación o los gases para desgasificación que contengan Cl o F pueden eliminar al Sr del metal líquido y concentrarlo como escoria, por ello estos procedimientos deben realizarse antes de la adición del modificador y no al mismo tiempo o después. Si es necesario efectuar desgasificación después de la adición del modificador, se debe usar N<sub>2</sub> o Ar secos. Otros autores [2, 6, 7, 8, 10, 11] han llegado a la misma conclusión, por lo que las aleaciones maestras Al-Sr son los modificadores más convenientes en cuanto a su adición y porcentajes de recuperación al aplicarse a aleaciones Al-Si hasta el momento.

### II.1.3. Cantidad de modificador adicionado.

En cuanto a los niveles de modificadores normalmente empleados, existen diversos estudios que sugieren ciertas cantidades para un tipo de aleación Al-Si en particular como se verá a continuación. En la referencia [1], se sugieren niveles para Sb, Na y Sr para aleaciones Al-Si en general. Los niveles típicos encontrados en aleaciones tratadas con Sb van desde 0.12wt% hasta 0.3wt%Sb dependiendo del contenido de Si en la aleación. En el caso de Na se aconseja usar niveles de 0.005wt% a 0.01wt%Na. Para Sr se recomiendan niveles de 0.01wt% a 0.02wt%Sr.

Boone y Carver [3] recomiendan niveles de 0.01wt% a 0.2wt%Sr para una modificación completa, dependiendo de la aleación considerada y las condiciones de solidificación presentes. Observaron la mejora más significativa en el esfuerzo tensil de la aleación Al-Si con niveles bajos de Sr (menores a 0.01wt%Sr). Niveles de Sr más altos producen pequeños incrementos en el esfuerzo tensil pero bajos porcentajes de elongación.



Los niveles recomendados por Chai et al [6], van de 0.015wt% a 0.2wt%Sr obteniendo niveles de modificación aceptables. Contenidos comprendidos entre 0.12wt% a 0.2wt%Sr produce compuestos intermetálicos SrSi<sub>2</sub> y Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr los cuales producen la modificación como se explicará en la sección II.1.5.

Davami et al [7] considera que las cantidades para el contenido de Sr, cuando se adiciona como aleación maestra Al-10wt%Sr para una aleación eutéctica Al-Si, van de 0.04wt% hasta 0.1wt%Sr, de manera que se obtengan buenos niveles de modificación.

Closset et al [11] obtuvieron como resultados en sus experimentos, que el nivel mínimo de Sr necesario para obtener un buen nivel de modificación está entre 0.0025wt% a 0.003wt%Sr.

DasGupta et al [10] reportan que para aleaciones Al-Si-Mg tratadas con Sr, los niveles en los cuales se obtienen buenos niveles de modificación van de 0.005wt% a 0.01wt%Sr, mayores niveles producen sobremodificación de la estructura eutéctica.

Por otro lado, para aleaciones Al-Si hipoeutécticas, Sigworth [9] reporta que el Na provoca la formación de una estructura modificada cuando se disuelven niveles mayores a 0.02wt%Na.

#### II.1.4. Solubilidad y temperatura de tratamiento.

La disolución del modificador que se vaya a aplicar a una aleación dada, es muy importante debido a que dependiendo de ésta se establecerá también la conveniencia del uso de un modificador determinado. Dimayuga [1] menciona que el Na es uno de los modificadores que se disuelven más rápido en aleaciones Al-Si, por lo que fué tan usado anteriormente, pero produce recuperaciones pobres e impredecibles. En el caso de Sr, las aleaciones maestras con altos contenidos de Sr se disuelven produciendo una reacción exotérmica, la cual aumenta su intensidad a temperaturas menores a 725°C. Las aleaciones maestras con bajos contenidos de Sr por su parte, muestran disoluciones normales y su rapidez de disolución aumenta con la temperatura de fusión. En las Figuras 3 y 4 del Apéndice IV [19], se muestra el diagrama de fases para las aleaciones Al-Sr, en donde se observa que las temperaturas de fusión más bajas se encuentran a bajos y a altos niveles de Sr, asegurando una disolución total de la aleación maestra Al-Sr en una matriz de aluminio.

### II.1.5. Formación de compuestos intermetálicos con la matriz base.

En aleaciones maestras que contienen de 3wt% a 10wt% Sr, la mayor parte del Sr se encuentra presente como aluminatos de Sr ( $Al_4Sr$ ), como se puede observar en las Figuras 3 y 4 del Apéndice IV [19]. La influencia del tamaño de estas partículas afectan el nivel de modificación en aleaciones Al-Si hipoeutécticas, de acuerdo a un estudio realizado por Chai et al [6]. Estos investigadores encontraron que la rapidez y el grado de modificación dependen de los siguientes factores cinéticos:

- Rapidez de disolución de las partículas de  $Al_4Sr$  en la matriz.
- Formación de una nueva fase ( $Al_2Si_2Sr$ ), a partir de la anterior.
- La disolución sucesiva de esta fase para obtener Sr en solución.
- El Sr en solución afecta el crecimiento de los cristales de Si provocando la modificación.

La rapidez de disolución de las partículas de aluminato de Sr puede incrementarse si éstas tienen un tamaño muy fino, produciendo estructuras aceptablemente modificadas en pocos minutos. El incremento del contenido de Sr en el metal reduce el tiempo de disolución y aumenta el nivel de modificación. Un exceso de Sr puede provocar la formación excesiva de partículas de  $Al_2Si_2Sr$ , lo cual puede reducir la eficiencia de la modificación.

### II.1.6. Tiempo de reacción.

En el caso de aleaciones maestras usadas como modificadores, se requiere de un tiempo de residencia en el metal fundido para obtener un buen resultado de estos tratamientos. Este período de residencia se le llama normalmente tiempo de incubación o de contacto. El tiempo requerido puede ser tan corto como 1 minuto o tan largo como 30 minutos, dependiendo del tipo de aleación usada, la técnica para adicionarla, la temperatura de fusión y la agitación de la misma. Como se comentó en la sección anterior, este tiempo también depende de la rapidez de disolución tanto de la presentación física en el caso de las aleaciones maestras (barras o lingotes), como del tipo y la forma de los compuestos intermetálicos que las mismas contengan.

En la referencia [9] se reporta que el Sr presenta un tiempo de incubación de 1 a 2 horas a 730°C cuando se encuentran presentes grandes cantidades de P en una aleación matriz Al-12wt%Si; sin embargo cuando se usa una aleación con bajos contenidos de P, el tiempo de incubación es de pocos minutos tal como se muestra en la Figura 5 del Apéndice IV, en la cual se observa que las propiedades de la aleación matriz que mejores resultados presentaron se obtuvieron en los tratamientos de modificación con Sr para este tiempo de incubación.

Las rapidezces de disolución de las aleaciones maestras se pueden mejorar aplicando agitación mecánica o manual. En el caso de la fabricación de un compuesto por el método del Vortex, la agitación mecánica mejora la rapidez de disolución y por ende, el tiempo de incubación total, provocando que la modificación sea más rápida y efectiva.

#### II.1.7. Pérdida del efecto modificador.

La pérdida del efecto modificador se refiere a la disminución de la concentración y de la efectividad del agente modificador en el metal después de su adición. Lo anterior se debe a la vaporización u oxidación del modificador. Tanto Na como Sr sufren este efecto, sin embargo, el Na pierde su efecto modificador a una mayor rapidez que el Sr. Lo anterior se observa en la Figura 6 del Apéndice IV, mostrando la pérdida de Na en una aleación eutéctica Al-13wt%Si. La rapidez de pérdida del Na es asintótica hasta un valor residual de 0.0002wt%Na. Junto con esta gran rapidez, en el caso de Na se presenta una recuperación incierta, lo cual dificulta el control del nivel de modificación en el metal.

En contraste, el Sr tiene una rapidez de pérdida de su efecto modificador mucho menor. La concentración de Sr se mantiene en un cierto nivel después de varias horas en el metal fundido, lo cual se observa en la Figura 7 del Apéndice IV para una aleación A356 tratada con 0.02wt%Sr y con una temperatura de tratamiento de 760°C; además, la recuperación de Sr en este caso fué del 82% por lo que se obtuvieron los resultados mencionados.

La rapidez de la pérdida del efecto modificador depende de las condiciones en que se encuentre el metal fundido, como lo son el área superficial fundida, la temperatura del metal, nivel de agitación, etc.

En el caso del Sb, su concentración en el metal fundido no se afecta por el tiempo de incubación o por refusiones, es decir, su efecto es permanente.

#### II.1.8. Interacción con otros elementos.

La presencia del P en el metal fundido puede provocar un efecto contrario a la modificación cuando se usan Na o Sr como modificadores, lo cual ha provocado que las fundiciones tengan un estricto control de este elemento, manteniéndolo alrededor de 5 ppm o menos [1, 9] y seleccionando la materia prima.

El Sb presenta un efecto similar al del P, nulificando los efectos modificadores de Na y Sr. En la referencia [9] se menciona que la interacción entre Sb y Na o Sr ocurre por una reacción química en el metal formando fases intermetálicas sólidas. Estos compuestos son normalmente más densos que la aleación matriz, por lo que tienden a asentarse en el fondo del metal fundido. Así, cuando se tienen metales contaminados con Sb, se debe agregar una mayor cantidad de Na o Sr para poder efectuar adecuadamente la modificación.

Se ha demostrado [1, 9], por otro lado, que Na y Sr pueden usarse juntos para efectuar el tratamiento de modificación, puesto que no reaccionan entre sí para formar compuestos intermetálicos que interfieran la acción del otro agente modificante.

#### II.1.9. Influencia sobre la fluidez de la matriz base.

La fluidez o habilidad para llenar moldes de una aleación se ve afectada por diversos factores como lo son el rango de solidificación de la aleación, sobre-enfriamiento, propiedades del molde incluyendo tipo de recubrimientos y oxidación del frente de solidificación, entre otros. El efecto de la modificación del eutéctico Al-Si no es claro aún.

Mientras se acepta generalmente que el tratamiento con Sb no afecta la fluidez, se ha reportado en la literatura que el Na decrece esta propiedad de algunas aleaciones Al-Si de un 10 a un 20% [1]. Por el contrario, en la misma referencia se dice que la modificación con Sr incrementa la fluidez de algunas aleaciones Al-Si en la misma magnitud. Esta diferencia se ha atribuido a la formación de una capa gruesa de óxido en las aleaciones modificadas con Na.

### II.1.10. Influencia sobre la porosidad de la matriz base.

En la referencia [1], se comenta que un punto muy importante en la modificación de aleaciones Al-Si que debe tomarse en cuenta, es la observación y comparación de la porosidad de aleaciones modificadas y no modificadas. El alto contenido de gas encontrado en aleaciones modificadas con Na y Sr se debe a la gran rapidez de absorción de hidrógeno, en contraste con aleaciones no modificadas o tratadas con Sb. El hidrógeno puede introducirse en el metal durante la acción de modificación. En el caso de Sr, se ha demostrado que el contenido de hidrógeno no se incrementa cuando se usa una aleación maestra Al-90wt%Sr. La desgasificación de aleaciones modificadas puede realizarse usando gases inertes como argón o nitrógeno. En el caso del tratamiento de modificación con Na, éste no permite la desgasificación a diferencia del tratamiento con Sr. El desarrollo de la desgasificación reduce el contenido de hidrógeno pero también el contenido de Na, disminuyendo aún más la efectividad del modificador. En contraste, el tratamiento con Sr no aumenta el contenido de hidrógeno y la desgasificación del metal puede efectuarse fácilmente sin perder una cantidad apreciable de modificador.

En un estudio realizado por Closset y Kitaoka [11], reportaron que aleaciones maestras con contenidos de 10wt% y 90wt%Sr aplicadas a tratamientos de modificación no aumentan significativamente los contenidos de hidrógeno en una aleación de aluminio A356, de hecho, obtienen niveles de hidrógeno muy parecidos a los que presenta la aleación sin modificar.

## II.2. TRATAMIENTOS DE REFINACIÓN DE ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO CONVENCIONALES.

El refinamiento de grano durante la solidificación, reduce la microporosidad total provocada por contracción y promueve un tamaño más pequeño y una mejor dispersión de la porosidad, entre otras mejoras mencionadas anteriormente.

Algunos aspectos que deben tomarse en cuenta al desarrollar el refinamiento de grano se enlistan a continuación:

1. Tiempo de incubación/contacto.
2. Pérdida del efecto refinador.

3. Condiciones de solidificación.
4. Composición del metal.
5. Optimización y control.

#### II.2.1. Tiempo de incubación/contacto.

Una vez que la aleación maestra ha sido añadida al metal fundido, se requiere de un período de permanencia para obtener un óptimo refinamiento de grano. A este período, al igual que en la modificación se le llama tiempo de incubación o de contacto. Este tiempo dependerá del tipo de aleación maestra usada y la técnica empleada que involucra el método de adición, la temperatura del metal y la agitación del mismo. Las dos características principales que determinan el tiempo de incubación en una aleación maestra empleada como refinador de grano son la forma física del producto (barra o lingote) y la morfología de la fase intermetálica aluminuro de titanio ( $TiAl_3$ ). Las aleaciones maestras Al-Ti-B contienen dos fases intermetálicas activas,  $TiAl_3$  y  $TiB_2$ . La morfología del primero en un refinador de grano la determina el fabricante y puede ser en forma de bloques o de placas. Las aleaciones maestras que se usan como refinadores de grano en forma de barras generalmente contienen  $TiAl_3$  en forma de bloques. Los refinadores en forma de lingotes pueden contener este compuesto en forma de bloques o de placas indistintamente, dependiendo del fabricante y de la aplicación específica para el producto. En aleaciones maestras con este compuesto en forma de bloques se ha observado [3] que reaccionan más rápido cuando se agregan a aluminio fundido que aquellas que lo contienen en la forma de placas.

El efecto de la refinación de grano es inmediato para la forma de bloques con un tamaño de grano fino, obtenido entre 2 y 5 minutos. La forma de placas requiere de 10 a 15 minutos para obtener la máxima eficiencia en el refinamiento de grano. De manera que las aleaciones maestras más recomendadas de acuerdo a la morfología del compuesto intermetálico, son aquellas que se presentan en forma de lingotes. En la refinación con aleaciones maestras, el tiempo de incubación típico requerido en aplicaciones comerciales es de 1 a 2 minutos para barras que contienen  $TiAl_3$  en forma de bloques, y de 15 a 30 minutos para lingotes que contienen  $TiAl_3$  en forma de bloques y de placas indistintamente [3].

Por otro lado en la Figura 8 del Apéndice IV [26] se muestra una gráfica de tamaño de grano vs tiempo de incubación. Se observa que al aumentar el tiempo de incubación tanto la aleación de Al puro de 99.7wt% de pureza tratada con sal refinadora como la misma aleación tratada con aleación maestra Al-6wt%Ti presentan una disminución en el tamaño de grano, pero después éste aumenta, mostrando un tiempo de incubación óptimo entre 5 y 10 minutos.

### II.2.2. Pérdida del efecto refinador.

Tiempos de permanencia prolongados para aleaciones refinadas con aleaciones maestras Al-Ti-B pueden provocar pérdida gradual del efecto refinador. El mecanismo principal asociado a esta pérdida es el asentamiento de partículas insolubles de TiB<sub>2</sub> debido a la alta densidad que éstas presentan en relación con la de aleaciones Al-Si fundidas. En ausencia de agitación, las partículas de TiB<sub>2</sub> se asientan de acuerdo a la Ley de Stokes. Sin embargo, en operaciones de fundición comerciales siempre se tiene agitación del metal fundido, lo cual reduce la rapidez de asentamiento. Esta agitación puede ser provocada por corrientes térmicas de convección dentro del horno, la acción electromagnética de hornos de inducción, agitación creada por desgasificación, tratamientos con sales, carga de materiales al horno y operaciones de transferencia o agitación manual o mecánica intencionales del metal en el horno.

En algunas pruebas reportadas en la referencia [3], se observó que a tiempos de incubación prolongados disminuían los contenidos de Ti y B dentro del metal, provocando que la rapidez de asentamiento de las partículas de TiB<sub>2</sub> aumentara. Sin embargo, usando tiempos normales de incubación y aplicando agitación del metal fundido se lograba resuspender y dispersar adecuadamente las partículas de este compuesto intermetálico.

En el caso de una aleación maestra Al-Ti aplicada a Al con 99.7wt% de pureza, se observó la pérdida del efecto refinador de esta aleación para diferentes cantidades de Ti (Figura 9 del Apéndice IV [26]).

### II.2.3. Condiciones de solidificación.

En un metal refinado apropiadamente, los núcleos activos que proveen las aleaciones maestras Al-Ti-B promueven la nucleación heterogénea y se obtiene un tamaño de grano fino a sobre-enfriamientos pequeños.

En ausencia de un refinador de grano, la nucleación y el crecimiento de grano dependen del grado de sobre-enfriamiento y de los núcleos heterogéneos disponibles. El tamaño de grano en aleaciones vaciadas sin tratamiento de refinación depende de la composición de la aleación, incluyendo impurezas y trazas de algunos elementos (composición del metal) así como de las rapidezces de enfriamiento dentro del metal. Para una composición dada de una aleación, aumentar la rapidez de enfriamiento producirá un tamaño de grano más fino; sin embargo, el efecto de la rapidez de enfriamiento en ocasiones es mínimo en comparación con el grado de refinamiento de grano que se puede obtener añadiendo una aleación maestra Al-Ti-B [3]. La rapidez de enfriamiento de una aleación depende grandemente del método de fundición (arena, molde permanente, etc.). Además, la mayor parte de las aleaciones comerciales contienen variaciones en el espesor, lo cual provoca diferentes rapidezces de enfriamiento locales. De manera que, los productos obtenidos por fundición requieren de adiciones de refinadores de grano para obtener tamaños de grano adecuados.

### II.2.4. Composición del metal.

La respuesta de las aleaciones Al-Si a los tratamientos de refinación de grano, depende de la composición de la aleación y en menor medida, del contenido residual de trazas de elementos como Ti y B. En la referencia [3] se menciona que aleaciones que contienen Cu y Zn, como la 319, son más difíciles de refinar que la aleación A356. Debido a que se producen aleaciones secundarias por fundición a partir de chatarra de aluminio recirculada, se encuentran en ocasiones altos contenidos de impurezas y de trazas de elementos, comparados con los niveles encontrados en aleaciones primarias de fundición. Esta diferencia en la composición del metal, particularmente cuando se tienen altos contenidos residuales de Ti y B provenientes de tratamientos de refinación anteriores, pueden mejorar la respuesta de las aleaciones a las adiciones de refinadores de grano.



Niveles adicionados de aleación maestra Al-Ti-B tan bajos como 0.05wt%Ti producen un tamaño de grano aceptablemente fino en una aleación A356 que contiene 0.15wt%Ti residual.

### II.2.5. Optimización y control.

La optimización de los tratamientos de refinamiento de grano incluyen la selección de una aleación maestra adecuada y compatible con las operaciones que se desarrollarán con la técnica de fusión. Mientras la aleación maestra 2.5wt%B-2.5wt%Ti es técnicamente superior en su efecto refinador a la aleación maestra 1wt%B-5wt%Ti, las ventajas para su aplicación a una aleación A356 son reducidas debido al alto costo de la misma. De manera que este tipo de aleaciones se usa solamente para aquellas aleaciones difíciles de refinar como la 319 y la 380.

El contenido de adición de aleación maestra para asegurar una buena refinación de grano depende de la aplicación en particular. Como regla general, las aleaciones maestras 1wt%B-5wt%Ti se emplean en la industria en niveles de 0.01wt% a 0.02wt%Ti. Lingótes de fundición que contienen altos niveles de Ti residual, deben ser sometidos a tratamientos de refinación con 6 a 10wt%Ti de aleaciones maestras Al-Ti. Las aleaciones maestras son usualmente adicionadas sobre la superficie del metal.

Después de un apropiado período de incubación para la disolución de la aleación maestra, el metal se debe agitar suavemente para asegurar la dispersión de los núcleos en el mismo.

### II.3. TRATAMIENTOS DE MODIFICACIÓN Y REFINACIÓN EN COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA Al-Si.

En la referencia [14] se presenta un estudio sobre modificación y refinación de silicio en compósitos fundidos Al-Si/Grafito, en el cual se usaron Na y P como agentes modificadores. Se agregaron contenidos de 0.028 y 0.288wt%P y los mismos niveles para Na. Estos se añadieron en forma secuencial a una aleación Al-Si hipereutéctica, refinando y modificando el eutéctico de Si primario respectivamente en forma exitosa. La resistencia a la tensión aumentó considerablemente así como la resistencia al desgaste, por lo que consideraron que estos tratamientos son necesarios para la fabricación y obtención de productos de compósitos por fundición.

Liu y Samuel [15] realizaron un estudio sobre la aplicación de sales de Na y K a compósitos Al-Si-Mg. La sal compuesta que usaron contenía 45wt%NaCl, 45wt%KCl y 10wt%Ca<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, con adiciones de 2 a 5wt% de la carga total junto con el compósito. Una de las razones por las que se usaron estos materiales, fué que tanto NaCl como KCl tienen bajas solubilidades en aleaciones de aluminio, sin embargo, durante la aplicación de éstos, se eliminaron inclusiones, óxidos e intermetálicos indeseables pero también elementos aleantes como Mg y Sr, debido a la ocurrencia de reacciones entre Na y K con Mg y Sr. Al formarse compuestos intermetálicos con Mg se perdió la humectabilidad de las partículas que este elemento proporciona, mientras que al perder Sr, se desvanece el efecto modificador en el eutéctico. Además se introduce Na y K como intermetálicos en el compósito, lo cual provoca decaimiento de propiedades mecánicas. De manera que estos investigadores recomiendan que compósitos que contengan Mg y Sr no deben ser tratados con sales base Na y K.

### III. FASE EXPERIMENTAL.

#### III. 1. HIPÓTESIS.

##### III.1.1. Tratamiento de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr.

Debido a los resultados obtenidos en trabajos anteriores para tratamientos de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr para aleaciones convencionales Al-Si [1, 2, 3, 7, 9 y 11], se plantea la siguiente hipótesis : " El tratamiento de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr debe modificar favorablemente la morfología de la fase eutéctica Al-Si de la matriz metálica del compósito A356-10vol%SiC, sin afectar negativamente la constitución del mismo ".

##### III.1.2. Tratamiento de modificación con sal base Na.

Estudios realizados con sal base Na han reportado que su aplicación como agente modificador tanto a aleaciones convencionales Al-Si como a compósitos base Al-Si presenta problemas en su manejo y en particular provoca deshumectación entre las partículas cerámicas y la aleación matriz. Por ello se plantea la siguiente hipótesis :

" El tratamiento de modificación con sal base Na aplicado a compósitos A356-10vol%SiC desfavorece la obtención del mismo, aún cuando se alcance un nivel aceptable de modificación ".

##### III.1.3. Tratamiento de refinación con aleación maestra Al-5wt%Ti.

Debido a los buenos resultados obtenidos en estudios desarrollados para tratamientos de refinación con aleaciones maestras Al-Ti a aleaciones convencionales Al-Si, se plantea la siguiente hipótesis :

" El tratamiento de refinación con aleación maestra Al-5wt%Ti debe refinar el tamaño de grano de la matriz metálica del compósito A356-10vol%SiC sin afectar negativamente la constitución del mismo ".

### III.1.4. Tratamiento de refinación con sal $K_2TiF_6$ .

Trabajos realizados con sal base K aplicados a aleaciones convencionales Al-Si han reportado problemas por su difícil manejo; sin embargo, no se encontraron estudios que involucren el uso de sales que contengan Ti.

" La presencia del K en la sal refinadora en el tratamiento de refinación a compósitos A356-10vol%SiC debe provocar deshumectación entre las partículas de SiC y la aleación matriz; sin embargo, la presencia de Ti posiblemente mejore la humectación de las mismas ".

## III. 2. MATERIALES Y EQUIPO.

### III.2.1. Materiales.

- Se fabricó un compósito A356-10vol%SiC con los siguientes materiales : como matriz metálica se usó una aleación de aluminio A356, cuya composición se muestra en la Tabla 1 del Apéndice I; como material reforzante se usaron partículas de SiC, con un tamaño de 63 micras (malla 325) y forma angular. La elección de este compósito se estableció en base a las referencias [21 y 22], tomando en cuenta sus características microestructurales, alta reproducibilidad y condiciones experimentales.

- Como modificadores se utilizaron una aleación Al-10wt%Sr y una sal comercial base Na denominada Nucleant 363 (Foseco).

- Como refinadores se emplearon una aleación maestra Al-5wt%Ti y una sal de fluorotitanato de potasio ( $K_2TiF_6$ ).

### III.2.2. Equipo.

El equipo utilizado en la fabricación del compósito se muestra en la Figura 1 del Apéndice II, el cual consta de las siguientes partes :

- Dispositivo de dosificación de partículas de SiC.

Vibrador.

Horno eléctrico de resistencias 1 con intervalo de temperaturas de trabajo de 25-850°C.

Llave de paso.

- Sistema de agitación.  
 Taladro con motor de 2 bandas y 3 poleas de velocidad variable.  
 Flecha de acero 1018, recubierta con pintura refractaria de zircón (Figura 2 del Apéndice II).  
 Taladro manual para agitación adicional.
- Sistema de calentamiento.  
 Horno eléctrico de resistencias 2 con intervalo de temperaturas de trabajo de 200-1200°C y tapa de refractario moldeable comercial con una mirilla de vidrio Pyrex.  
 Crisol de SiC.
- Registrador de temperaturas de 15 canales para hornos y crisoles.
- Controladores de temperatura para los hornos eléctricos de resistencias.

### III.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

#### III.3.1. Aleación A356.

Se fundió la aleación de aluminio A356 en el Horno eléctrico de resistencias 2 hasta alcanzar temperaturas de 800-820°C y se vació en moldes permanentes, de manera que se obtuviera una muestra testigo de la aleación sin SiC y sin tratamientos.

#### III.3.2. Fabricación del compósito.

Se fabricó un compósito A356-10vol%SiC para todas las pruebas de acuerdo a la siguiente metodología establecida en las referencias [21 y 22] :

1. Las partículas de SiC se precalentaron por 10 minutos en el horno eléctrico 1 a temperaturas entre 500 -550°C.
2. La aleación matriz A356 se fundió en el horno eléctrico 2 que contenía un crisol de SiC, hasta alcanzar temperaturas entre 800-820°C.
3. Una vez que la aleación estaba fundida, se adaptó el sistema de agitación al horno eléctrico 2, activándolo a una velocidad de 1100 rpm.
4. Cuando se estabilizó la temperatura de la aleación se adicionó el SiC precalentado previamente en la forma descrita en el punto 1.

La adición de las partículas del cerámico fué intermitente, agregándolas durante 5 segundos con una velocidad de 90 g/min. y dando inmediatamente después un tiempo de incorporación de 20 segundos; se repitió esta operación hasta completar un tiempo total de adición de las partículas de SiC de 10 minutos (tiempo en el que se logró incorporar todas las partículas al metal líquido) en todos los casos.

5. Posteriormente se dió un tiempo adicional de mezclado de 5 minutos, manteniendo las mismas condiciones.

6. Se retiró el crisol del horno eléctrico 2 y se realizó una agitación adicional con un taladro manual y una flecha recubierta con pintura refractaria (Figura 2 del Apéndice II) durante 1 minuto a 1100 rpm con el fin de mantener las características óptimas del compuesto.

7. Finalmente se vació el compuesto obtenido en moldes permanentes (los mismos que en el caso de la aleación sin SiC y sin tratamientos).

### III.3.3. Tratamiento de modificación del compuesto con aleación maestra Al-10wt%Sr.

Durante la fabricación del compuesto descrita anteriormente, se adicionó el agente modificador antes de introducir las partículas de SiC precalentadas y una vez que la temperatura de la matriz se mantuvo constante con la agitación, es decir, primero se efectuó la modificación de la matriz metálica y después se incorporaron las partículas de SiC obteniendo así, el compuesto modificado.

### III.3.4. Tratamiento de modificación del compuesto con sal base Na.

Una vez que la fabricación del compuesto se completó, se agregó la sal modificadora en el crisol de SiC afuera del horno eléctrico 2, incorporándola mediante agitación con el taladro manual y una flecha. En este caso no se pudo realizar el mismo procedimiento que en la modificación con la aleación maestra debido a que el uso de sales provoca problemas en su manejo. Primeramente, al reaccionar la sal con el compuesto se producen gases que empañarían la mirilla de la tapa de refractario y no se podría observar si la caída de las partículas de SiC es adecuada.

Por otro lado, no se podía colocar el paquete con la sal modificadora en el fondo del crisol debido a que el horno se cierra con la tapa de refractario moldeable por lo que se habrían tenido pérdidas mayores de sal. Por todo lo anterior se prefirió realizar el tratamiento con sal modificadora afuera del horno número 2 como se mencionó anteriormente.

### III.3.5. Tratamiento de refinación del compósito con aleación maestra Al-5wt%Ti.

La adición del agente refinador se realizó de la forma descrita en el punto III.3.3.

### III.3.6. Tratamiento de refinación del compósito con sal $K_2TiF_6$ .

La adición del agente refinador se realizó de la forma descrita en el punto III.3.4. y por las mismas razones descritas en este mismo apartado.

## III.4. PRUEBAS EXPERIMENTALES.

### III.4.1. Aleación de aluminio A356.

Se obtuvieron tres muestras de las fusiones de la aleación A356 sin SiC y sin tratamientos.

### III.4.2. Compósito A356-10vol%SiC.

Se realizaron tres pruebas para la fabricación y obtención del compósito mencionado sin tratamientos.

### III.4.3. Tratamiento de modificación del compósito con aleación maestra Al-10wt%Sr.

Se realizaron pruebas con los siguientes niveles de Sr : 0.025, 0.05, 0.1, 0.15 y 0.20wt%Sr (Tabla 2 del Apéndice I). Cada prueba se efectuó por triplicado.

#### III.4.4. Tratamiento de modificación del compósito con sal base Na.

Se realizaron pruebas con los siguientes contenidos : 0.2, 0.3 y 0.45wt% sal base Na (Tabla 2 del Apéndice I). Cada prueba se efectuó por triplicado.

#### III.4.5. Tratamiento de refinación del compósito con aleación maestra Al-5wt%Ti.

Se realizaron pruebas con los siguientes porcentajes de Ti : 0.05, 0.1, 0.2 wt%Ti (Tabla 3 del Apéndice I). Cada prueba se efectuó por triplicado.

#### III.4.6. Tratamiento de refinación del compósito con sal $K_2TiF_6$ .

Se realizaron pruebas con los siguientes niveles de Ti : 0.1, 0.2 y 0.3 wt%  $K_2TiF_6$  (Tabla 3 del Apéndice I). Cada prueba se efectuó por triplicado.

### III.5. EVALUACIÓN.

#### III.5.1. Probetas obtenidas a partir de moldes permanentes.

Estas probetas se muestran en la Figura 3 del Apéndice II, fueron barras cilíndricas de 10.15 cm de largo y 1.77 cm de diámetro. Se cortaron secciones a 1.52 y 6 cm de la base y se prepararon para ser analizadas metalográficamente por diferentes técnicas.

#### III.5.2. Preparación metalográfica.

Todas las secciones obtenidas de los cortes, incluyendo a la aleación matriz y al compósito sin tratamientos, se les dió la siguiente preparación metalográfica :

1. Desbaste ligero hasta eliminar planos.
2. Eliminación de rayas de desbaste en lijas con uso de agua desde 240 hasta 600.



### III.5.3. Evaluación por Microscopía Óptica (MO).

Las secciones transversales se analizaron por MO con el fin de determinar el nivel de porosidad, nivel de modificación de las placas de Si del eutéctico Al-Si de la matriz metálica del compuesto y el tamaño de grano de la misma matriz, por comparación con los estándares mostrados en las Figuras 10, 11 y 12 del Apéndice IV respectivamente [24, 25 y 26].

El nivel de porosidad y el nivel de modificación se evaluaron después de que se pulieron las probetas con pasta de diamante en paño fino y de que se atacaron con HF al 0.5vol% por un tiempo de 5 a 15 segundos una vez que la estructura del eutéctico se había revelado perfectamente. En particular, para el nivel de modificación, la comparación con el estándar correspondiente (Figura 11 del Apéndice IV) se realizó observando la muestra al microscopio a 100X.

En el caso de la evaluación del tamaño de grano, esta se realizó después de haber pasado la lija 600 y atacado con el reactivo Keller (5ml HF, 5 ml HCl, 2.5 ml HNO<sub>3</sub>, 87.5 ml H<sub>2</sub>O) por un tiempo de 30 a 60 segundos una vez que la macroestructura de los granos se había resuelto completamente, y comparándolas con el estándar de la Figura 12 del Apéndice IV.

Por otro lado se evaluó la distribución e incorporación de las partículas de SiC en todas las muestras de acuerdo con las referencias [21 y 22] por comparación cualitativa de los resultados obtenidos y los de las referencias.

### III.5.4. Evaluación por Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

Mediante esta técnica y equipado con un tubo dispersor de rayos X (EDX), se realizaron análisis químicos puntuales en las partículas de SiC, la interfase partícula-matriz, en la matriz metálica y en el eutéctico, con el fin de obtener información sobre los contenidos residuales de Sr, Na, Ti y K para poder explicar efectos de deshumectación o humectación entre las partículas y la matriz, y saber si los modificadores y refinadores afectaron favorable, desfavorablemente o no afectaron la obtención del compuesto que ya estaba establecida. Además se obtuvieron fotografías de las microestructuras que los compósitos presentaban, en las cuales se puede observar a mayor detalle los resultados obtenidos. Las muestras se atacaron fuertemente con el reactivo Keller por un tiempo de 60 a 120 segundos una vez que se observaba en el equipo SEM la microestructura del material con mayor detalle y con la mejor definición posible.

## IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

### IV.1. RESULTADOS.

#### IV.1.1. Aleación A356 y Compósito A356-10vol%SiC.

Los resultados obtenidos a partir de las evaluaciones para %porosidad (%P), nivel de modificación (NM), tamaño de grano (#ASTM) y el espaciamiento dendrítico (DAS) para la aleación A356 y el Compósito A356-10vol%SiC se muestran en la Tabla 4 del Apéndice I.

La composición química de la aleación A356 se muestra en la Tabla 1 del Apéndice I.

La Composición Química Puntual (CQP) del compósito obtenida por SEM se presenta en la Tabla 7a del Apéndice I.

#### IV.1.2. Compósitos sujetos a tratamientos de modificación.

Los resultados obtenidos de las evaluaciones para %P, NM y DAS para estos materiales se presentan en la Tabla 5 del Apéndice I.

Las CQPs de éstos se muestran en las Tablas 8, 9, 10, 11 y 12 del Apéndice I para los tratamientos con aleación maestra Al-10wt%Sr y en las Tablas 13, 14 y 15 del Apéndice I para los tratamientos con sal base Na.

#### IV.1.3. Compósitos sujetos a tratamientos de refinación.

Los resultados que se obtuvieron de las evaluaciones para %P, #ASTM y DAS se presentan en la Tabla 6 del Apéndice I.

Las CQPs de estos materiales se muestran en las Tablas 16, 17 y 18 del Apéndice I para el caso de los tratamientos con aleación maestra Al-5wt%Ti y en las Tablas 19, 20 y 21 para el caso de los tratamientos con la sal.

## IV.2. DISCUSIÓN.

### IV.2.1. Aleación A356 y Compósito A356-10vol%SiC.

Como se observa en la Tabla 4 del Apéndice I, el %P del compósito fué mayor que el de la aleación matriz como resultado de la aplicación del método de Vortex para la fabricación del compósito y debido a que éste presenta una fluidez\* mucho menor comparada con la de la aleación A356. La distribución e incorporación de las partículas de SiC en la matriz metálica fueron bastante buenas como se observa en la Figura 4a del Apéndice II.

El NM y el DAS fueron los mismos en ambos casos, lo cual implica que las partículas de SiC no afectan la morfología de la aleación matriz. Por su parte, el NM fué de 3 (ligeramente modificada) como se observa en las Figuras 4b y 4c del Apéndice II para la aleación A356 y el compósito respectivamente, por lo que las propiedades mecánicas que se podrían esperar de éstos no deben ser muy elevadas como lo establecen diversos estudios anteriores. Lo cual hace suponer que este tipo de materiales requieren de la aplicación de tratamientos de modificación, con el fin de mejorar sus características microestructurales y por ende sus propiedades mecánicas, ampliando así su campo de aplicación.

El tamaño de grano que la aleación A356 presentó fué de #ASTM 7.0 (Figura 4d del Apéndice II), mientras que para el compósito sin tratamientos fué de #ASTM 9.0 (Figura 4e del Apéndice II), lo cual hace suponer que la presencia de las partículas de SiC provocan una refinación parcial del tamaño de grano del material, funcionando posiblemente como centros de nucleación. Cabe mencionar que ambos materiales se obtuvieron en las mismas condiciones de temperatura, equipo, y tipo de moldes en los que se vaciaron.

La composición química de la aleación A356 se muestra en la Tabla 1 del Apéndice I, en donde se observan niveles tan bajos de Na, Sr y Ti que no podrían afectar la morfología de la aleación.

La CQP del compósito se muestra en la Tabla 7a del Apéndice I, mostrando altos niveles de Sr en la fase eutéctica, interfase matriz-partícula y en la partícula, al igual que la CQP que las partículas de SiC presentan en la Tabla 7b del Apéndice I, mientras que en la solución sólida no hay estroncio.

Este exceso de estroncio que se encuentra como contaminación en la matriz provoca que el Sr que se adiciona posteriormente tenga una mayor recuperación y eficiencia al ser utilizado como agente modificador.

#### IV.2.2. Tratamientos de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr.

##### - Tratamiento con 0.025wt%Sr.

El nivel de porosidad que presentaron estas muestras fué de 2%, similar al del compósito sin tratamiento (Figura 5a del Apéndice II). La fluidez de este material fué ligeramente mayor comparada con el compósito sin tratamientos, pero menor que la aleación A356.

La distribución e incorporación de las partículas de SiC se mejoraron ligeramente con respecto al compósito sin tratamiento (Figura 5a del Apéndice II).

El NM se estableció entre 4 y 5 (suficiente y bien modificado), como se observa en la Figura 5b del Apéndice II, mostrando una estructura laminar y globular de las hojuelas de SiC en el eutéctico.

La CQP mostrada en la Tabla 8 del Apéndice I, presenta contenidos de Sr mayores que en el caso anterior en las mismas zonas, excepto en la solución sólida, en la que tienen el mismo valor. El wt%Sr presente en la fase eutéctica fué suficiente para provocar la modificación, mientras que el wt%Sr presente en la interfase y en la partícula mejoró la distribución, incorporación y adherencia de las mismas.

##### - Tratamiento con 0.05wt%Sr.

El %P disminuyó considerablemente con respecto a las pruebas anteriores, con un valor menor a 0.5% (Figura 6a del Apéndice II), debido a que la fluidez\* de éste es mayor a la que presentaron los materiales anteriores y muy similar a la de la aleación A356.

Como consecuencia de esta disminución en el %P, se obtuvo una mejor distribución, incorporación y adherencia de las partículas de SiC en la matriz metálica (Figura 6a del Apéndice II).

El NM observado tuvo un valor de 5 (bien modificado), mostrando una estructura globular de las hojuelas de Si en el eutéctico (Figura 6b del Apéndice II).

La CQP (Tabla 9 del Apéndice I) reveló mayores contenidos de Sr, acentuando el efecto provocado por la presencia de este elemento en las partículas de SiC. Además, se mejoró la estructura del eutéctico con un mayor nivel de modificación.

- Tratamiento con 0.1wt%Sr.

El %P se mantuvo en un valor similar al de las muestras tratadas con 0.05wt%Sr (Figura 7a del Apéndice II); y al igual que en el caso mencionado, la fluidez\* de este material fué muy similar a la de la aleación A356.

La distribución, incorporación y adherencia de las partículas de SiC en la matriz metálica fueron excelentes nuevamente (Figura 7a del Apéndice II).

El NM presentó un valor similar al del caso anterior, 5 (bien modificado) con una morfología globular (Figura 7b del Apéndice II).

La CQP (Tabla 10 del Apéndice I) mostró la tendencia esperada, de acuerdo a las pruebas anteriores.

- Tratamiento con 0.15wt%Sr.

El %P fué igualmente muy bajo (< a 0.5%) y presentando una fluidez\* del compuesto, distribución, incorporación y adherencia de las partículas de SiC en la aleación matriz excelentes (Figura 8a del Apéndice II).

El NM mostró un valor entre 5 y 6 (bien y sobremodificado), con una morfología globular y hojuelas gruesas sobremodificadas de Si (Figura 8b del Apéndice II).

La CQP (Tabla 11 del Apéndice I) mostró nuevamente la tendencia esperada.

- Tratamiento con 0.20wt%Sr.

El %P fué de nuevo menor a 0.5, mientras que la fluidez\* del compósito, la distribución, incorporación y adherencia de las partículas mostraron condiciones excelentes (Figura 9a del Apéndice II).

El nivel de modificación fué de 6 (sobremodificado) con hojuelas gruesas sobremodificadas de Si en el eutéctico (Figura 9b del Apéndice II).

La CQP (Tabla 12 del Apéndice I) mostró nuevamente la tendencia esperada.

#### IV.2.3. Tratamientos de modificación con sal base Na.

- Tratamiento con 0.2wt%sal base Na.

El %P fué bastante bajo, menor a 0.5%; aún cuando la fluidez\* del material fué mucho menor que en los casos de los tratamientos con Sr (Figura 10a del Apéndice II).

La incorporación de las partículas de SiC fué nula, debido al efecto de deshumectación provocado por el Na y a la presencia de gases generados por la disociación de la sal modificadora (Figura 10a del Apéndice II).

El NM observado fué de 3 (ligeramente modificado) como se observa en la Figura 10b del Apéndice II con hojuelas aciculares de Si en el eutéctico. Este valor fué el mismo que en el caso de los materiales sin tratamientos de modificación, por lo que no se tuvo éxito en el caso de éste.

La CQP de esta muestra se presenta en la Tabla 13 del Apéndice I, en donde se observan contenidos de Na que provocaron la modificación del eutéctico, mientras el resto del Na se supuso que rodeó las partículas de SiC provocando la deshumectación de las mismas.

- Tratamiento con 0.3wt%sal base Na.

El %P fué el mismo que en el caso anterior así como la fluidez\* del material (Figura 11a del Apéndice II). Nuevamente la incorporación de las partículas de SiC fué nula por las mismas razones explicadas anteriormente (Figura 11a del Apéndice II).

El NM obtenido fué el mismo que en el caso anterior, lo cual significa que hubo una gran pérdida de Na por las razones expuestas en secciones anteriores provocando que no se modificara la estructura del eutéctico (Figura 11b del Apéndice II).

La CQP para esta muestra se presenta en la Tabla 14 del Apéndice I, en donde se observan los contenidos residuales de Na que provocaron la modificación.

- Tratamiento con 0.45wt% sal base Na.

El %P y la fluidez\* fueron similares a los que presentaron las muestras anteriores tratadas con sal base Na (Figura 12a del Apéndice II). La incorporación de las partículas de SiC fué nula (Figura 12a del Apéndice II).

El NM fué de 4 (suficiente), logrando modificar la estructura del eutéctico, mostrando hojuelas laminares y aún aciculares de Si, puesto que la modificación no fué uniforme en todo el material (Figura 12b del Apéndice II).

La CQP se muestra en la Tabla 15 del Apéndice I.

#### IV.2.4. Tratamientos de refinación con aleación maestra Al-5wt%Ti.

- Tratamiento con 0.05wt%Ti.

El %P fué de 1 (Figura 13a del Apéndice II), valor más grande al obtenido en las muestras tratadas con Sr y con una fluidez\* menor.

La incorporación de las partículas de SiC fué nula debido al efecto de deshumectación de éstas provocado por la presencia de Ti (Figura 13a del Apéndice II).

En la Figura 13b del Apéndice II se muestra la macroestructura de esta muestra, presentando #ASTM de 9.0, lo cual indica que con este nivel de titanio con aleación maestra no se obtiene refinación, de hecho el #ASTM para el compósito es el mismo.

Esto se debe a una gran pérdida de Ti, el cual probablemente se depositó en la superficie de las partículas de SiC, causando deshumectación de las mismas. Como se observa en la CQP que se muestra en la Tabla 16 del Apéndice I en donde se observa una pérdida casi total de titanio por lo que no se refinó el tamaño de grano.

- Tratamiento con 0.1wt%Ti.

El %P fué el mismo que en el caso anterior (Figura 14a del Apéndice II) con una fluidez\* baja. La incorporación de las partículas de SiC no se completó por las mismas razones que se explicaron en el caso anterior (Figura 14a del Apéndice II).

En la Figura 14b del Apéndice II se presenta la macroestructura de esta muestra con #ASTM de 9.0, el cual fué un tamaño igual al del compuesto, por lo que no se logró refinación, por las razones expuestas en el caso anterior.

La CQP se presenta en la Tabla 17 del Apéndice I, en donde se observan contenidos de Ti bastante bajos, en este caso se debe tomar en cuenta que es una composición puntual por lo que no es representativa de la composición global de la muestra.

- Tratamiento con 0.2wt%Ti.

El %P y la fluidez\* fueron iguales a los casos anteriores (Figura 15a del Apéndice II). La incorporación de las partículas de SiC fué nuevamente nula (Figura 15a del Apéndice II).

El #ASTM fué de 11.0 (Figura 15b del Apéndice II), valor mayor que en los casos anteriores y mayor que el del compuesto, por lo que se logró la refinación del tamaño de grano. La CQP se presenta en la Tabla 18 del Apéndice I mostrando contenidos de Ti bastante bajos (recordando que ésta es una composición química puntual).

#### IV.2.5. Tratamientos de refinación con sal $K_2TiF_6$ .

- Tratamiento con 0.1wt% $K_2TiF_6$ .

El %P fué alto con un valor de 2 (Figura 16a del Apéndice II) debido a que la fluidez\* del material fué muy similar a la del compuesto sin tratamiento. La incorporación de las partículas de SiC fué nula (Figura 16a del Apéndice II) debido al efecto de deshumectación provocado por la presencia de K y Ti y a la presencia de los gases generados por el uso de la sal.



En la Figura 16b del Apéndice II se muestra la macroestructura de esta muestra, presentando granos columnares, lo cual indica que con este nivel de titanio con sal no se obtiene refinación, de hecho el #ASTM tanto para la aleación A356 como para el compósito son mayores (tamaño de grano más pequeño). Esto se debe a una gran pérdida de Ti, el cual probablemente se depositó en la superficie de las partículas de SiC, causando deshumectación de las mismas.

Como se observa en la CQP que se muestra en la Tabla 19 del Apéndice I, se tuvo una pérdida casi total de titanio por lo que no se refinó el tamaño de grano. Además, la generación de gases provocada por el uso de sales induce una mayor pérdida de titanio y la presencia de K afecta la humectación de las partículas como se menciona en la bibliografía.

- Tratamiento con 0.2wt%K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>.

El %P y la fluidez\* fueron muy parecidos a los del caso anterior (Figura 17a del Apéndice II). La incorporación de las partículas de SiC fué nuevamente nula por las razones expuestas en el caso anterior (Figura 17a del Apéndice II).

En la Figura 17b del Apéndice II se muestra la macroestructura de esta prueba con #ASTM de 7.0, el mismo valor que en el caso de la aleación matriz A356 y menor al del compósito, por lo que tampoco hubo refinación por las razones expuestas en el caso anterior.

La CQP se muestra en la Tabla 20 del Apéndice I con los contenidos de Ti.

- Tratamiento con 0.3wt%K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>.

El %P, la fluidez\* y la incorporación de las partículas de SiC fueron similares a las de los casos anteriores (Figura 18a del Apéndice II).

En la Figura 18b del Apéndice II se muestra la macroestructura de esta prueba con #ASTM de 7.0, al igual que en el caso anterior.

La CQP se muestra en la Tabla 21 del Apéndice I con los contenidos de Ti.

## V. CONCLUSIONES.

1. Los tratamientos de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr se pueden aplicar a compósitos A356-10vol%SiC, obteniendo estructuras bien modificadas, con excelente fluidez\*, muy baja porosidad, excelente incorporación, distribución y adherencia de las partículas de SiC en la matriz metálica A356. Lo cual concuerda con la hipótesis propuesta en la sección III.1.1

2. La presencia del estroncio provoca mejores condiciones de humectabilidad en las partículas de SiC, lo cual mejorará la adherencia de éstas con la matriz metálica.

3. Los mejores resultados para tratamientos de modificación con aleación maestra Al-10wt%Sr se obtuvieron con 0.1wt%Sr.

4. Los tratamientos de modificación con sal base Na desfavorecen la incorporación de las partículas de SiC, provocando el efecto de deshumectación de las mismas. Por lo anterior el tratamiento de modificación con sal base Na no debe aplicarse a este tipo de materiales, aunque se alcance un mejor nivel de modificación. De esta manera se comprueba la hipótesis propuesta en la sección III.1.2.

5. La refinación de grano realizada con aleación maestra Al-5wt%Ti no es conveniente para este tipo de compósitos, debido a que provoca el efecto de deshumectación de las partículas de SiC, por lo que éstas se separan de la matriz de aluminio asentándose en el fondo y en la parte superior del crisol, aún cuando se logre refinar el tamaño de grano. En este caso, no se comprobó la hipótesis propuesta en la sección III.1.3. debido a que no se conocía el efecto que el titanio provoca sobre las partículas de SiC, para lo cual se recomiendan estudios posteriores más profundos.

6. La refinación de grano llevada a cabo con sal  $K_2TiF_6$  no es apropiada para compósitos A356-10vol%SiC, puesto que la presencia de K y Ti provocan el efecto de deshumectación de las partículas de SiC, por lo que al igual que en la modificación con sal base Na éstas se separan de la matriz metálica en el fondo o en la parte superior del crisol. La hipótesis propuesta en la sección III.1.4. se comprobó parcialmente, puesto que el K afectó las características de las partículas de SiC, sin embargo se esperaba que la presencia del titanio inhibiera este efecto, lo cual no sucedió.

7. Finalmente se observó que el tamaño de grano que presentó el compósito sin tratamientos de refinación fué menor al observado en la aleación A356 sin SiC y sin tratamientos, debido a que las partículas de SiC posiblemente funcionan como centros de nucleación, provocando una refinación parcial que es aún insatisfactoria, requiriendo el uso de otro tipo de refinadores para conseguir la refinación total.

## VI. NOTAS.

Fluidez\* : Este término se usó como la facilidad de llenado de los materiales obtenidos en los moldes permanentes, comparándolo cualitativamente por observación visual al vaciar el metal líquido en las pruebas experimentales. Cabe mencionar que no se realizaron mediciones cuantitativas de fluidez, es por ello que se hace esta aclaración.

## VII. RECOMENDACIONES.

- Debido a que no se obtuvieron los resultados esperados en el caso del tratamiento de refinación para este tipo de material, se recomienda ensayarlo con otra clase de refinadores como aleaciones maestras Al-Ti-B, aplicando un estudio a conciencia que además permita conocer el efecto real que tanto Ti como B pueden tener en la constitución del compósito utilizado en este trabajo.
- Además, se sugiere realizar estudios más profundos en el caso de modificación con Sr para compósitos A356-10wt%SiC para conocer el efecto que el estroncio tiene al aplicarse como aleación maestra.

## BIBLIOGRAFÍA.

1. F.C. Dimayuga : "Modification of Al-Si alloys using Sr, Na and Sb", *2nd International Conference on Molten Aluminum Processing AFS*, 1989, 6.
2. D. Apelian, G.K. Sigworth, K.R. Whaler : "Assessment of grain refinement and modification of Al-Si foundry alloys by thermal analysis", *AFS Transactions*, 1984, 84-161, pp. 297.
3. G.W. Boone, R.F. Carver : "Optimizing the performance of aluminum master alloy grain refiners and modifiers in Al-Si alloys", *2nd International Conference on Molten Aluminum Processing AFS*, 1993, 7.
4. C. Kim, R.W. Heine : "Effect of various elements on the refinement of Al-Si alloys", *Journal Institute of Metals*, 1964, 92, pp. 367.
5. A. Pacz : "Sodium Modification treatment for Al-Si alloys", *USA Patent*, 1920, No. 1,387,900.
6. G. Chai, L. Bäckerud : "Factors affecting modification of Al-Si alloys by adding Sr-containing master alloys", *AFS Transactions*, 1992, 92-194, pp. 847.
7. P. Davami, M. Ghafelehbash : "Strontium as a modifying agent for Al-Si eutectic alloy", *British Foundryman*, 1979, 72, pp. 4.
8. B. Closset, J.E. Gruzleski : "A study on the use of pure metallic strontium in the modification of Al-Si alloys", *AFS Transactions*, 1981, 81-42, pp. 801.
9. G.K. Sigworth : "Theoretical and practical aspects of the modification of Al-Si alloys", *AFS Transactions*, 1983, 83-66, pp. 7.
10. R. DasGupta, C.G. Brown, S. Marek : "Analysis of overmodified 356 aluminum alloy", *AFS Transactions*, 1988, 88-38, pp. 297.
11. B. Closset, S. Kitaoka : "Evaluation of strontium modifiers for Al-Si casting alloys", *AFS Transactions*, 1987, 87-23, pp. 233.
12. D.J. Lloyd, B. Chamberlain : "Properties of shape cast Al-SiC metal matrix composites", *97th Casting Congress AFS*, 1993, Preprint No.: 263-269.
13. N. Han, G. Pollard, R. Stevens : "Microstructural characterisation of sand cast aluminium alloy A356-SiC particle metal matrix composite", *Material Science and Technology*, 1992, 8, pp. 52.

14. S. Das, S.W. Prasad, P.K. Dan, P.K. Rohatgi : "Modification and refinement of silicon in cast Al-Si-Graphite particle composites", *97th Casting Congress AFS*, 1993, Preprint No.: 243-248.
15. H. Liu, F.H. Samuel : "Effect of covering flux on the mechanical properties of a SiCp reinforced Al-Si-Mg composite", *97th Casting Congress AFS*, 1993, Preprint No.: 93-149.
16. N. Handiak, J.E. Gruzleski, D.Argo : "Sodium, strontium and antimony interactions during modification of A356 alloys", *AFS Transactions*, 1987, 87-20, pp.31.
17. P.K. Rohatgi, R. Asthana, S.Das : "Solidification, structures and properties of cast metal-ceramic particle composites", *International Metals Review*, 1986, 31, pp. 115.
18. R.M. Pillai, V.S. Kelkutty : "Microstructure, mechanical properties and electrical resistivity of eutectic Al-Si alloy treated with different modifiers and solidified under varying cooling rates", *2nd International Conference on Molten Aluminum Processing AFS*, 1989, 4.
19. B. Closset, H. Dugas, M. Pegguleryuz. J.E. Gruzleski : "The Aluminum-strontium phase diagram", *Metallurgical Transactions*, 1986, 17A, pp. 1250.
20. R.J. Kissiling, J.F. Wallace : "Refinement of aluminum-silicon alloys", *Foundry*, 1963, 91, pp. 74.
21. A. Amaro, J.A. García, D. Yamamoto : "Experiencias en la fabricación de compósitos Al-SiC (partículas) por el Método de Vortex", *V Congreso Nacional de Ingeniería Metalúrgica UNSAAC*, 1993.
22. D.A. Salinas : *Parámetros de Fabricación para un Compósito Base Aluminio A-356-5% SiCp por el Método del Vortex*, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, 1993.
23. F.A. Crossley, L.F. Mondolfo : "Peritectic nucleation theory", *J. Metals*, 1951, 3, pp. 1143.
24. D.P. Kanicki, W. Rasmussen : "Processing molten aluminum -Part 1 : Understanding silicon modification", *Modern Casting*, 1990, 1, pp. 24.
25. D.P. Kanicki, W. Rasmussen : "Processing molten aluminum -Part 2 : Cleaninig up your metal", *Modern Casting*, 1990, 2, pp. 55
26. J.A. García : *Proceso de Refinación de Grano en el Molde para aleaciones base aluminio*, Tesis de Maestría, Facultad de Química, UNAM, 1990.

## APÉNDICE I.

### TABLAS

- Tabla 1. Composición Química de la Aleación A356.
- Tabla 2. Cantidades Adicionadas de Agentes Modificadores.
- Tabla 3. Cantidades Adicionadas de Agentes Refinadores.
- Tabla 4. Evaluación de la Aleación A356 y del Compósito A356-10Vol%SiC.
- Tabla 5. Evaluación de Compósitos Sujetos a Tratamientos de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr y Sal Base Na.
- Tabla 6. Evaluación de Compósitos Sujetos a Tratamientos de Refinación con Aleación Maestra Al-5wt%Ti y Sal K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>.
- Tabla 7a. Composición Química Puntual del Compósito A356-10Vol%SiC sin Tratamiento.
- Tabla 7b. Composición Química de las Partículas de SiC.
- Tabla 8. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.025wt%Sr.
- Tabla 9. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.05w%Sr.
- Tabla 10. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.1wt%Sr.
- Tabla 11. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.15wt%Sr.
- Tabla 12. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.2wt%Sr.
- Tabla 13. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.2wt% Sal Base Na.

- Tabla 14. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.3wt% Sal Base Na.
- Tabla 15. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.45wt% Sal Base Na.
- Tabla 16. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.05wt%Ti (Aleación Maestra Al-5wt%Ti).
- Tabla 17. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.10wt%Ti (Aleación Maestra Al-5wt%Ti).
- Tabla 18. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.20wt%Ti (Aleación Maestra Al-5wt%Ti).
- Tabla 19. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.1wt%Ti (Sal  $K_2TiF_6$ ).
- Tabla 20. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.2wt%Ti (Sal  $K_2TiF_6$ ).
- Tabla 21. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Refinación con 0.3wt%Ti (Sal  $K_2TiF_6$ ).

Tabla 1. Composición Química de la Aleación A356

Elemento	Fe	Mg	Cu	Na	Sr	Ti	Mn	Zn	Si	Al
wt% (Muestra) <sup>1</sup>	0.8	0.13	1.0	0.009	0.0	0.04	0.0	0.0	6.8	balance
wt% (Nominal) <sup>2</sup>	0.50	0.25-0.45	0.25	0.0	0.0	0.25	0.35	0.35	6.5-7.5	balance

1. Obtenido por espectrometría de absorción.

2. Obtenido de la referencia [13].

Tabla 2. Cantidades Adicionadas de Agentes Modificadores.

Tipo de Modificador	Cantidades Adicionadas en wt%Sr				
Aleación Maestra Al-10wt%Sr	0.025	0.05	0.10	0.15	0.20
Tipo de Modificador	Cantidades Adicionadas en wt% Sal Base Na				
Sal Base Na	0.20	0.30	0.45	-----	-----

Tabla 3. Cantidades Adicionadas de Agentes Refinadores.

Tipo de Refinador	Cantidades Adicionadas en wt%Ti		
Aleación Maestra Al-5wt%Ti	0.05	0.10	0.20
Tipo de Refinador	Cantidades Adicionadas en wt% Sal Base Ti		
Sal $K_2TiF_6$	0.10	0.20	0.30



Tabla 4. Evaluación de la Aleación A356 y del Compósito A356-10Vol%SiC.

Material	%P	NM	# ASTM	DAS (micrones)
A356	0.5	3	7.0	20
Compósito A356-10Vol%SiC	2-3	3	9.0	20

%P= nivel de porosidad<sup>1</sup>, NM= nivel de modificación<sup>2</sup>, #ASTM= tamaño de grano ASTM<sup>3</sup>, DAS= espaciamento interdendrítico.

NOTA: 1 se evaluó de la Fig. 10 del Apéndice IV, 2 se evaluó de la Fig. 11 del Apéndice IV, 3 se evaluó de la Fig. 12 del Apéndice IV.

Tabla 5. Evaluación de Compósitos Sujetos a Tratamientos de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr y Sal Base Na.

wt%Sr	%P	NM	DAS (micrones)
0.025	2	4-5	20
0.05	<0.5	5	20
0.1	<0.5	5	20
0.15	<0.5	5-6	20
0.2	<0.5	6	20
wt% Sal base Na	%P	NM	DAS (micrones)
0.2	2	3	20
0.3	2	3	20
0.45	2	4	20

%P= nivel de porosidad, #ASTM= tamaño de grano ASTM, NM= nivel de modificación, DAS= espaciamento interdendrítico.

**Tabla 6. Evaluación de Compósitos Sujetos a Tratamientos de Refinación con Aleación Maestra Al-5wt%Ti y Sal  $K_2TiF_6$ .**

wt%Ti	%P	# ASTM	DAS (micrones)
0.05	1	9.0	20
0.10	1	9.0	20
0.20	1	11.0	20
wt% $K_2TiF_6$	%P	# ASTM	DAS (micrones)
0.10	2	sin refinar	20
0.20	2	7.0	20
0.30	2	7.0	20

%P= nivel de porosidad, NM= nivel de modificación, #ASTM= tamaño de grano ASTM, DAS= espaciamento interdendrítico.

Tabla 7a. Composición Química Puntual del Compósito  
A356-10Vol.%SiC sin Tratamiento.

Zona	wt %Sr	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	1.7	92.0
Fase Eutéctica	4.3	31.0	55.0
Interfase Matriz-Partícula	6.0	65.0	8.0
Partícula	8.6	82.0	2.5

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

Tabla 7b. Composición Química de las Partículas de SiC.

Elemento	Na	Sr	Si	Al	Ti
wt%	0.1	8.2	82.5	2.5	0.0

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 8. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.025wt%Sr.**

Zona	wt %Sr	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	1.0	99.0
Fase Eutéctica	6.2	35.0	56.0
Interfase Matriz-Partícula	6.5	77.0	15.3
Partícula	9.4	85.0	4.6

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 9. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.05wt%Sr.**

Zona	wt %Sr	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.1	2.4	90.0
Fase Eutéctica	2.5	27.0	66.0
Interfase Matriz-Partícula	11.2	65.8	18.2
Partícula	16.0	76.0	5.9

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 10. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.1 wt% Sr**

Zona	wt% Sr	wt% Si	wt% Al
Solución Sólida	0.05	3.0	92.0
Fase Eutéctica	4.5	24.0	68.0
Interfase Matriz-Partícula	15.0	69.0	15.0
Partícula	16.0	80.0	4.3

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 11. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.15 wt% Sr.**

Zona	wt % Sr	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	0.0	2.2	92.0
Fase Eutéctica	4.0	22.0	70.0
Interfase Matriz-Partícula	4.2	30.0	63.0
Partícula	13.0	80.0	5.0

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 12. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito  
Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.2 wt%Sr.**

Zona	wt %Sr	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	4.5	88.0
Fase Eutéctica	1.9	29.0	64.4
Interfase Matriz-Partícula	7.1	66.0	23.0
Partícula	12.0	83.0	3.2

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 13. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito  
Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.2 wt % Sal Base Na.**

Zona	wt % Na	wt % Sr	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	2.2	0.0	1.5	96.0
Fase Eutéctica	1.7	0.3	40.0	57.2

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 14. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito  
Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.3 wt % Sal Base Na.**

Zona	wt % Na	wt % Sr	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	2.2	0.0	1.4	96.3
Fase Eutéctica	1.8	5.6	31.0	61.6

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 15. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito  
Sujeto al Tratamiento de Modificación con 0.45 wt % Sal Base Na.**

Zona	wt % Na	wt % Sr	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	2.2	0.0	1.8	95.0
Fase Eutéctica	2.1	0.8	16.8	79.5

Nota : balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg , Ti ).

**Tabla 16. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.05 wt%Ti (Aleación Maestra Al-5 wt%Ti).**

Zona	wt % Sr	wt %Ti	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	0.21	0.6	93.3
Fase Eutéctica	0.4	0.0	4.0	77.0

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg ).

**Tabla 17. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.10 wt%Ti (Aleación Maestra Al-5 wt%Ti).**

Zona	wt % Sr	wt %Ti	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	0.25	1.3	93.5
Fase Eutéctica	1.0	0.02	16.5	78.0

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn., Mg ).

**Tabla 18. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.20 wt%Ti (Aleación Maestra Al-5 wt%Ti).**

Zona	wt % Sr	wt %Ti	wt %Si	wt %Al
Solución Sólida	0.0	0.4	2.7	87.0
Fase Eutéctica	5.5	0.05	16.3	70.5

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg ).



Tabla 19. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.1 wt% Sal  $K_2TiF_6$ .

Zona	wt % Sr	wt % Ti	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	0.0	0.27	1.7	89.2
Fase Eutéctica	3.4	0.0	75.0	14.2

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg ).

Tabla 20. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.2 wt% Sal  $K_2TiF_6$ .

Zona	wt % Sr	wt % Ti	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	0.0	0.23	1.8	90.4
Fase Eutéctica	2.2	0.01	77.0	12.9

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg ).

Tabla 21. Composición Química Puntual de las Fases en el Compósito Sujeto a Tratamiento de Refinación con 0.3 wt% Sal  $K_2TiF_6$ .

Zona	wt % Sr	wt % Ti	wt % Si	wt % Al
Solución Sólida	0.0	0.35	0.5	88.3
Fase Eutéctica	4.0	0.0	78.2	11.4

Nota: balance, otros elementos ( Fe , Zn , Mn , Mg ).

## APÉNDICE II.

### FIGURAS

- Figura 1. Equipo para la Fabricación del Compósito A356-10Vol%SiC.
- Figura 2. Flecha de Acero 1018 recubierta con Pintura Refractaria de Zircón.
- Figura 3. Probeta obtenida del Molde Permanente.
- Figura 4a. Distribución de las Partículas de SiC en el Compósito A356-10Vol%SiC (sin ataque, 0.9X).
- Figura 4b. Microestructura de la Aleación A356 mostrando hojuelas aciculares de Si en el Eutéctico (ataque: 0.5vol%HF, 600X).
- Figura 4c. Morfología del Eutéctico Al-Si en el Compósito A356-10Vol%SiC, mostrando hojuelas largas de Si (ataque severo: Keller, 3000X).
- Figura 4d. Macroestructura de la Aleación A356 con #ASTM de 7.0 (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 4e. Macroestructura del Compósito A356-10Vol%SiC con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 5a. Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.025wt%Sr (sin ataque, 0.9X).
- Figura 5b. Estructura laminar y globular de las hojuelas de SiC en el Eutéctico del mismo Compósito (ataque severo: Keller, 5000X).
- Figura 6a. Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.05wt%Sr (sin ataque, 0.9X).
- Figura 6b. Estructura globular de las hojuelas de Si en el Eutéctico del mismo Compósito (ataque severo: Keller, 4300X).
- Figura 7a. Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.1wt%Sr (sin ataque, 0.9X).
- Figura 7b. Morfología globular de las hojuelas de Si en el mismo Compósito (ataque severo: Keller, 2400X).

- Figura 8a. Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.15wt%Sr (sin ataque, 0.9X).
- Figura 8b. Morfología globular y hojuelas gruesas sobremodificadas de Si en este Compósito (ataque severo: Keller, 4700X).
- Figura 9a. Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.20wt%Sr (sin ataque, 0.9X).
- Figura 9b. Hojuelas gruesas sobremodificadas de Si en este compósito (ataque severo: Keller, 1500X).
- Figura 10a. Compósito tratado con 0.2wt%Sal base Na, mostrando nula incorporación de SiC (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 10b. Microestructura del mismo material mostrando hojuelas aciculares de Si en el Eutéctico (ataque: 0.5vol%HF, 150X).
- Figura 11a. Compósito tratado con 0.2wt%Sal base Na, sin Partículas de SiC (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 11b. Hojuelas aciculares de Si en este material (ataque: 0.5vol%HF, 300X).
- Figura 12a. Compósito tratado con 0.45wt%Sal base Na, sin Partículas de SiC (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 12b. Hojuelas laminares y aciculares de Si en el Eutéctico de este material (ataque: 0.5vol%HF, 150X).
- Figura 13a. Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.05wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 13b. Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 14a. Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.1wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 14b. Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 15a. Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.2wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

- Figura 15b. Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 11.0 .  
(ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 16a. Compósito Tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.1wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller 0.9X).
- Figura 16b. Macroestructura de esa muestra presentando granos sin refinar (ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 17a. Compósito Tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.2wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller 0.9X).
- Figura 17b. Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 7.0  
(ataque: Keller, 0.9X).
- Figura 18a. Compósito Tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.3wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller 0.9X).
- Figura 18b. Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 7.0  
(ataque: Keller, 0.9X).

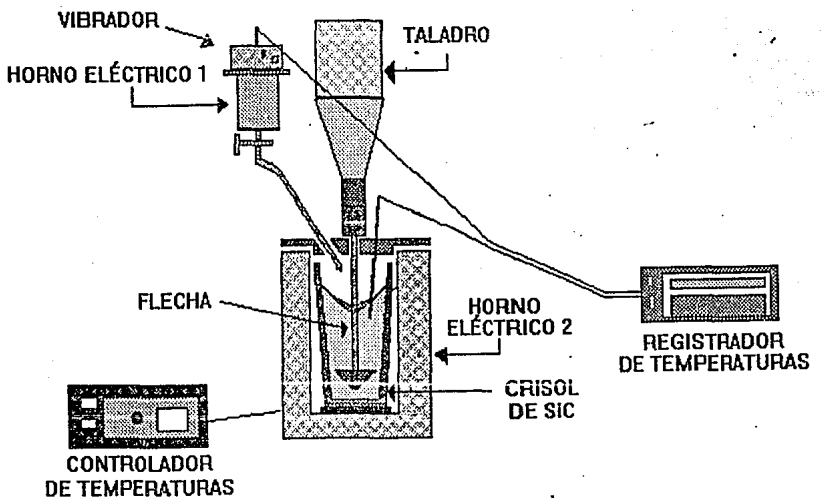


FIG.1 Equipo para la Fabricación del Compósito A356-10Vol%SiC.

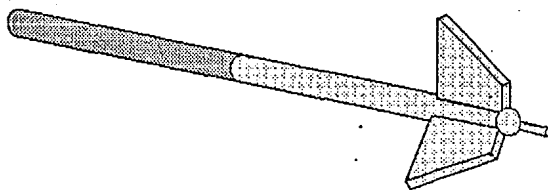


FIG.2 Flecha de Acero 1018 recubierta con Pintura Refractaria de Zircón.

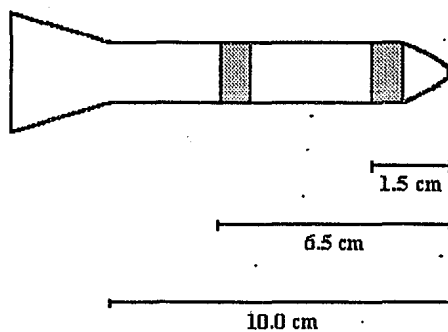


FIG.3 Probeta obtenida del Molde Permanente.

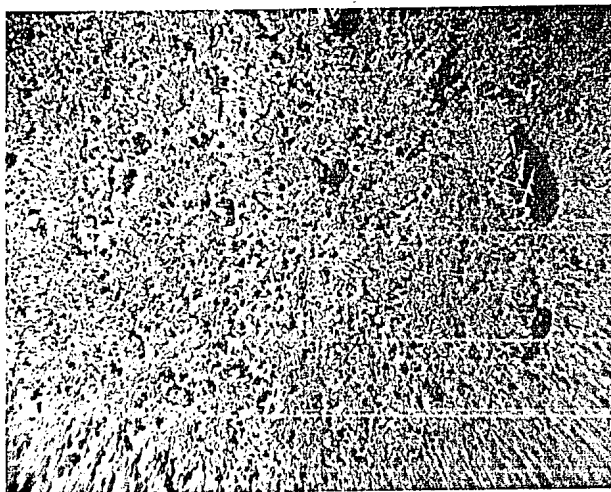


FIG.4a Distribución de las Partículas de SiC en el Compósito A356-10Vol%SiC (sin ataque, 0.9X).

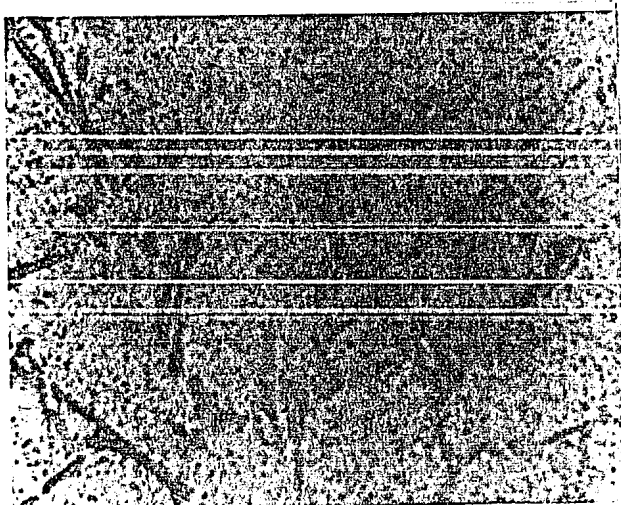


FIG.4b Microestructura de la Aleación A356 mostrando hojuelas aciculares de Si en el Eutéctico (ataque: 0.5vol%HF, 600X).

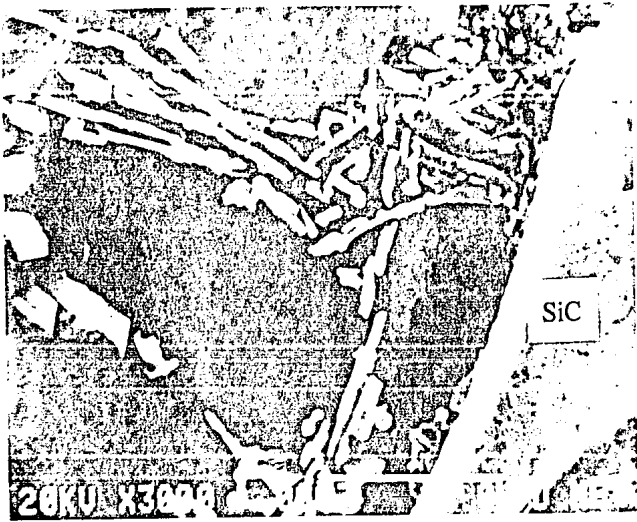


FIG.4c Morfología del Eutéctico Al-Si en el Compósito A356-10Vol%SiC, mostrando hojuelas largas de Si (ataque severo: Keller, 3000X).

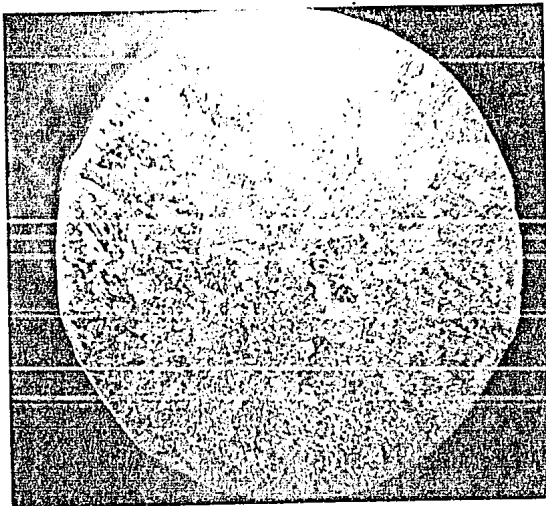


FIG.4d Macroestructura de la Aleación A356 con #ASTM de 7.0 (ataque: Keller, 0.9X).



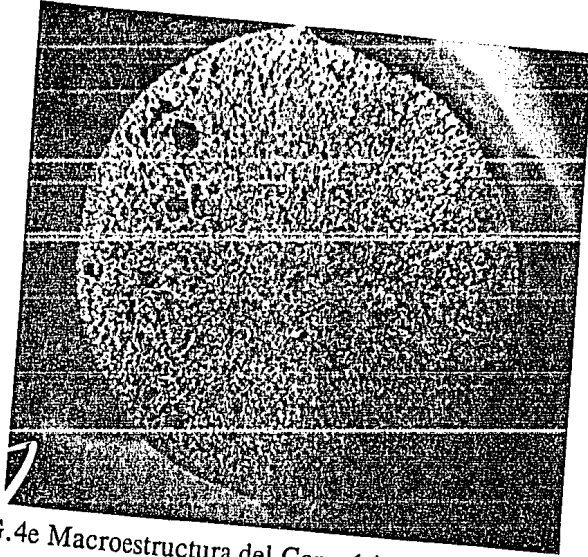


FIG. 4e Macroestructura del Compósito A356-10Vol%SiC  
con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).

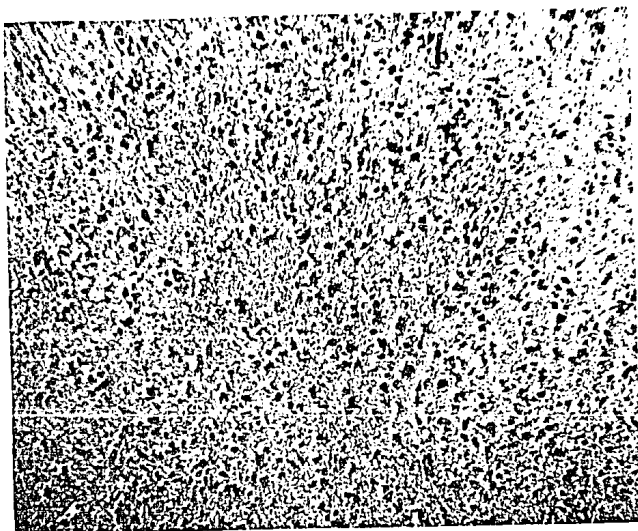


FIG.5a Distribución de Partículas de SiC en el Compósito con Tratamiento de Modificación con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.025wt%Sr (sin ataque, 0.9X).

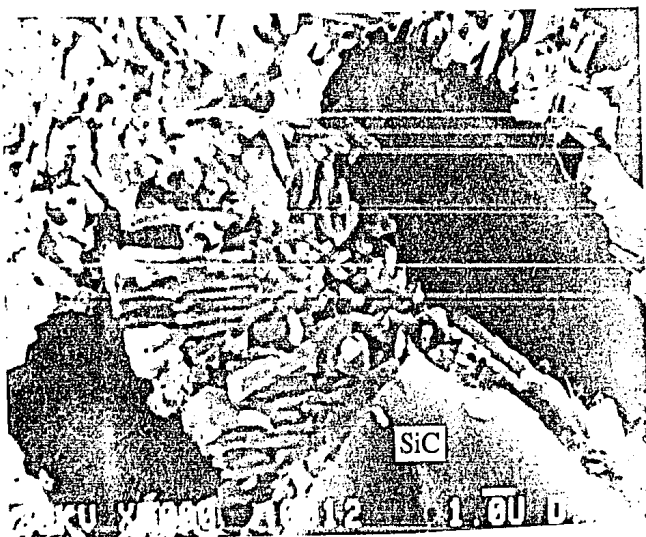


FIG.5b Estructura laminar y globular de las hojuelas de SiC en el Eutéctico del mismo Compósito. (ataque severo: Keller, 5000X).

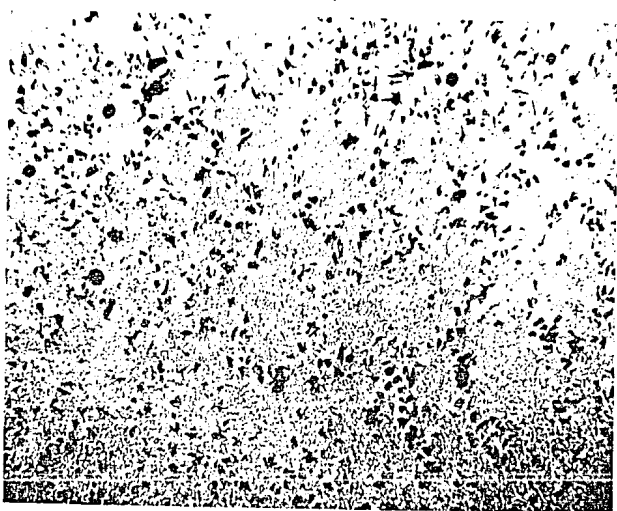


FIG.6a Distribución de Partículas de SiC en el Compósito tratado con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.05wt%Sr (sin ataque, 0.9X).

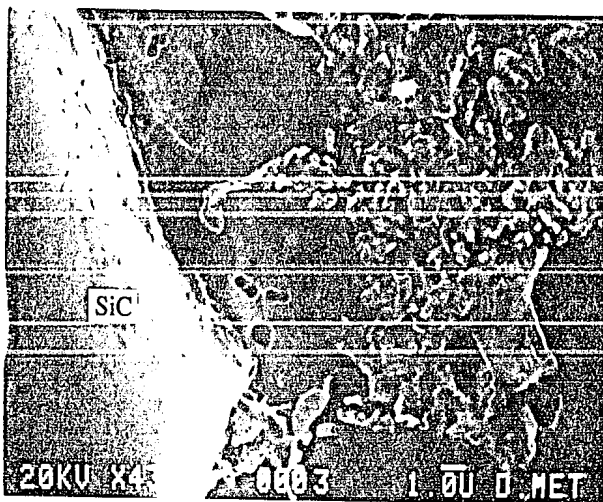


FIG.6b Estructura globular de las hojuelas de Si en el Eutéctico del mismo Compósito (ataque severo: Keller, 4300X).

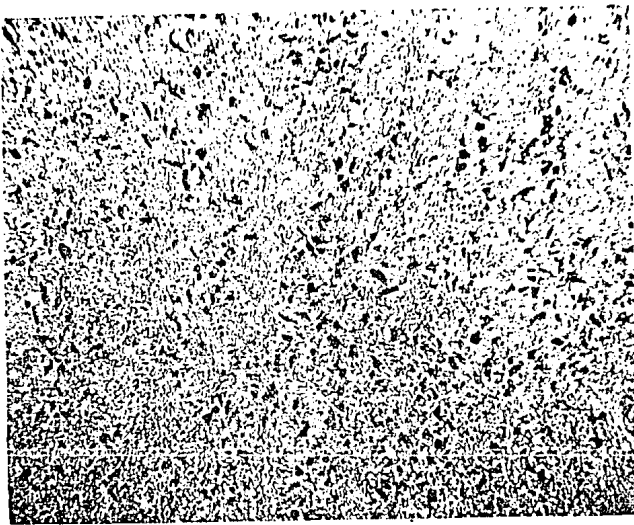


FIG.7a Distribución de Partículas de SiC en el Compósito tratado con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.1wt%Sr (sin ataque, 0.9X).

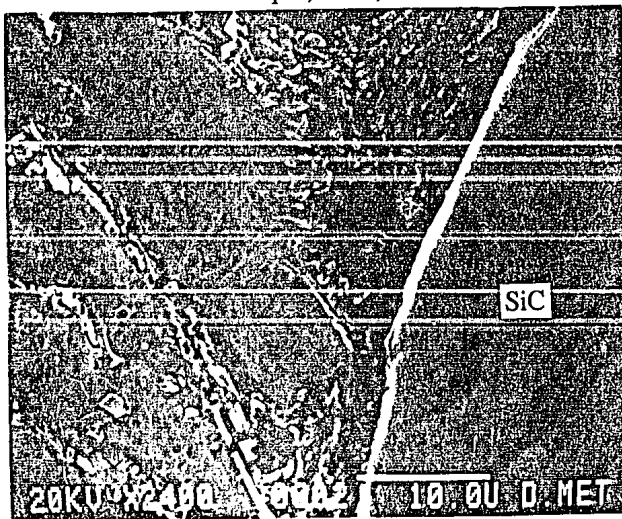


FIG.7b Morfología globular de las hojuelas de Si en el mismo Compósito (ataque severo: Keller, 2400X).

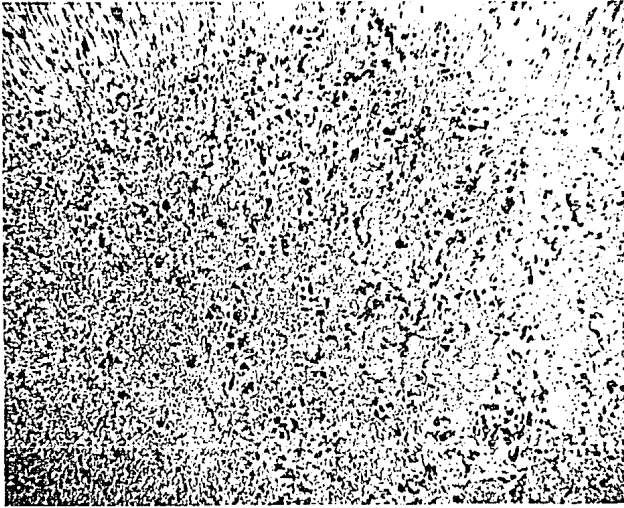


FIG.8a Distribución de Partículas de SiC en Compósito tratado con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.15wt%Sr (sin ataque, 0.9X).

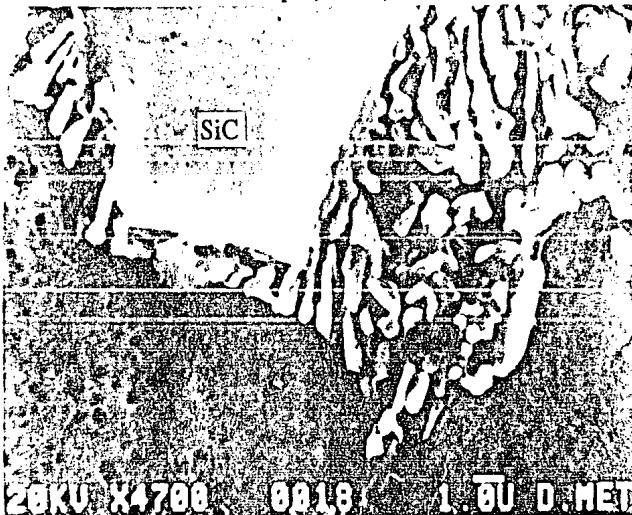


FIG.8b Morfología globular y hojuelas gruesas sobremodificadas de Si en este Compósito (ataque severo: Keller, 4700X).

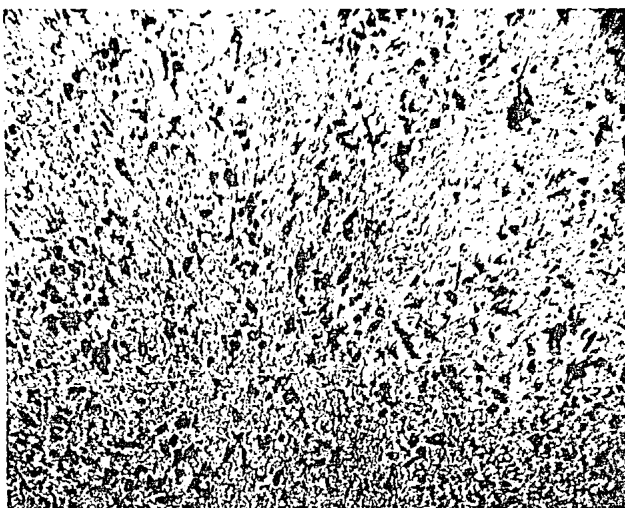


FIG.9a Distribución de Partículas de SiC en el Compósito tratado con Aleación Maestra Al-10wt%Sr. Se adicionó 0.2wt%Sr (sin ataque, 0.9X).

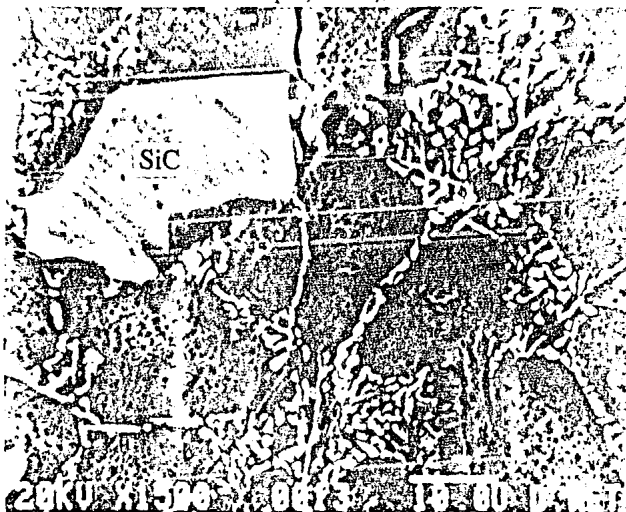


FIG.9b Hojuelas gruesas sobremodificadas de Si en este Compósito (ataque severo: Keller, 1500X).



FIG.10a Compósito tratado con 0.2wt%Sal base Na, mostrando nula incorporación de SiC (ataque: Keller, 0.9X).-

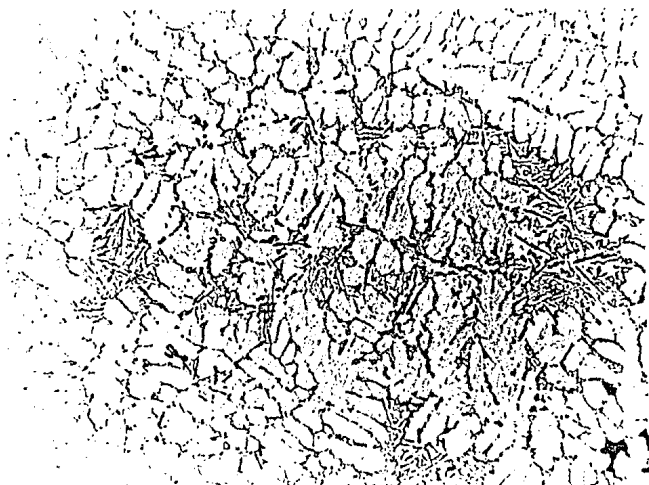


FIG.10b Microestructura del mismo material mostrando hojuelas aciculares de Si en el Eutéctico (ataque: 0.5vol%HF, 150X).

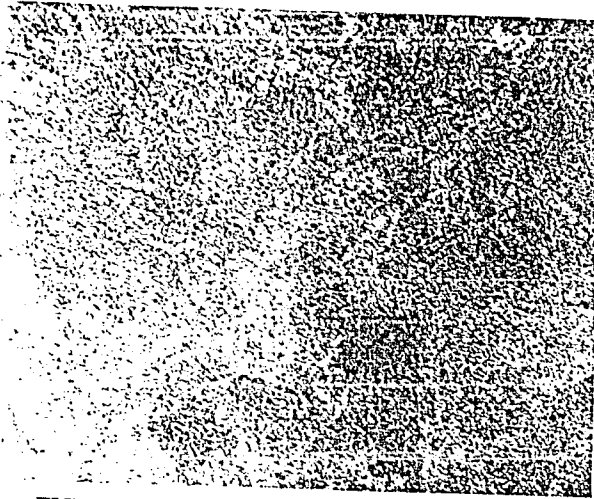


FIG.11a Compósito tratado con 0.3Wt% Sal base  
Na sin Partículas de SiC (ataque: Keller, 0.9X).

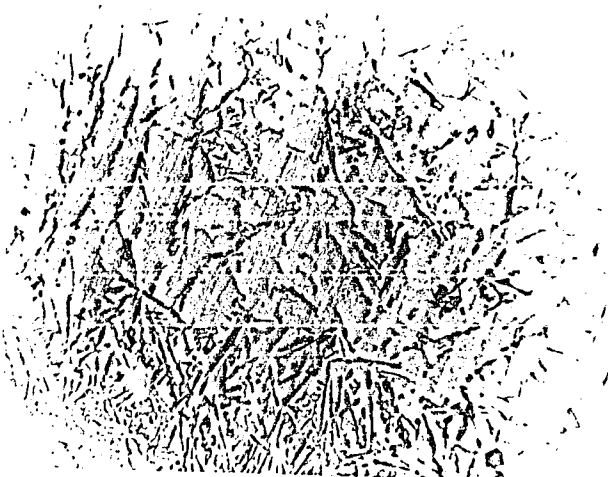


FIG.11b Hojuelas aciculares de Si en este material  
(ataque: 0.5vol%HF, 300X).





FIG.12a Compósito tratado con 0.45Wt%Sal base Na sin Partículas de SiC (ataque: Keller, 0.9X).

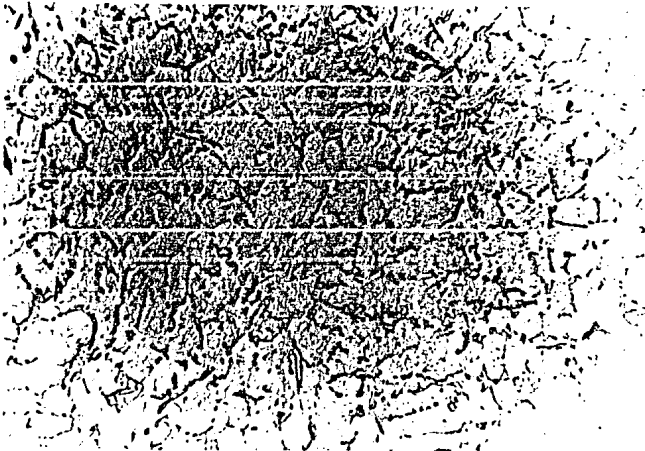


FIG.12b Hojuelas laminares y aciculares de Si en el Eutético de este material (ataque: 0.5vol%HF, 150X).

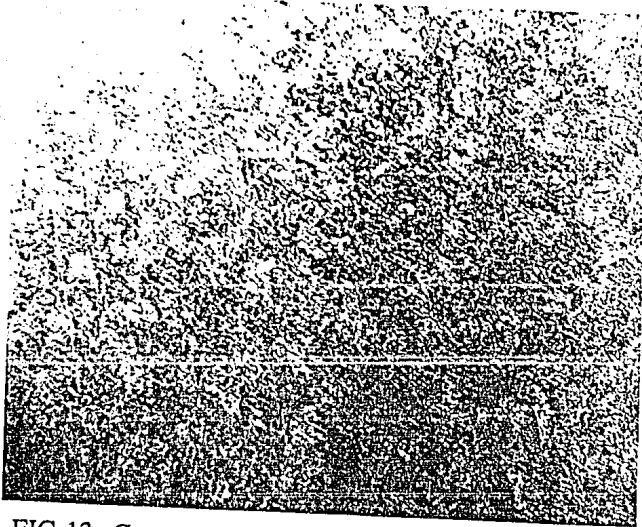


FIG.13a Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.05wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

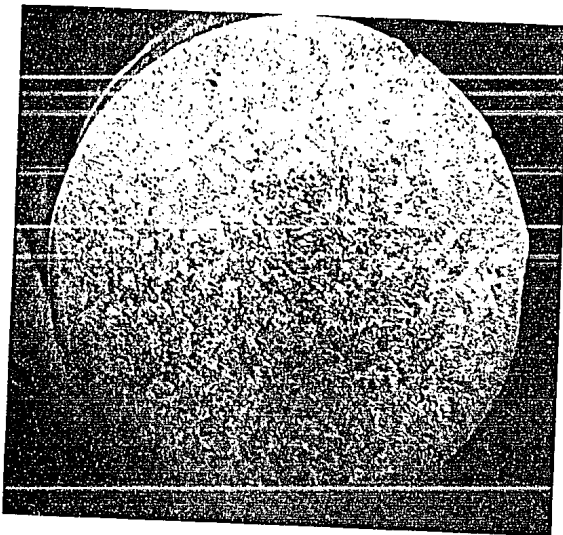


FIG.13b Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).



FIG.14a Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.1wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

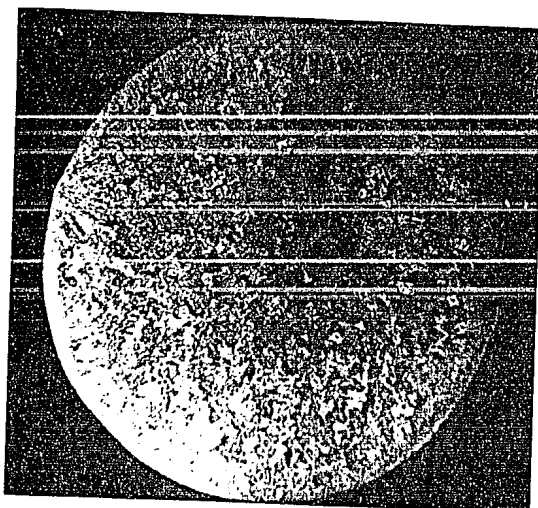


FIG.14b Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 9.0 (ataque: Keller, 0.9X).

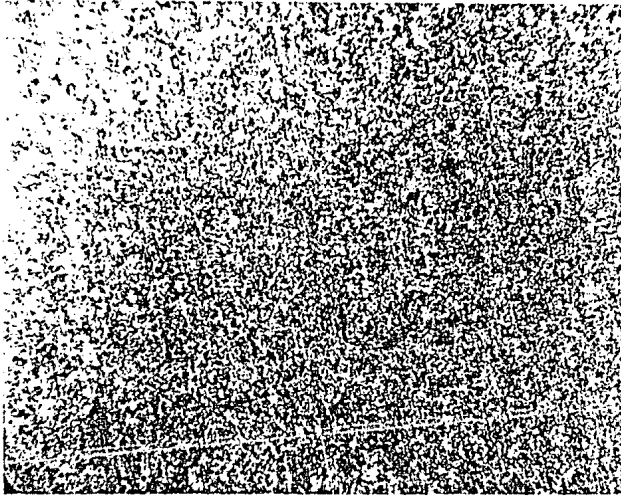


FIG.15a Compósito tratado con Aleación Maestra Al-5wt%Ti. Se adicionó 0.2wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

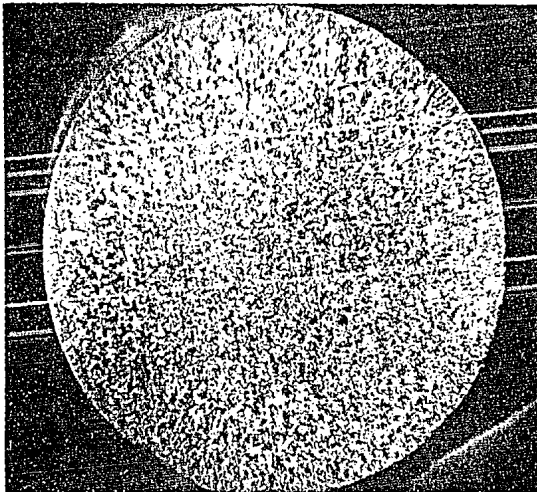


FIG.15b Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 11.0 (ataque: Keller, 0.9X).

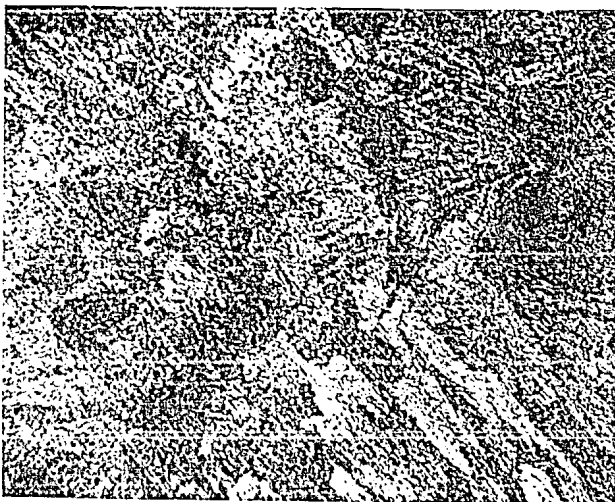


FIG.16a Compósito tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.1wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

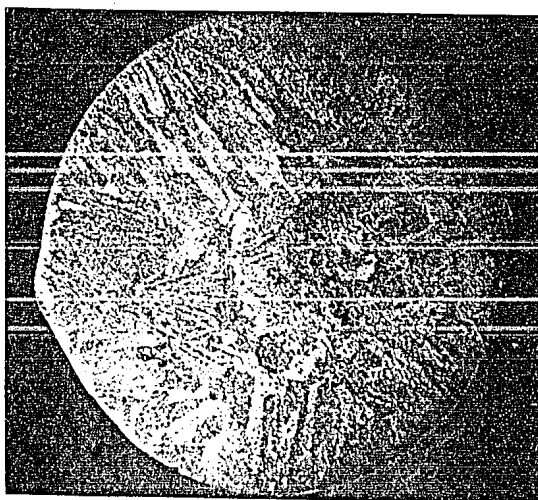


FIG.16b Macroestructura de esa muestra presentando granos columnares sin refinar (ataque: Keller, 0.9X).

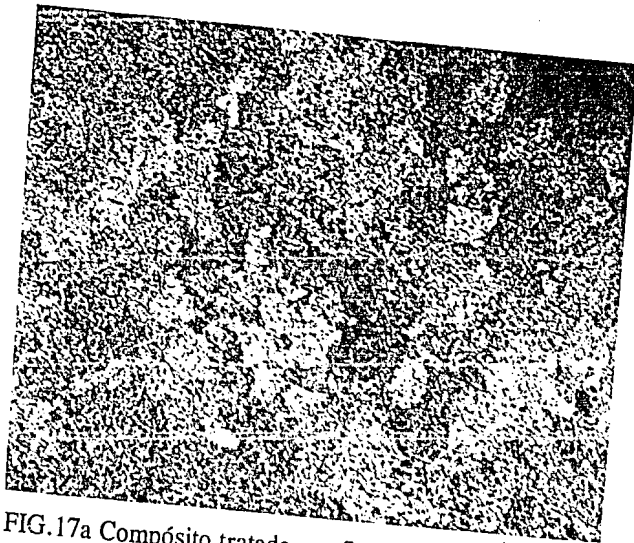


FIG.17a Compósito tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.2wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

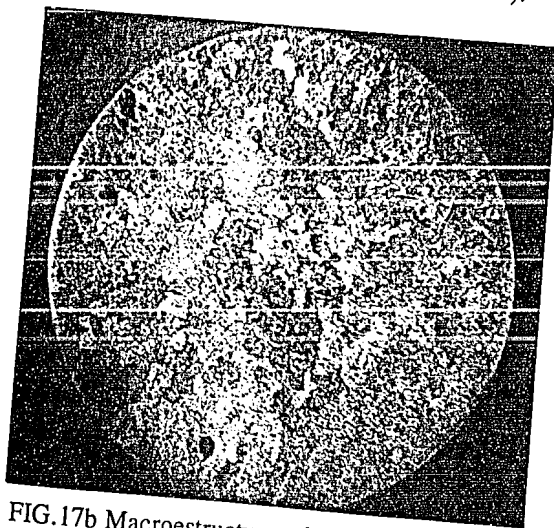


FIG.17b Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 7.0 (ataque: Keller, 0.9X).

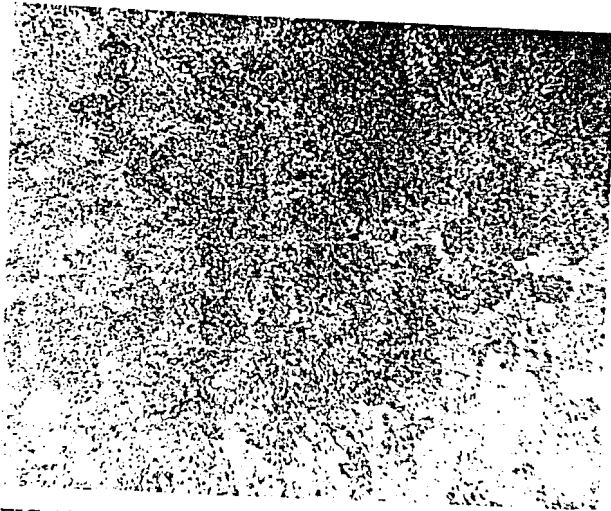


FIG. 18a Compósito tratado con Sal  $K_2TiF_6$ . Se adicionó 0.3wt%Ti, sin SiC (ataque: Keller, 0.9X).

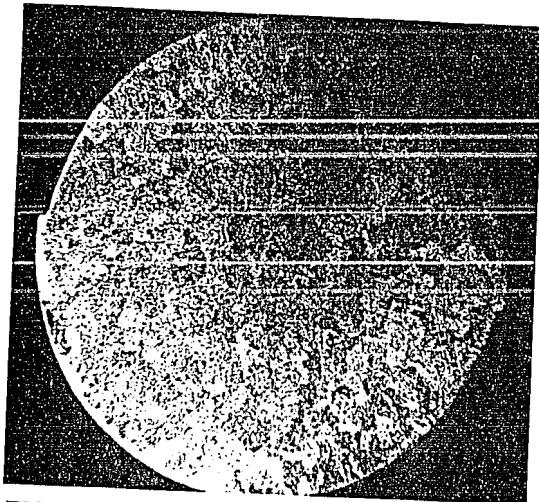


FIG. 18b Macroestructura de esta muestra con #ASTM de 7.0 (ataque: Keller, 0.9X).

### **APÉNDICE III.**

#### **TABLAS**

Tabla 1. Lista de aleaciones Maestras Disponibles al Fundidor [3].

Tabla 2. Presiones de Vapor de Al, Sb, Sr y Na a Diferentes Temperaturas de Fusión [1].



Tabla 1. Lista de Aleaciones Maestras Disponibles al Fundidor [3].

Materiales	Ti	B	Sr	Si	Productos
Refinador de Grano	6.0	---	---	---	R, B, I
	10.0	---	---	---	I
	5.0	1.0	---	---	R, B, I
	3.0	1.0	---	---	R, B, I
	2.5	2.5	---	---	B, I
Modificadores	---	---	3.5	---	R
	---	---	10.0	---	R, B, I
	---	---	10.0	14.0	B, I
	---	---	90.0	---	P

Nota: Composición en wt% , R= barra con diámetro de 0.95cm, B= tableta de 5 a 8 oz.  
I= lingote de 7.7Kg., P= paquetes de 25, 50 y 100 gr.

Nota: estas aleaciones están disponibles en U.S.A.

Tabla 2. Presiones de Vapor de Al, Sb, Sr y Na a Diferentes Temperaturas de Fusión [1].

Temperatura (°C)	P° Al (atm)	P° Sb (atm)	P° Sr (atm)	P° Na (atm)
700	$4.0 \times 10^{-11}$	$1.4 \times 10^{-5}$	$3.8 \times 10^{-4}$	0.14
725	$1.1 \times 10^{-10}$	$2.6 \times 10^{-5}$	$6.3 \times 10^{-4}$	0.19
750	$2.6 \times 10^{-10}$	$4.5 \times 10^{-5}$	$1.0 \times 10^{-3}$	0.26
775	$6.2 \times 10^{-10}$	$7.6 \times 10^{-5}$	$1.6 \times 10^{-3}$	0.35
800	$1.4 \times 10^{-9}$	$1.2 \times 10^{-4}$	$2.5 \times 10^{-3}$	0.45

## APÉNDICE IV. FIGURAS

- Figura 1. Microestructura de una Aleación Eutéctica Al-Si sin Modificar [9].
- Figura 2. Microestructura de una Aleación Eutéctica Al-Si Modificada [9].
- Figura 3. Diagrama de Fases Al-Sr [9].
- Figura 4. Zona de alto contenido de Al del Diagrama de Fases Al-Sr [19].
- Figura 5. Gráfica de Propiedades Mecánicas vs Tiempo de incubación para una aleación de Al-12wt%Si modificada por varios elementos [9].
- Figura 6. Gráfica de wt%Na vs Tiempo de incubación, para un tratamiento de modificación de una aleación de Al [20].
- Figura 7. Variación en el contenido de Sr y Nivel de Modificación de una aleación A356 tratada con aleación maestra de Sr [3].
- Figura 8. Gráfica de Tamaño de Grano vs Tiempo de incubación para refinación del Al puro con sal refinadora y aleación maestra Al-6wt%Ti [26].
- Figura 9. Gráfica de %granos equiaxiales vs Tiempo de incubación para Refinación de Al con aleación maestra Al-Ti [26].
- Figura 10. Estándar para evaluar el Nivel de Porosidad (%) [24].
- Figura 11. Estándar para evaluar el Nivel de Modificación [25].
- Figura 12. Estándar para evaluar el Tamaño de Grano #ASTM [26].

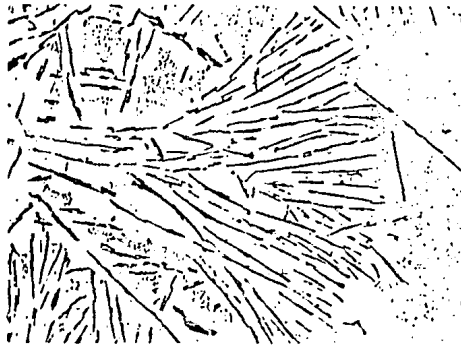


FIG.1 Microestructura de una Aleación Eutéctica Al-Si sin Modificar [9].

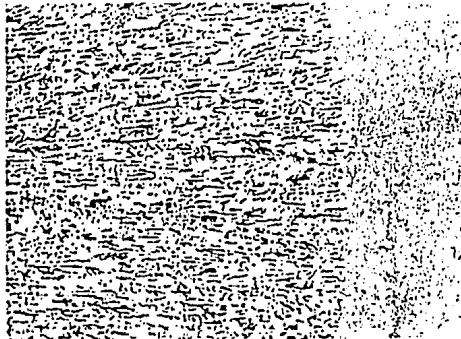


FIG.2 Microestructura de una Aleación Eutéctica Al-Si Modificada [9].

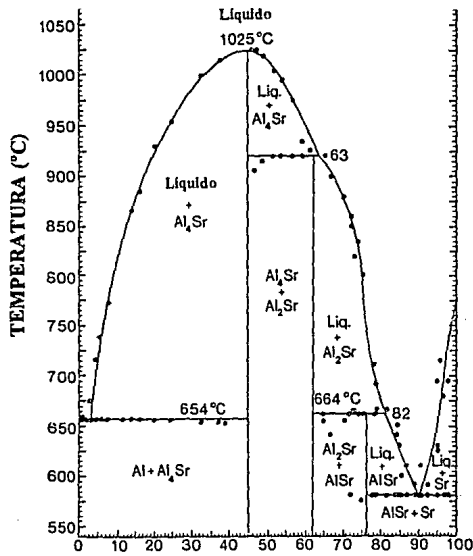


FIG.3 Diagrama de Fases Al-Sr [19].

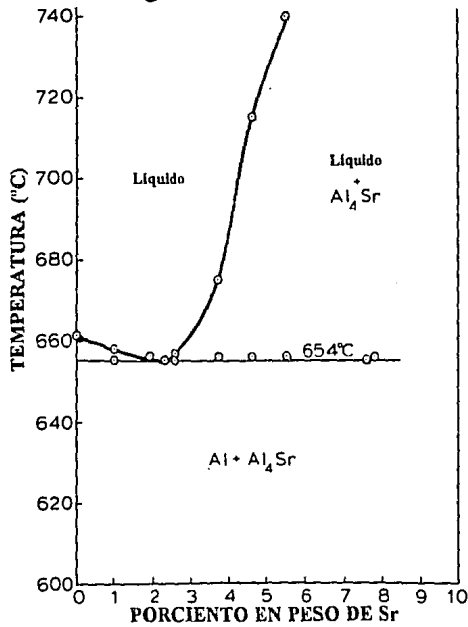


FIG.4 Zona de alto contenido de Al del Diagrama de Fases Al-Sr [19].

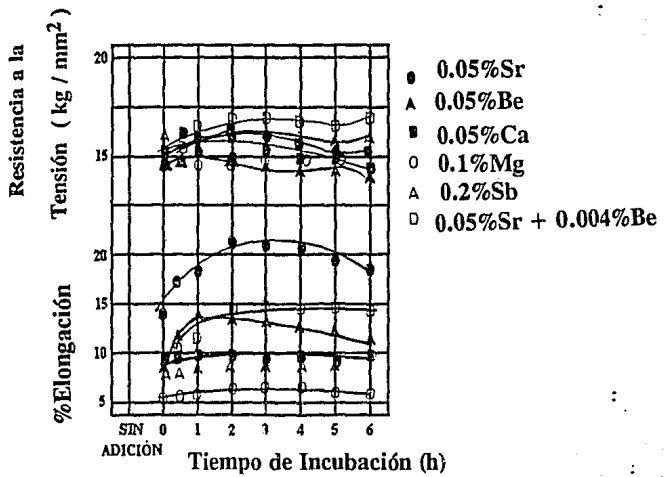


FIG. 5 Gráfica de Propiedades Mecánicas vs Tiempo de Incubación para una aleación de Al-12Wt%Si modificada por varios elementos [9].

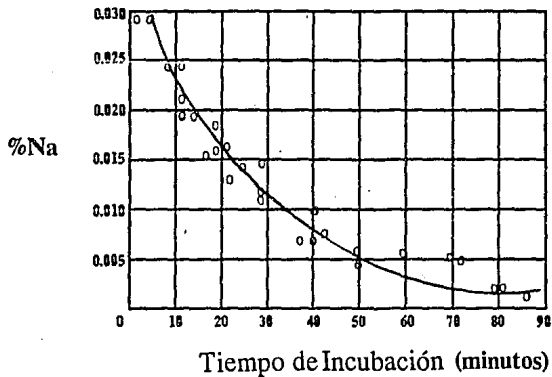


FIG. 6 Gráfica de Wt%Na vs Tiempo de incubación, para un tratamiento de modificación de una aleación de Al [20].

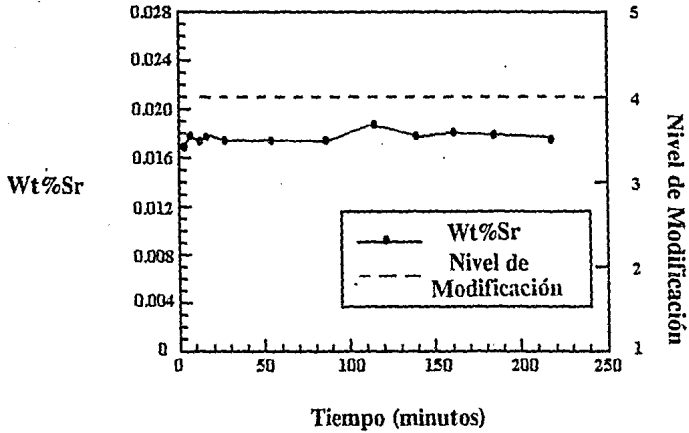


FIG. 7 Variación en el contenido de Sr y Nivel de Modificación de una aleación A356 tratada con aleación maestra de Sr [3].

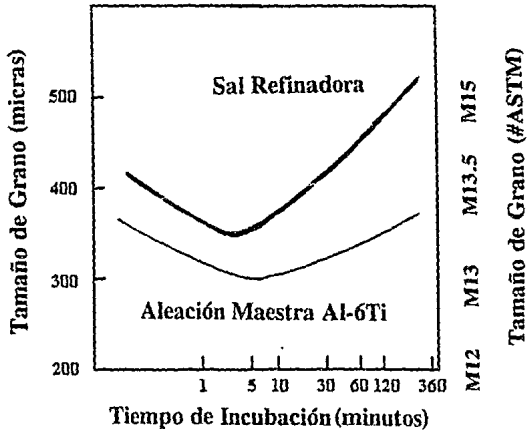


FIG. 8 Gráfica de Tamaño de Grano vs Tiempo de incubación para refinación del Al puro con sal refinadora y aleación maestra Al-6Wt%Ti [26].

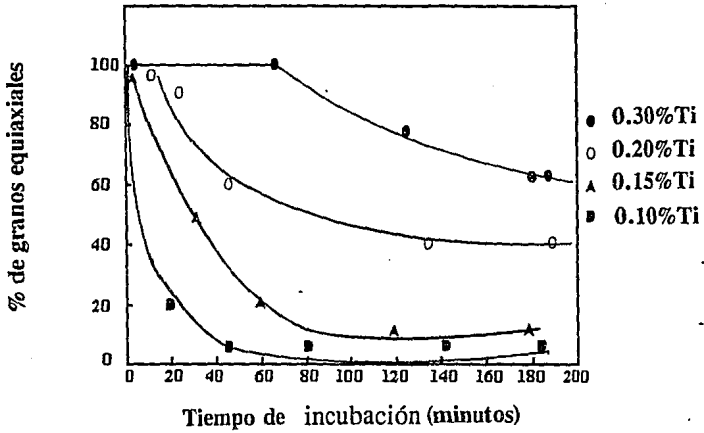


FIG. 9 Gráfica de %granos equiaxiales vs Tiempo de Incubación para Refinación de Al con aleación maestra Al-Ti [26].

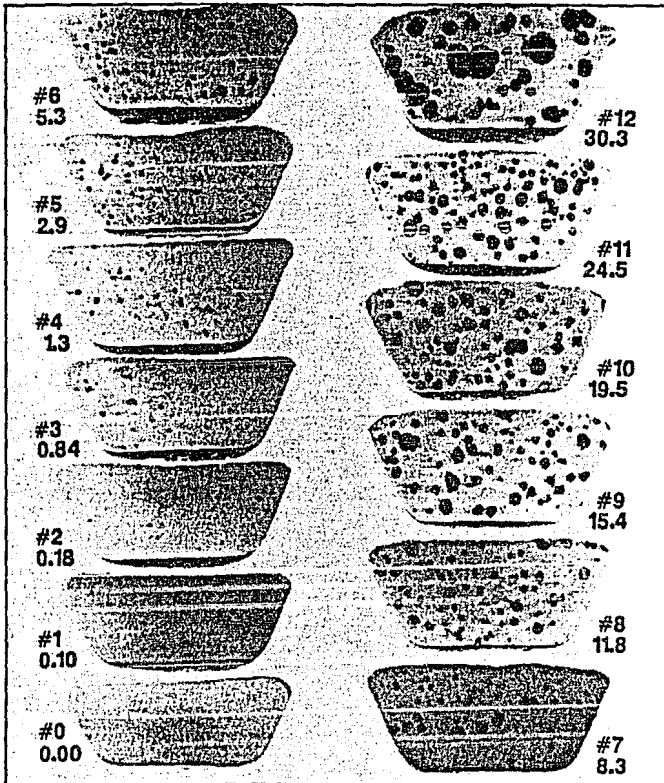


FIG.10 Estándar para evaluar el Nivel de Porosidad (%) [24].

Nota: \*el número que se presenta en el estándar es el % de área que ocupa la porosidad del área total de la muestra.



**1**  
**Estructura sin modificar**  
El Silicio esta presente como láminas largas, gruesas y en forma acicular.



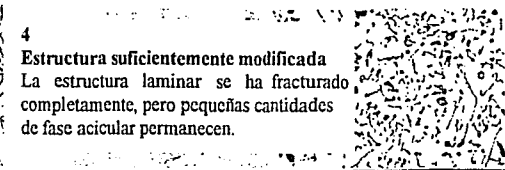
**2**  
**Estructura mal modificada**  
El Silicio esta presente en su mayoría en forma de láminas finas y también en forma acicular.



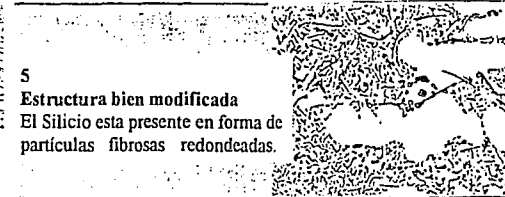
**3**  
**Estructura ligeramente modificada**  
La estructura laminar empieza a romperse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas estructuras aciculares.



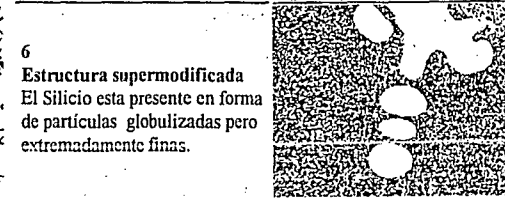
**4**  
**Estructura suficientemente modificada**  
La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.



**5**  
**Estructura bien modificada**  
El Silicio esta presente en forma de partículas fibrosas redondeadas.



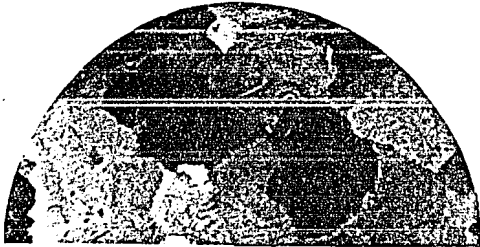
**6**  
**Estructura supermodificada**  
El Silicio esta presente en forma de partículas globulizadas pero extremadamente finas.



**7**  
**Estructura sobremodificada**  
Los granos de Aluminio tienen forma de onda, las partículas de Silicio son gruesas mostrando partículas fibrosas de Silicio, presentándose en la estructura



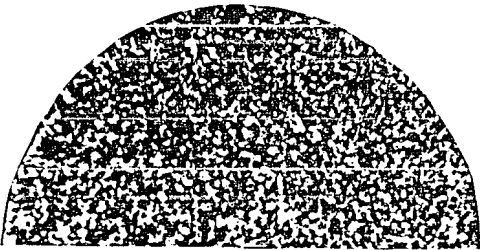
FIG. 11 Estándar para evaluar el Nivel de Modificación [25].



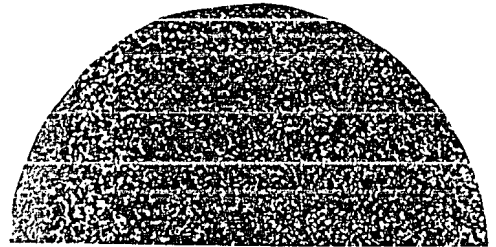
# ASTM 1.5



# ASTM 4.0



# ASTM 7.0



#ASTM 11.0

FIG.12 Estándar para evaluar el Tamaño de Grano #ASTM [26].