

6  
2ej.



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA  
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA



EXAMENES PROFESIONALES  
FAC. DE QUIMICA

EFFECTO DEL Be EN LA INCORPORACION DE SiC  
EN COMPUESTOS DE MATRIZ METALICA  
AL/Si/SiC. FABRICADA POR PROCESOS DE  
FUNDICION DIRECTA.

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A :

SERGIO ARTURO FABRE CHAVEZ



MEXICO, D. F.

1998

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

260061



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

## JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: Prof. Noguez Amaya Ma. Eugenia  
VOCAL Prof. Atlatenco Tlapanco Eusebio Cándido  
SECRETARIO Prof. García Hinojosa José Alejandro  
1er SUPLENTE Prof. Aramburo Pérez Gerardo  
2do. SUPLENTE Prof. García Galán Sergio

## SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

Edificio D, Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México.

ASESOR DEL TEMA: M en C. José Alejandro García Hinojosa   
SUPERVISOR TÉCNICO: I.Q.M. Adrián Manuel Amaro Villeda   
SUSTENTANTE: Sergio Arturo Fabre Chávez 

# DEDICATORIA

Por todos los bellos momentos que hemos  
pasado juntos,  
por acompañarme en los momentos  
de frustración y soledad,  
por todo lo que significas para mí,  
por tratarme de hacer un hombre mejor;  
te la dedico a tí con amor : Violeta Rocha.

♥♣ Tu corazón es libre ten el valor de escucharlo ♣♥

S.A.F.Ch.

AGRADECIMIENTOS:

## A MI MADRE

*María Chávez Rodríguez*

## A MI HERMANA

*Verenice Fabre Chávez*

*A mi Familia*

*Amis compañeros*

A la cumbre nunca llegan ni los que  
empiezan corriendo, ni los que se van  
parando; mucho menos los cobardes  
que ni siquiera se lo proponen.

# ÍNDICE

PROLOGO	1
INTRODUCCIÓN	3
1. ANTECEDENTES Y FUNDAMENTOS	4
1.1 Proceso del vórtice para la fabricación de compósitos	5
1.1.1 Parámetros de la matriz metálica	6
1.1.2 Parámetros del cerámico	8
1.1.3 Parámetros del proceso	10
1.2 Propiedades y comportamiento de la aleación Al-Be	12
1.3 Efecto del Be en las aleaciones de aluminio	13
1.4 Interacción Be-Fe en aleaciones específicas de Aluminio (A356-A357)	14
1.5 Solidificación de la fase $\beta$ -FeSiAl	16
1.6 Solidificación de la fase Be-Fe	16
1.7 Propiedades mecánicas debidas al efecto del Be	17
2. DESARROLLO EXPERIMENTAL	18
2.1 Diseño experimental	18
2.2 Matrial y equipo	19
2.3 Equipo	20
2.4 Procedimiento experimental	22
3. RESULTADOS Y OBSERVACIONES	27
3.1 Aleación maestra	27
3.2 Aleación A356 sin y con adición de Be	29
3.3 Compósitos (Al-Si/20%Vol SiCp), adicionados con Be	35
4.- ANÁLISIS DE RESULTADOS	42
4.1 Aleaciones sin reforzar	42
4.1.1 Efecto de la agitación sobre la aleación sin reforzar A356	42
4.1.2 efecto del Be sobre la aleación sin reforzar A356	42
4.2 Compósitos (Al-7Si/20%vol SiCp), modificados con Be.	44
4.2.1 Análisis macroestructural	44
4.2.2 Análisis microestructural	44
4.2.3 Análisis sobre el reforzante	45
5. CONCLUSIONES	46
6. RECOMENDACIONES	47
APÉNDICES	
APÉNDICE A	48
APÉNDICE B	50
APÉNDICE C	55
APÉNDICE D	63
APÉNDICE E	65
BIBLIOGRAFÍA	68

## PROLOGO

El quehacer humano en la búsqueda del conocimiento ha desarrollado en los últimos años nuevos materiales que posean características superiores a los ya existentes, con una mejor calidad y a un menor costo.

Este ha sido el caso de la industria de la fundición, y principalmente de los materiales compuestos de matriz metálica, ya que han tenido un fuerte auge en los últimos años. El presente trabajo pretende mejorar uno de los métodos para la fabricación de compósitos, el cual comprende la operación por la que el compósito es obtenido a partir de los materiales base, esto involucra la introducción del reforzante dentro de la matriz en una cantidad predeterminada (20% Vol de SiC), para lograr una distribución homogénea y alcanzar adecuadas condiciones de integración a la matriz.

Los métodos de fabricación son múltiples y variados entre los que destacan la compocolada, métodos por infiltración, forja líquida, conformado por presión líquida, infiltración a baja presión y el método Vórtice

Respecto al proceso de fabricación de compósitos base Al-Si reforzado con partículas de SiC por el método vórtice, es importante mencionar que es un proceso de fundición altamente económico, debido a que permite el control y obtención de características específicas en el producto terminado, tales como alto volumen de producción, forma cercana a la pieza final, flexibilidad, selección del método de moldeo, etc.

Una de las condiciones importantes que se deben tener en cuenta durante este proceso de manufactura es que algunos materiales (matriz -refuerzo), no son compatibles, por lo que la adherencia y la incorporación es deficiente y difícilmente se obtiene un material de buena calidad.

El éxito de esta técnica depende de un mejoramiento de las condiciones de humectación entre el cerámico y la matriz metálica, haciendo fácil la incorporación y obtener con ello, una dispersión uniforme en el compósito obtenido. Para lograr mejorar la condición anterior entre otras cosas, se ha hecho uso de elementos aleantes especialmente del grupo IA y IIA de la Tabla Periódica.

Es propósito de este trabajo es evaluar el efecto que tiene la adición de pequeñas cantidades de Be, sobre las características estructurales de compósitos Al-Si/SiC, las cuales pueden ser un factor determinante en las propiedades globales del material compuesto como la porosidad, incorporación de SiC, distribución de SiC, efecto sobre la microestructura de la matriz y adherencia cerámico-matriz.

## INTRODUCCIÓN

El objetivo del presente trabajo es el de evaluar el efecto que tiene el adicionar pequeñas cantidades de Be a compósitos Al-7Si/20%VolSiCp, sobre sus características micro y macroestructurales como son: forma de silicio en la fase eutéctica, magnitud del DAS, distribución del SiC, porosidad presente y tamaño de grano entre otras.

Para este propósito se consultaron los antecedentes y fundamentos en la bibliografía especializada de los cuales se hace una reseña sobre los parámetros involucrados durante la fabricación de compósitos, así mismo, se hace mención sobre el efecto que tiene el Be en las aleaciones de aluminio. Adicionalmente se hace una recapitulación de los trabajos realizados por Murali, Raman y Murthy quienes han estudiado el efecto del Be en aleaciones de Al.

En el desarrollo experimental se presentan las condiciones bajo las cuales se realizó la experimentación para obtener las aleaciones sin reforzar y los compósitos con adición y sin adición de Be. También se presenta la forma en que fueron evaluadas las muestras.

Los resultados obtenidos a partir de la evaluación de las características establecidas tanto en las matrices sin reforzar como en los compósitos; son presentados en el capítulo tres así mismo, se presenta una observación de los resultados obtenidos.

Por lo que respecta al capítulo cuatro, el lector podrá encontrar el análisis de los resultados, con fundamento en la bibliografía revisada, misma que se incluye al final del trabajo.

Por otro lado, en el apartado correspondiente a las conclusiones, se encuentra la evaluación del objetivo con respecto a los resultados y, en las sugerencias se proponen algunas modificaciones y recomendaciones para trabajos futuros.

# 1. ANTECEDENTES Y FUNDAMENTOS

El estudio, desarrollo y fabricación de materiales compuestos es sin duda una de las bases científicas y tecnológicas más importantes en la innovación de nuevos productos con mejores cualidades.

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 del proceso como son: la técnica de fusión, el tratamiento del metal líquido, la temperatura durante la fusión, el tiempo de residencia del metal, la composición química, etc. Los compósitos se definen como la combinación de dos o más materiales, generalmente una matriz dúctil con un cerámico; el resultado es un nuevo material con propiedades diferentes a los dos constituyentes. Los compósitos base Al, están compuestos por fibras continuas, discontinuas o partículas de cerámico base (carburos, Alumina o grafito). La combinación sistemática de estos materiales mejora las propiedades como son: la resistencia al desgaste, trabajado a altas temperaturas, el esfuerzo de fatiga y la densidad; y otras se mantienen con cambios muy pequeños como son: la conductividad térmica y eléctrica, el coeficiente de expansión térmica y la resistencia a la corrosión. Los métodos de fabricación son variados incluidas las técnicas de fundición como son: la adición de partículas al metal fundido seguida de agitación, inyección de fases discontinuas dentro del metal fundido mediante inyección violenta, la dispersión de Pellets o briquetas dentro de polvo metálico mediante formado, dispersión centrifuga de partículas en el metal fundido etc, (Rohatgi 1983).

Un aspecto muy importante en la fabricación de compósitos base Al es la humectabilidad en el sistema Al/SiC, en el presente trabajo se ha considerado esta variable en función de los parámetros involucrados durante la fabricación del compósito pero para mayor información se puede consultar el (apéndice A) que habla sobre los fundamentos de esta variable.

Los antecedentes y fundamentos para la fabricación reportados en la bibliografía especializada se presentan a continuación:

## **1.1 Proceso del vórtice para la fabricación de compósitos**

El proceso de vórtice consiste en adicionar, el material cerámico utilizado como reforzante en un baño metálico sujeto a agitación vigorosa. La agitación llevada a cabo mecánicamente, provoca la deformación de la superficie del metal fundido, para lograr la formación del vórtice (Solorzano, J. 1995), mediante el cual se logra la suspensión del cerámico en el seno del metal líquido.

Un diagrama esquemático de este proceso se presenta en la figura No. 1 (Apéndice B)

En este proceso existen varios parámetros de control involucrados durante la manufactura del compuesto, que son:

### **1.1.1 Parámetro de la matriz metálica**

- Elementos humectantes
- Composición química de la aleación matriz

### **1.1.2 Parámetro del cerámico**

- Precalentamiento de las partículas del cerámico
- Tamaño, forma, y porcentaje de las partículas adicionadas

### **1.1.3 Parámetros del proceso**

- Rapidez de adición de partículas de cerámico al baño metálico
- Temperatura del baño metálico
- Velocidad de agitación del baño metálico
- Condiciones de desgasificación
- Temperatura de colada

Todos estos parámetros influyen en las características del compuesto, ya que estos definen las condiciones de incorporación y distribución del reforzante, así como las condiciones de solidificación y por consecuencia la estructura de la matriz metálica y las características de dispersión del reforzante dentro de la matriz. Estos parámetros se detallan a continuación:

### 1.1.1 Parámetros de la matriz metálica

#### Elementos aleantes (agentes humectantes)

Esta consideración es importante, ya que dentro del proceso de manufactura de los compósitos algunos materiales matriz-refuerzo no son compatibles, por lo que la adherencia entre ellos es deficiente y por lo tanto es difícil de obtener un material de calidad. (García, H. 1994). Este problema se puede disminuir modificando las condiciones de humectación matriz-cerámico por la adición de aleantes, tal es el caso del Li o Mg en compósitos base Al que promueven la reactividad entre el metal y el sustrato disminuyendo el ángulo de contacto. Hay otros elementos que no promueven la reacción con el reforzante pero modifican las características de la capa superficial de óxido de la superficie del metal, tal es el caso del Mg en el aluminio para la mayoría de los reforzantes, utilizados en esta matriz (SiC,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ , etc) (P. K. Rohatgi, R. Asthema, S. Dasu 1986). En general el Mg mejora las condiciones de humectación. Tal adición tiene un papel importante en el dictamen de la naturaleza interfacial del material disperso en la matriz metálica, la cual determina las propiedades mecánicas del compósito como son la combinación de matriz y material disperso. El magnesio (es un elemento reactivo y tensoactivo), adicionado al aluminio mejora la humectación, reduce la tensión superficial del metal líquido y promueve la reacción química entre el sólido y la interfase líquida. Otra tendencia del magnesio es la segregación en la interfase matriz-cerámico, así el contenido de magnesio en la matriz se reduce y forma productos por reacción química. El efecto del magnesio en la incorporación de las partículas de cerámico en el aluminio fundido y su mejor distribución, es también encontrado en un grupo de elementos que son: el cerio, bismuto, plomo, lantanidos, zirconio, titanio, zinc, cobre, etc. (K. Sucumaran 1995)

Sin embargo los trabajos de K. Sucumaran et al., 1995, han demostrado tres aspectos sobre el efecto del Mg en los compósitos:

1. Un compósito fabricado por el método del vórtice tiende a aglomerarse y no tiene una distribución uniforme; cuando no se adicionan agentes humectantes.
2. La adición de Mg (1 a 3% wt) dispersa los aglomerados de SiC y da como resultado una distribución uniforme.

3. La tendencia a aumentar en tamaño y cantidad de precipitados en la matriz aumenta con el Mg residual. La relación (largo/ancho) en precipitados aumenta de 1 a 3 para 1% en peso de Mg y de 3 a 9 para 3.2% en peso de Mg en la matriz.

Estos tres aspectos sobre la adición de Mg han conducido a las siguientes conclusiones, es necesario adicionar Mg o algún elemento que promueva la humectabilidad durante la fabricación de compósitos para obtener una mejor distribución y máximas propiedades mecánicas; la adición de Mg no debe ser mayor a 1% ya que adiciones superiores a este nivel conducen a la formación de precipitados en la matriz y se aumenta el nivel de porosidad lo que deteriora las propiedades mecánicas.

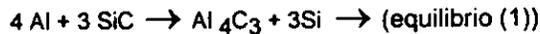
T. Choh, T. Oki 1987 desde el punto de vista experimental, han reportado otra serie de elementos aleantes que pueden adicionarse a compósitos con matriz de aluminio, para mejorar la humectabilidad del cerámico, estos son: Li, Ti, Mo, V, Cu y Mg.

La humectabilidad del SiC en aluminio con una cantidad de 4.8% wt de Mo es mejorada ya que el tiempo de incubación de la fase sólida primaria decrece y el ángulo de contacto decrece como lo indica la figura 2 del apéndice B. El vanadio presente en el compósito, tiene un efecto muy parecido al molibdeno, pero evita las reacciones en la interfase matriz-cerámico, esto se puede apreciar en la figura 2 del apéndice B. El titanio mejora substancialmente la humectabilidad del SiC pero un alto contenido y temperaturas por arriba de 1000°C traen consigo la formación de carburo de titanio (T. Choh, T. Oki, 1987). En la figura 3 se observa el comportamiento de otros elementos que disminuyen el ángulo de contacto y mejora la humectabilidad del cerámico, estos son el Cu y el Mg.

Este podría ser el caso del Be ya que pertenece a la misma familia del Mg y se sabe que modifica la capa de óxido de la matriz metálica (J. R. Davis, 1994). En este caso también el efecto es correlacionado con el ángulo de contacto ya que estudios han demostrado que la adición de este elemento, disminuye la energía interfacial en el Al líquido. Macoy, J. Franklin, E. Wawner, E.(1990).

## Composición química de la aleación matriz.

Es deseable evitar la excesiva reactividad química en la intercara cerámico-matriz ya que los compósitos se fabrican a altas temperaturas, lo que trae consigo la difusión entre fases, mismas que provocan reacciones químicas complejas entre metal y cerámico, esto degrada las propiedades del material; para el caso del sistema Al/SiC que representa la siguiente interacción química:



esto origina la formación de carburo de aluminio, el cual en exceso afecta a la calidad del compósito. (Gupta: M. 1984).

En la figura No. 4 se indica el campo en que se forma  $\text{Al}_4\text{C}_3$  y puede observarse el efecto del contenido de silicio, con respecto a la temperatura, por lo cual conocemos el contenido mínimo del silicio impuesto por el equilibrio No. 1, para evitar la formación de carburo de aluminio (González, R. Atlatenco, T; García, H. 1992)

### 1.1.2 Parámetros del cerámico.

#### Pre calentamiento del cerámico

Ciertos autores como Rohatgi 1986 y Wu 1990 han reportado que el introducir el cerámico a temperatura ambiente provoca un rechazo en la matriz metálica; por este motivo se recomienda precalentar el cerámico a una temperatura superior a los 500°C pero no mayor a (720 °C - °C 800) para evitar la descomposición de carburo de silicio. Tomando la experiencia de Solorzano (1995) se recomienda no exceder los 550 °C. Otro aspecto fundamental por el cual se precalienta el carburo de silicio a estas temperaturas es para promover la humectación entre el cerámico y la matriz metálica ya que durante el proceso de precalentamiento se promueve la formación de una capa superficial de óxido, lo cual permite rodear a la partículas de SiC, con una pequeña película de  $\text{SiO}_2$  que ayuda a mejorar la humectabilidad entre la partícula y la matriz metálica.

Investigaciones como la de (L. Salvo 1994) han aportado estudios sobre las reacciones interfaciales que ocurren en la superficie de las partículas de SiC, de este modo sometió partículas de SiC a condiciones artificiales de oxidación para varios tiempos y diferentes niveles de flujo de aire, con esto demostró que, las reacciones interfaciales al oxidar el carburo de silicio a 700 °C proporcionan una capa de óxido de silicio que mejora la humectación de las partículas y contribuye a una fácil incorporación y distribución.

## Tamaño, forma y cantidad de cerámico.

Uno de los muchos factores importantes que afectan la distribución del SiC al momento de solidificarse el compuesto es el tamaño, forma y cantidad de las partículas de cerámico; en términos del tamaño de partícula, (Thomas 1962) reportó el siguiente comportamiento:

1. Partículas por debajo de 10  $\mu\text{m}$  de tamaño casi siempre son Flotadas en la superficie del metal líquido.
2. Las partículas por arriba de 10 y hasta 100  $\mu\text{m}$  se suspenden fácilmente en el metal líquido dando una buena distribución de cerámico.
3. Partículas en el rango de 100 a 1000  $\mu\text{m}$ , en tamaño, se distribuyen completamente solo a altas velocidades de mezclado, pero después se depositan en el fondo a bajas velocidades.
4. Partículas en el rango de tamaño a 1000 a 10,000  $\mu\text{m}$ , rara vez se integran y generalmente se depositan en el fondo.

Todo lo anterior conduce a la utilización de partículas de rango de 10 a 100 $\mu\text{m}$  de tamaño, para elaborar compósitos.

La densidad de las partículas de SiC ( $\rho = 3.2 \text{ g/cm}^3$ ) es mayor a la de la aleación (Al-7Si) fundida ( $\rho = 2.7 \text{ g/cm}^3$ ), por lo que tienden a asentarse en el fondo del baño metálico; de este modo, el tamaño de la partícula esta muy relacionada con la velocidad de agitación (Surappa 1981), quien reporta que las partículas de tamaño de 53  $\mu\text{m}$  se incorporan fácilmente al baño metálico.

Los reforzantes no metálicos utilizados para fabricar compósitos generalmente tienen diferentes formas como: partículas, hojuelas, fibras cortas, microesferas, partículas esféricas, etc. Estos se dispersan en la matriz metálica, el tipo y forma del cerámico depende esencialmente del proceso, ya que no todos los procesos pueden incorporar la misma forma de cerámico.

*La tabla No. 1 del apéndice B nos muestra la variedad de formas, tamaños, tipos y cantidades de cerámicos utilizados como reforzantes. (Rohatgi, P.K. R. Asthana, S. Dasu. 1990).*

## **Evaluación a la cantidad de reforzante.**

La presencia de un alto volumen de partículas reforzantes dentro de la matriz metálica impide la incorporación ya que la humectabilidad se ve afectada, dando por resultado un alto número de partículas flotando o provocando aglomeraciones de cerámico. Con el aumento en el volumen de cerámico, también se aumentan los tiempo de adición y de contacto interfacial entre la partícula y el metal líquido, lo que puede ocasionar disolución del carburo de silicio en el aluminio líquido. Diversos investigadores han propuesto que el volumen máximo de cerámico adicionado a la matriz metálica con el cual se obtienen buenas propiedades mecánicas es 40% y menores, ya que sobrepasando este nivel las propiedades de los compósitos bajan. (Yarandi, F.M; P.K. Rohatgi and Ray 1990).

Otro de los problemas asociados a la adición de un alto volumen de cerámico es el alto nivel de porosidad que exhibe la pieza terminada, ya que, la presencia de partículas cerámicas en la matriz fundida actúa como nucleante de burbujas. Esto por si solo disminuye las propiedades mecánicas y como, los poros están rodeados de partículas de cerámico, traen como consecuencia una baja humectación, y presencia de aglomerados que provocan defectos en el material. (Rana 1984).

### **1.1.3 Parámetros de proceso**

#### **Rapidez de adición de partículas SiC en el baño metálico**

La rapidez de adición de cerámico reportada, demuestra el grado de incorporación de los mismos, ya que una velocidad alta (25-30 g/min) da como resultado aglomeraciones y deficiencias en la incorporación, en tanto que una velocidad baja (15-18 g/min) dará como resultado una mejor incorporación y distribución (Carity, R.E. 1989).

#### **Temperatura de baño metálico**

La calidad de un compósito depende en gran medida del control de la temperatura del baño metálico, ya que a temperaturas inferiores a 720°C se produce un rechazo del cerámico, a causa de la baja humectabilidad del mismo por parte del metal fundido. Entre 720°C y 780°C se obtienen distribuciones homogéneas para SiC en matrices base-aluminio, en combinación con una adecuada agitación. Trabajar con temperaturas mayores a 800°C puede causar descomposición del cerámico.

al presentarse disolución en el metal fundido al ocurrir la reacción de formación de carburo de aluminio. (Figura 4 del apéndice B).

*Las figuras 5 y 6 del apéndice B muestran la variación del ángulo de contacto con respecto a la temperatura y al tiempo.*

### **Velocidad de agitación del baño metálico**

La velocidad de agitación para la incorporación y distribución del cerámico, depende del tamaño, forma y volumen de cerámico que se quiera incorporar, conociendo todos los factores anteriormente señalados es posible encontrar la velocidad de agitación óptima para mantener suspendidas las partículas. Tomando la experiencia de diversos expertos en el tema se ha encontrado que, una velocidad de agitación de entre 1000 y 1500 rpm es suficiente para lograr una buena integración entre la matriz y el cerámico (Para el caso de SiC en partículas) (Yarandi, 1992).

### **Condiciones de desgasificación**

La desgasificación de compósitos es uno de los parámetros más importantes que se deben controlar, ya que este define en gran medida las propiedades mecánicas del compósito. En general los compósitos base aluminio son muy afines al hidrógeno, pero el hexacloroetano que es un buen desgasificador en Al provoca un rechazo completo de las partículas de SiC, por lo tanto, no se puede usar como desgasificador en compósitos. Para asegurar una buena calidad en el desgasificado es necesario fabricar los compósitos en cámaras con vacío, o utilizar atmósferas inertes de argón, aunque también existe un proceso conocido como Rotor-Inyector el cual tiene la ventaja de inyectar argón por medio de la flecha de agitación con lo cual se remueve el hidrógeno que puede estar presente en seno del metal líquido. (Carity, 1989), (Solorzano, 1995).

### **Temperatura de colada**

La temperatura de colada es importante para tener un buen llenado de la pieza, ya que una temperatura baja provoca una baja fluidez y un deficiente llenado de la pieza. Así mismo, una temperatura elevada puede provocar la oxidación de los componentes y el atrapamiento de gases. Por lo tanto, es importante realizar la colada entre (680 °C-725 °C) (Salinas, D.A 1993).

*En las figuras 7 y 8 del apéndice B se puede apreciar el comportamiento del índice de fluidez en compósitos dependiendo de la temperatura de colada.*

## **1.2 Propiedades y comportamiento de la aleación Al-Be**

Diversas investigaciones se han realizado sobre la aleación aluminio-berilio por que la combinación de dos metales ligeros se presenta a primera vista muy prometedor, pero la ausencia de compuestos y la limitada solubilidad de sólidos excluye aleaciones con propiedades importantes como las de un metal puro. De este modo si bien aleaciones con 70-50%wt Be están siendo usadas por el momento con un interés comercial; pero son muy limitadas sus aplicaciones. El principal uso de la aleación de aluminio-berilio es el de proteger la oxidación del magnesio durante la fusión de la aleación así como en tratamiento térmico o procesos de soldadura. El uso del berilio también es sugerido para controlar los niveles de Fe dentro de la aleación. Compuestos laminados de aleaciones de berilio-aluminio son usadas para fabricar placas.

El punto eutéctico esta a 645°C y probablemente a 0.8%wt Be. La solubilidad sólida a temperatura eutéctica es del orden de 0.6-0.14%wt Be decreciendo hasta 0.02%wt Be a 627°C y más o menos menores a 0.01%wt Be a 527°C. La fase de berilio  $\alpha$  (Be) es abundante en la aleación de aluminio; su estructura atómica es hexagonal; la estructura cubica que es la fase de berilio  $\beta$ (Be), existe sólo por encima de 1227°C y se representa solo en la aleación con contenidos menores al 15%wt Al, menor a 1%wt Al se disuelve en berilio.

*En la figura 9 del apéndice C se muestra el diagrama de fases binario Al-Be*

El parámetro de red reportado decrece, para el valor de  $4.0471 \times 10^{-10}$ m para un contenido en la aleación de 0.04% Be, pero no se ha podido demostrar abiertamente. La densidad y coeficiente de expansión térmica decrece parcial y linealmente para el aluminio con berilio. La conductividad térmica que se reporta es del orden de 0.01w/m/ °K. Adiciones de berilio reducen ligeramente la tensión superficial en el aluminio líquido; la resistividad eléctrica es muy afectada por una pequeña cantidad de Be en solución; la resistividad aumenta muy rápido aproximadamente  $2.80 \times 10^{-8}$ ohm-m a un 0.3%wt Be.

La resistencia al esfuerzo no aumenta grandemente y un tratamiento térmico no promueve un sustancial incremento en las propiedades de la aleación.

El berilio se puede usar para refinar el grano de las aleaciones de aluminio. El berilio aumenta la recristalización de aluminio puro a la temperatura de trabajo en frío, las cuales comercialmente son de 20-30 °K, después de un 90% de trabajo en frío. El endurecimiento por precipitado no es más apreciable pero se presenta en el rango de temperatura (200-450 °K.) (L. Mondolfo, 1976).

*Los datos de solubilidad de Be en Al son dados en la tabla No 2 del apéndice C.*

Es importante conocer la interacción del Be con otros elementos presentes en la aleación matriz, ya que esto nos permite conocer las fases presentes y las propiedades de dicha aleación. Esto se aprecia en un diagrama de fases ternario que presenta las cuatro fases de la aleación Al-Be-Si, la cual se puede observar en la figura No. 10 del apéndice C.

*En la Figura No. 11 del apéndice C, se muestra un diagrama Temperatura-Composición del diagrama de fases Al-Be-Si, el cual muestra un eutéctico ternario conteniendo 2% atómico de Be que equivale a 1.6% masa de Be. (G. Petzow and G. Efferberg. 1990).*

### **1.3 Efecto del Be en las aleaciones de aluminio**

La adición de algunas partes por millón de este elemento es efectiva para reducir las pérdida por oxidación y está asociada a la reducción de inclusiones de óxido de magnesio (Mg) en la composición final de la aleación. Estudios han demostrado que el incremento en la proporción del Be es requerido para suprimir la oxidación del Mg contenido en la aleación; una concentración alta mayor a 0.04% en peso de Be afecta la forma y composición de Fe contenido en la aleación, mejora la incorporación del cerámico, dando fuerza y ductilidad al compuesto. La adición es benéfica en la morfología cambiante de la fase insoluble  $\beta$ (FeAlSi), ya que el Be cambia la composición del intermetálico Al-Fe-Si rechazando el magnesio (Mg) y así permite usarlo para otros propósitos.

El berilio es utilizado en las aleaciones de aluminio que contienen magnesio, para reducir la oxidación a elevadas temperaturas; la adición de Be superior al 0.1% es usada en tinajas de aluminizados de acero para mejorar la adhesión de la película de aluminio y restringir la formación de complejos (hierro-aluminio). El mecanismo de protección del Be es atribuido a la difusión en la superficie de las aleaciones Al-Mg y sus productos son reducidos gracias a una pequeña cantidad de Be por la difusión de Be y la formación de un óxido. El berilio no afecta la resistencia a la corrosión del Aluminio; el berilio asimismo, es generalmente una ayuda en la soldadura desde 8 ppm, para el relleno de piezas metálicas.

El berilio puede ser venenoso o causar alguna enfermedad alérgica u ocasionar hipersensibilidad relacionada con la alta exposición; el berilio puede actuar asimismo, como agente carcinogeno por lo cual requiere precauciones especificas al momento de fundirlo; la inhalación de polvo contaminado con Be provoca un fuerte envenenamiento, por lo tanto; el Be no puede ser usado en las aleaciones de aluminio que tienen contacto con comidas o bebidas. Para mayor información consultar el apéndice D.

La norma define un contenido máximo de (Be) en una varilla de soldadura y del metal base a 0.008% y 0.01% respectivamente (J.R. Davis, 1994).

#### **1.4 Interacción Be-Fe en aleaciones específicas de Aluminio (A356-A357)**

La segregación dendrítica de las partículas reforzantes es un serio problema durante la fabricación de compuesto de matriz metálica de aluminio reforzada con partículas de SiC. Sin embargo, la uniformidad de las partículas reforzantes puede tener una dispersión uniforme en el metal líquido, pero puede segregarse interdendríticamente durante la solidificación. En ciertos casos la segregación causa severas aglomeraciones y contacto interparticular, pero este fenómeno no se observa en todos los casos. Los factores que se creen que influyen en dicho efecto son el crecimiento del brazo interdendrítico en la matriz, el tamaño de partícula, la relativa conductividad térmica de la matriz y las partículas; y la diferencia de ángulos de contacto entre la partícula/líquido y la partícula interfase sólida.

La adición de pequeñas cantidades de Be produce una capa protectora de óxido y disminuye el grado de oxidación de el magnesio así mismo disminuye el contenido de hidrógeno del metal vaciado, además de reducir la tensión interfacial. (Jonh W. Mccoy. Frunklin E. Wowner, 1990).

Diversas investigaciones han demostrado el efecto benéfico del Be en aleaciones coladas de aluminio tal es el caso de (S. Murali y Raman, 1994), quienes han comprobado que una pequeña cantidad de este elemento, puede ocasionar un cambio de la fase  $\beta$ (FeSiAl) en la matriz metálica a una nueva fase Be-Fe mejorando las propiedades mecánicas de la aleación.

Entre las aleaciones más usadas como materia prima para la fabricación de piezas metálicas o como matriz metálica para la fabricación de compósitos se encuentran las aleaciones (A356 y A357) Al-7Si - 0.3 Mg, las cuales presentan precipitados al momento de solidificar. Estas aleaciones son muy usadas en la industria aéreo espacial, de defensa y diversos sectores automotrices; las excelentes características de fundición y su alta resistencia y bajo peso le dan un gran uso a estas aleaciones. Si es deseable obtener propiedades mecánicas satisfactorias se debe tener un efectivo control de la composición química ya que, las propiedades mecánicas son función de estas (Mg, Si, impurezas de Fe) (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S. Murthy 1996).

Otras investigaciones han demostrado el efecto perjudicial del Fe (cuando se incrementa de 0.2 a 0.8%) con una significativa reducción en las propiedades mecánicas que trae como consecuencia una baja energía de impacto que causa una fractura frágil. Nuevos estudios han encontrado la forma de contrarrestar el efecto perjudicial de las impurezas de Fe alterando la morfología de la fase- $\beta$  con la adición de pequeñas cantidades de elementos como el Be, Mn, Cr, y Co, (individualmente o combinados), el Be ha mostrado ser el elemento más efectivo entre todos los elementos probados con anterioridad. *La microestructura de una aleación colada en arena con un alto contenido de Fe (0.8 -1.0%) es mostrado en la fig. 12a y con Be en la fig. 12b del apéndice C.* En la figura 12a se nota la aleación base, la fase- $\beta$  se ve principalmente en las regiones interdendríticas como agujas y placas, mientras que con la adición de Be una nueva fase Be-Fe con una morfología alterada (letras chinas, polígonos y hexágonos) es observada en el interior de las dendritas  $\alpha$ -Al. (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1995).

Un alto contenido de Fe en la aleación exhibe bajas propiedades tensiles y una fractura frágil, esto es atribuido a la presencia de la fase- $\beta$ . Sin embargo, la mayoría de las especificaciones internacionales permiten un contenido máximo de Fe de 0.6% en la aleación, estudios han demostrado que una presencia de Fe de 0.3-0.4% son suficientes para causar una sensible baja en las propiedades (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1992). Esto atribuido a la formación de largas y continuas agujas- $\beta$  en la aleación. Para alcanzar buenas propiedades mecánicas el Fe debe mantenerse lo más bajo posible (<0.2%) o utilizando aleaciones de alta pureza en aluminio, pero esto resulta demasiado caro; un proceso secundario para mejorar las propiedades, es la modificación de la aleación con diversos materiales tal es el caso del Be. (S Murthy, 1994). En este caso el Be mantiene las propiedades de las aleaciones contaminadas con Fe de 0.4 a 1%, en niveles de Fe menores a 0.2% como se muestra en la tabla 3 del apéndice C. (S. Murali S, F.S. Raman, K.S.S. Murthy, 1992). En la figura 13a a 13d del apéndice C se observan algunas

propiedades dependientes del contenido de Fe en aleaciones A356. (K.T. Koshoyop, S. Murali, F.S, 1993).

### 1.5 Solidificación de la fase $\beta$ -FeSiAl

En los casos de la aleación A356 llevada por arriba de la temperatura de liquidus (620°C) y templada muestra una estructura celular y dendritas de Al primario  $\alpha$ -Al, pero no muestra eutéctico ternario (Al, Si,  $\beta$ -FeSiAl) como muestra la fig. 14 del apéndice C. Durante la solidificación de la celda es común observar la segregación a lo largo de la celda en forma de placas. (B.Chalmers, 1967).

La figura 15a del apéndice C muestra una fotomicrografía de A356 con 0.6%Fe la cual muestra una estructura celular-dendrítica y una perturbación de la aleación de la fase  $\alpha$ -Al. En la figura 15b se observan características similares; sin embargo, las dendritas  $\alpha$ -Al se forman burdamente y en la región interdendrítica se forman pocas y finas agujas de la fase- $\beta$ . (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1995).

### 1.6 Solidificación de la fase Be-Fe

En la Fig. 16a del apéndice C, se muestra que las partículas de Be-Fe son componentes de las celdas y dendritas, estudios de esta fase indican la presencia de Al, Si, Fe, y Be en su composición. Las partículas Be-Fe están presentes en las celdas y en los límites de las celda. En la fig. 16b del apéndice C, se muestran las fases en forma de letras chinas de Be-Fe en el interior de las dendritas de aluminio primario  $\alpha$ -Al. El líquido remanente solidifica en forma de dendritas-celulares, que es la estructura básica de la aleación. La adición de Be a la aleación no solo altera la morfología de las agujas- $\beta$  en letras chinas o polígonos, sino también cambia la secuencia de la solidificación en la fase Be-Fe.

De este modo es evidente que el crecimiento de la fase Be-Fe en el interior de  $\alpha$ -Al es el resultado de una reacción peritética. Así la fase  $\beta$ -FeSiAl en la aleación Al-7Si-0.3Mg-Fe es formada por una reacción eutéctica ternaria en contraste con el Be adicionado a la aleación. Esto es una consecuencia por lo cual el efecto perjudicial del Fe en la fase  $\beta$  es nulificado por la adición de Be. El refinamiento de grano debido a la adición de Be es también un efecto atribuido a este fenómeno. (S. Murali, T.N. Guru, D.H. Sastry, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1994).

## 1.7 Propiedades mecánicas debidas al efecto del Be.

Con la adición de pequeñas cantidades de Be, se neutraliza el efecto perjudicial del Fe y se incrementan las propiedades mecánicas, cuando el nivel de Fe en la aleación es mayor a 0.8% decrecen sensiblemente las propiedades tensiles y las propiedades de impacto. Con la adición de una pequeña cantidad de Be el Fe mantiene propiedades uniformes desde 0.1 a 0.93% aún cuando las especificaciones tienen un límite de 0.5-0.6%. La dureza, elasticidad, fuerza de cedencia, ductilidad y tenacidad de fractura son mostradas en las figuras 17a a 17c del apéndice C, donde se observa el efecto alterador del Be. Este comportamiento se ha observado en un grado uniforme de composiciones. (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1994). La figura 18 del apéndice C muestra el efecto de varios modificadores entre ellos, el Be (C.K. Sigworth, 1983).

El mejoramiento de las propiedades mecánicas por adición de Be en la aleación Al-Si-Mg con impurezas de Fe es atribuido a la forma alterada de la fase Be-Fe y a su localización en el interior de las dendritas (Al- $\alpha$ ). Estudios microestructurales cercanos a la superficie de la fractura indican que una grieta nuclea preferentemente en la fase Be-Fe algo parecido a las partículas de Si y estas grietas pueden detenerse al acercarse a las dendritas mejorando las propiedades mecánicas de la aleación. (S. Murali, F.S. Raman and K.S.S Murthy, 1996).

Bajo las consideraciones anteriores y dado que no se han realizado estudios sobre elementos aleantes como el Be a compósitos de matriz metálica base Al-SiC, se adaptan los estudios de S. Murali, et al, por lo tanto creemos que el Be, al disminuir la tensión superficial como se menciona en la sección 1.3 de esta tesis, podría, ayudar a la incorporación de partículas de SiC, mejora las propiedades mecánicas de dicho compósito ya que este elemento evitaría la segregación del cerámico a regiones interdendríticas, además de interactuar con el contenido de Fe en la aleación matriz, inducir a una refinación de grano y modificar la morfología del eutéctico Al-Si de la matriz, dando como resultado, un compósito con mejores cualidades.

## 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La experimentación realizada para llevar a cabo la serie de pruebas que fueran reproducibles y determinaran el efecto del Be sobre algunas características estructurales en los compósitos, como porosidad, distribución de cerámico, incorporación del mismo, efecto en la microestructura de la matriz y adherencia cerámico-matriz fueron elaborados bajo un estricto control de todas las variables involucradas.

### 2.1 Diseño experimental

El parámetro del experimento que se varió para determinar el efecto que tiene el adicionar berilio sobre la incorporación y distribución de SiC en el compósito, como en la estructura de las matrices sin reforzar fue sólo la cantidad de berilio adicionado al baño metálico, estas cantidades se presentan a continuación:

Parámetro variable  
(Adiciones de Be)

Material Adicionado	Be	Be	Be	Be	Be
%en peso	0.005	0.01	0.02	0.03	0.04

Los parámetros que se mantuvieron fijos durante la experimentación, y que permitieron realizar un barrido de pruebas se presentan en la siguiente tabla:

Parámetros experimentales mantenidos constantes y sugeridos en experimentaciones anteriores:

Parámetros del proceso mantenidos constantes

Velocidad de agitación	1050 RPM
Temperatura del baño	780°C
Tamaño de partícula	36-38 $\mu\text{m}$
Temperatura de precalentamiento de SiC	550 °C
Flujo de Argón	1.5 l

## 2.2 Material y equipo

### 2.2.1 Materiales empleados

- a) Aleación comercial de Aluminio A356
- b) Partículas de carburo de silicio malla 360 (38-36 $\mu$ m)
- c) Aluminio pureza comercial 99.97%
- d) Berilio puro
- e) Gas (argón)

Los materiales empleados fueron, comerciales, de este modo la aleación A356 fue utilizada debido a su alta comercialización y a sus múltiples aplicaciones industriales, en la Tabla siguiente se muestra la composición química de la aleación A356 analizada por espectrometría de emisión con un espectrolab-LABX.

Elemento	Fe	Mg	Cu	Na	Sr	Ti	Mn	Zn	Si	Al
wt% (Nominal) <sup>2</sup>	0.45	0.44	0.20	0.009	0.00	0.04	0.12	0.09	7.4	balance

Así mismo, se utilizó como reforzante partículas de SiC con forma angular, esto debido al bajo costo con respecto a otros reforzantes y a la facilidad de obtención. El porcentaje en volumen de carburo de silicio adicionado fue una constante del proceso y fue de 20% siempre utilizando partículas con un tamaño de (38-36  $\mu$ m).

El aluminio puro y el berilio se utilizaron para fabricar una aleación maestra que permitiera la fácil adición de Be al baño metálico para la fabricación del compuesto. Estos elementos son lo más puros posibles, ya que la composición puede alterar la composición final de la aleación.

El gas argón de alta pureza (99.995%) se inyectó por medio de la flecha de agitación a un flujo constante de 1.5 l/min, el objetivo de adicionar argón fue disminuir el número de porosidades causadas por el hidrógeno disuelto en el baño metálico.

## 2.3 Equipo

El equipo que se utilizó para realizar las pruebas fue el equipo de vórtice con que cuenta el Departamento de Metalurgia de la Facultad de Química, cabe destacar que este equipo fue construido en base a lo sugerido por varios investigadores que aparecen en la revisión bibliográfica, y usado en otras investigaciones. A continuación se describe detalladamente el equipo empleado para llevar a cabo la etapa experimental.

### 2.3.1 Equipo de fusión

El sistema de fusión esta constituido en forma general por un horno de resistencias eléctricas de 3500 W y alimentación de 220V. El horno posee una base de ladrillo refractario para mantener firme un crisol; el crisol utilizado fue de carburo de silicio de tamaño A10. Las resistencias están cubiertas con pintura de Zircón, la cual es necesaria para evitar que los posibles derrames de metal fundido se filtrasen por las grietas del refractario y dañaran las resistencias.

El sistema de fusión contó con una tapa de fibra refractaria con un soporte de acero, el uso de dicha tapa, permitió minimizar las pérdidas de calor y, mantener así, la temperatura constante.

### 2.3.2 Sistema motriz

El sistema motriz consistió en un taladro de mano con línea de alimentación de 120V y con una velocidad variable. El control de la agitación se hizo usando un cinturón ajustable con un tomillo de  $\frac{5}{8}$  de pulgada para el gatillo del taladro; este fijaba la velocidad, misma que se medía utilizando un tacómetro digital

### 2.3.3 Sistema de precalentamiento y dosificación del cerámico

Este sistema consta de una tolva/horno, sujeta a la tapa del horno de fusión. La tolva/horno, esta compuesta de un cilindro de acero que contiene dentro de sí resistencias eléctricas. Dentro de la cavidad de las resistencias, hay un contenedor cilindrico con la parte inferior en forma de cono. En esta parte interior esta el dosificador que consiste en un tubo que desemboca en el baño líquido y cuyo objetivo es alimentar el SiC al centro del vórtice creado por la flecha de agitación. Hay que mencionar que en el tubo de alimentación se adicionó una llave de paso para hacer más manejable la dosificación del material cerámico.

### **2.3.4 Equipo de control de temperatura**

El equipo de control de temperatura constó de un termopar tipo k (cromel-alumel) con una cubierta de acero de  $\frac{1}{32}$  de pulgada para, poder saber con exactitud la temperatura del baño, así como para controlar el sistema de precalentamiento y dosificación del cerámico. En el equipo de fusión se encontraba un termopar tipo k de  $\frac{1}{16}$  de pulgada cubierto con bifilares de refractario, el cual estaba conectado a un controlador de tipo electrónico que indicaba y controlaba la temperatura del baño durante el proceso de fabricación.

Los termopares fueron cubiertos con pintura refractaria de Zircón para evitar, como ya se mencionó antes, que el aluminio fundido disolviera el acero y contaminara el baño metálico.

### **2.3.5 Accesorios de fusión**

El equipo que se utiliza durante el proceso de fabricación de compósitos, esta compuesto, por un multímetro, tacómetro digital, flujometro, equipo de protección, que consta de guantes de asbesto, bata y careta de protección. También se cuenta con pinzas para crisol, maneral de vaciado, cuchara de escoriación y, un molde permanente, donde se realiza la colada. El molde es de tipo cilíndrico de donde, se obtienen las piezas para hacer posteriormente el análisis metalográfico del compósito.

### **2.3.6 Flecha de agitación**

La flecha debe tener una longitud de 36 cm para que pueda sumergirse en el baño metálico de 1- 1.5 cm del fondo del crisol usado para la fusión. Esto tiene como objetivo agitar el baño metálico y crear un vórtice perfecto con una inclinación aproximada de 40 a 45 grados. El cuerpo de la flecha esta constituido de un tubo hueco y sellado el extremo superior, con un diámetro interno de  $\frac{1}{8}$  de pulgada y externo de  $\frac{1}{2}$  pulgada, el acero del que esta hecho es un acero SAE 3140.

El argón es inyectado por el hueco de la flecha hasta la parte inferior de la flecha, la cual contiene un tapón poroso, que impide que el argón salga a chorro turbulento y arrastre así las partículas del cerámico.

Las propelas están fabricadas de un acero SAE 1045 tomando el diseño usado por (Rana, 1984), estas estaban constituidas por 3 propelas que se encuentran separadas 120 grados unas de otras. Las propelas se cubrieron con fibra refractaria y fue pintada con pintura de zircón, ya que el contacto directo de la flecha con el metal fundido produciría un ataque y disolución casi inmediata del acero.

## **2.4 Procedimiento experimental**

Después de haber definido los parámetros fijos y los parámetros variables para la fabricación de compósitos y tomando como referencia la metodología para la elaboración de los materiales compuestos de matriz metálica descrita en la bibliografía, definiremos las diversas etapas, a saber:

- a) Limpieza y revisión previa del equipo
- b) Preparación de carga y limpieza de esta
- c) Preparación de aleación maestra Al-Be

### **Aleaciones sin reforzar de aluminio**

- a) Fusión del metal y adición de Be
- b) Fabricación de aleaciones sin reforzar con y sin Be

### **Fabricación de compósitos**

- a) Precalentamiento del cerámico
- b) Incorporación del cerámico al metal fundido; agitación e inyección de argón, adición de Be
- c) Colada a los moldes
- d) Preparación metalográfica de las muestras obtenidas
- e) Evaluación de las muestras obtenidas

#### **a) Limpieza y revisión previa del equipo**

Para realizar cada experimento es indispensable garantizar el buen funcionamiento del equipo, ya que los instrumentos de control permiten conocer los valores de las variables para impedir, que estas estuvieran fuera del rango de trabajo. Así mismo, era indispensable comparar las lecturas del controlador de temperatura del horno, con la medida por termopares independientes para asegurar la temperatura del trabajo.

El equipo debe encontrarse en condiciones óptimas; es decir, sin residuos de otras fusiones, la tolva debe estar libre de carburo de silicio y el crisol limpio o, en caso contrario, se tenía que realizar la limpieza correspondiente antes de usarlo, para ello se utilizaba la técnica de raspado; por otro lado, el refractario del horno se verificaba antes de cada experimento para restaurarlo, ya que las altas temperaturas lo agrietan o fracturan.

## **b) Preparación de carga y limpieza de esta.**

La preparación de la carga consistió en pesar una cantidad de aleación comercial A356 (Al-7Si-0.3Mg) de 850-1000g, con la finalidad de llenar el crisol a un nivel adecuado; es decir, que fuese suficiente material para que se forme el vórtice, pero no excesivo, para evitar el derramamiento del compuesto por acción de la agitación mecánica. La aleación debía estar perfectamente limpia y precalentada, ya que mediante este mecanismo se elimina la humedad y fluidos que pudieran estar presentes.

El peso del material cerámico está en función del peso de la aleación A356, este debía mantenerse en un envase cerrado después del pesado para evitar su contaminación e impedir que se humedezca.

El material para introducir el Be, en este caso, una aleación maestra Al-0.65%Be, se pesó en función de aleación A356 y de la cantidad predeterminada para cada prueba experimental, después del pesado, esta se envolvió en papel aluminio para evitar su contaminación y su fácil adición al baño metálico.

## **c) Preparación de la aleación maestra Al-Be**

La fabricación de la aleación maestra comenzó desde la revisión del diagrama de fases aluminio-berilio, ya que este permitió obtener los parámetros óptimos de fabricación. Por este motivo se fabricó una aleación eutéctica con 0.8% wt de Be. El equipo utilizado fue un horno de inducción, ya que la diferencia de densidades, y temperaturas de fusión así como la baja solubilidad del Be en Aluminio líquido no permite fabricar la aleación en un horno eléctrico. El tiempo de fabricación fue de 35 min a una temperatura de 700 °C, la aleación fue colada en una lingotera de hierro colado, se dejó enfriar y se le hicieron pruebas para determinar la composición de Be aplicando métodos metalográficos cuantitativos, esto se describe con detalle más adelante.

## **Aleaciones sin reforzar**

### **a) Fusión del metal y adición de Be**

Después de haber precalentado lo suficiente los lingotes de aleación A356 entre (120 °C-200 °C), se colocaron dentro del crisol. La temperatura de trabajo fue superior a 720 °C durante la etapa de fusión; un vez fundido el metal, se retira la capa de óxido de la superficie que se origina por este proceso, ya que esta puede interferir negativamente en la fabricación del compuesto al fungir como escoria y causar inclusiones de óxido en la matriz metálica. Una vez retirada la capa de óxido, y alcanzada la temperatura de trabajo de 780 °C, se adicionaron los diferentes niveles de berilio a la aleación matriz, los mismos se determinaron con base en la información existente en la bibliografía previamente revisada, principalmente en los trabajos realizados por (S. Murali. 1990-1994).

La adición de la aleación maestra entró en solución total con el baño metálico liberando la cantidad correspondiente de Be, de acuerdo a la bibliografía consultada, los niveles adicionados a la matriz metálica fueron los siguientes: 0.005, 0.01, 0.02, 0.03, 0.04% wt de Be.

### **b) Fabricación de aleaciones sin reforzar con y sin Be**

Las condiciones experimentales de tratamiento fueron similares a los del punto (a); la temperatura máxima de trabajo fue de 780 °C, la adición de la aleación maestra se realizó mediante la inmersión de una campana la cual contenía aleación maestra con una posterior agitación manual para la incorporación y distribución del mismo en el baño de metal líquido. Se desgasificó con un burbujeo de gas argón con un flujo de 1.5 l/min para finalmente colar la muestra en un molde permanente cilíndrico del cual se obtienen muestras de 2.5 cm de diámetro por 20 cm de longitud.

En este mismo proceso se fabricó una aleación sin reforzar con la máxima cantidad predeterminada de Be, con agitación mecánica. La finalidad de fabricar esta muestra fue evaluar la variable "agitación" sobre la microestructura de la matriz metálica.

## **Fabricación de compósitos**

### **a) Precalentamiento del cerámico**

El carburo de silicio se introduce a la tolva-horno al mismo tiempo en que el metal comienza a fundirse, en este momento la tolva-horno se enciende hasta alcanzar una temperatura de 550 °C. La temperatura no debía ser mayor pues se presentan apelmazamientos y descomposición del SiC. el precalentamiento fue de 15 a 20 minutos.

## **b) Incorporación del cerámico al metal fundido; agitación e inyección de Ar.**

Una vez fundida una carga de aproximadamente 900g de aleación A356, incorporado la aleación maestra y precalentado el cerámico a 550 °C, se sometió la aleación a una agitación mecánica de 1050 Rpm, por medio de la flecha, en este momento de agitación, se adicionó el carburo de silicio por medio del distribuidor a un flujo aproximado de 15g/min; el volumen adicionado de SiC fue siempre de 20% Vol, el tiempo de incorporación fue de aproximadamente 18 min.

El flujo de argón se iniciaba desde la introducción de la flecha de agitación al baño metálico y continuaba durante todo el proceso de incorporación de cerámico, el flujo utilizado de argón fue de 1.5 l/min.

Desde luego es importante mencionar que se hicieron experimentos sin la adición de aleación maestra con la finalidad de establecer muestras testigo.

## **c) Colada de la muestra**

Para colar la muestra, el crisol se extraía del horno y se colocaba en un maneral; el molde utilizado fabricado de hierro colado, permitía obtener muestras de un diámetro de 2.5 cm y una longitud de 20 cm. La temperatura de colada se procuraba mantener constante entre 740 y 760 °C.

## **d) Preparación metalográfica de las muestras obtenidas**

Una vez obtenidas las barras de compósitos, como las de las matrices sin reforzar en sus diferentes condiciones, se media 1 pulgada a partir de la base y se practicaba un corte, luego se media 1 pulgada a partir del inicio de la pieza y se cortaba otra muestra con la finalidad de evaluar la incorporación y distribución de partículas de SiC en los compósitos y, la microestructura en las aleaciones sin reforzar. Para ello las muestras fueron desbastadas en lijas de 240, 320, 440 y 620, después pulidas con alumina de 0.3µm y tartrato de amonio, posteriormente, pulidas con pasta de diamante, para dar un buen acabado que permitiese el análisis microscópico. Las muestras no fueron atacadas ya que la imagen observada en el microscopio era nítida y permitía observar detalladamente la microestructura).

## e) Evaluación de los muestras obtenidas

Una vez preparada la muestra se procedió al análisis metalográfico por medio de microscopía óptica con la finalidad de evaluar características macro y microestructurales.

Las características macroestructurales que fueron evaluadas fueron el tamaño de grano y la porosidad. Para revelar el tamaño de grano se utilizó una solución de cloruro de cobre al 20% y una solución 1 a 6 ácido fluorhídrico y ácido clorhídrico, para limpiar la pieza se utilizó agua. El tamaño de grano se evaluó por medio del estándar y de la norma ASTM E91-SIT y el nivel de porosidad se evaluó por comparación con el estándar de porosidad. En la Fig. 19 y 20 del apéndice E se muestran los patrones antes mencionados.

Las características microestructurales que se evaluaron fueron la incorporación y distribución de partículas de carburo de silicio en la matriz metálica, la morfología del Si en la fase eutéctica y la magnitud del DAS (espaciamiento del brazo interdendrítico) así como la presencia de segundas fases. Para evaluar la distribución de SiC en la matriz y la magnitud de DAS, se midió la distancia promedio entre las partículas y número de partículas por  $\text{mm}^2$ . Estas mediciones se hicieron mediante Microscopía óptica con análisis de imágenes empleando un software llamado GlobalLab. El nivel de modificaciones se evaluó por medio del estándar mostrado en la fig., 21 del apéndice E.

Durante la evaluación también se utilizó el análisis con microscopio electrónico de barrido Jeol JSR35 CF equipado con WDS Ortec mediante esta técnica se observó con mayor detalle algunas de las muestras.

### 3. RESULTADOS Y OBSERVACIONES

A continuación se presentan los resultados y las observaciones obtenidas en el desarrollo experimental para las diferentes condiciones ensayadas.

Como se mencionó anteriormente los parámetros para la fabricación de aleaciones sin reforzar y compósitos fueron los siguientes:

#### Parámetros constantes

Velocidad de agitación	1050 Rpm
Temperatura del baño	780°C
Tamaño de partícula	36-38µm
Temperatura de precalentamiento del SiC	550 °C
Flujo de argón para desgasificar	1.5 l/min
Volumen del cerámico (SiC)	20% vol SiC

#### Parámetro variable (Adiciones de Be)

Material adicionado	Be	Be	Be	Be	Be
% peso de Be	0.005	0.01	0.02	0.03	0.04

#### 3.1 Aleación maestra

Se fabricó una aleación maestra hipoeutéctica con una composición de 0.65% en peso de berilio, (ver diagrama de fases binario Al-Be; Fig. No. 9 del apéndice C). El nivel de Be se obtuvo por métodos metalográficos cuantitativos, debido a que no se contaba con los medios para determinar el contenido de Be por análisis químico tanto en la USAI, como en el laboratorio de análisis químico del Departamento, por lo que se recurrió a un método opcional con el cual se determinó el porcentaje de Be en la aleación, este se basó en las cantidades de fase eutéctica (Al-Be) y la solución sólida  $\alpha_{Al}(Be)$  encontrados mediante análisis metalográfico cuantitativo, el procedimiento fue el siguiente:

De una fotografía obtenida por SEM, se recortaron las fases eutéctica y solución sólida  $\alpha$ , se pesaron por separado y se obtuvo un porcentaje de dichas fases y por la relación de pesos se

obtuvo la cantidad de Be en la aleación, ya que conociendo el diagrama de fases Al-Be se conoce el contenido de Be en la fase eutéctica. En la figura numero 1 se observan las respectivas áreas de fase eutéctica y solución sólida  $\alpha$ , cabe mencionar que la fotografía es de una estructura de colada, y que el resultado obtenido es un promedio de 5 muestras analizadas.

El cálculo con el cual se obtuvo la cantidad de Be contenido en la aleación maestra se presenta a continuación:

Peso de la fase  $\alpha$  = 0.351 g

Peso del eutéctico = 1.532 g

Peso total = 1.874 g

$$\% \alpha = \frac{0.351 \text{ g}}{1.874 \text{ g}} \times 100 = 19\%$$

$$\begin{aligned} 100\% \epsilon &= \underline{\quad} 0.8 \text{ g de Be} \\ 81\% \epsilon &= \underline{\quad} X \end{aligned}$$

$$X = 0.650\%$$

$$\% \epsilon = \frac{1.523 \text{ g g}}{1.874 \text{ g}} \times 100 = 81\%$$

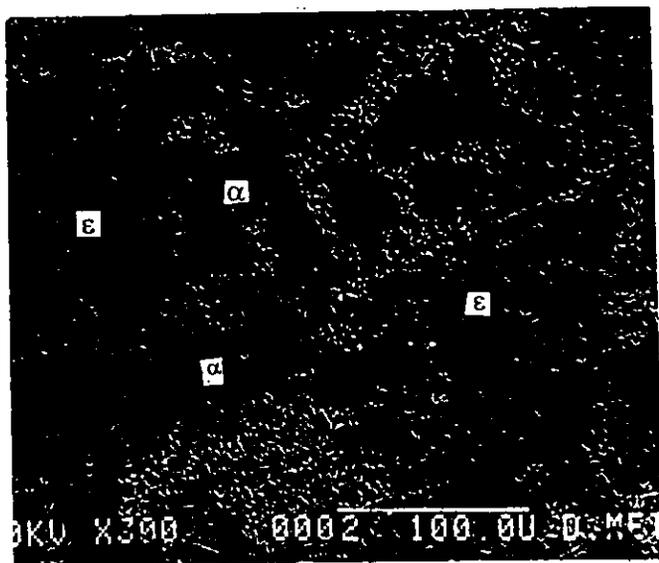


Figura No. 1 Microestructura de aleación maestra Al-0.65% Be que muestra un típica estructura hipoeutéctica, las zonas marcadas representan la fracción de área de fase  $\alpha$ , fotografía obtenida por SEM. (Microscopia electrónica de barrido)

### 3.2 Aleación A356 sin y con adición de Be

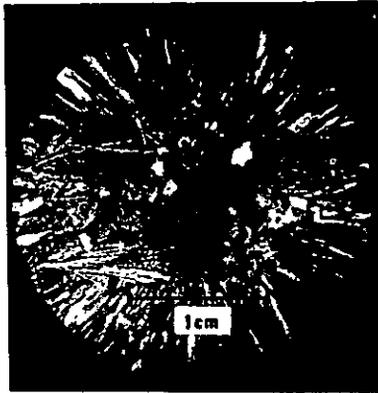
La evaluación de las características microestructurales en las diferentes aleaciones se realizó por medios metalográficos, cuantificando para áreas representativas de la muestra: el % de porosidad (%P), el tamaño de grano (# ASTM), esto a nivel macroestructural. A nivel microestructural se evaluó: la morfología del silicio en la fase eutéctica (NM), la magnitud de espaciamiento interdendrítico (DAS) y la presencia de fases adicionales. Estos resultados se presentan en la tabla No. 1

**Tabla No. 1 Resultados de evaluación macro y microestructural de aleaciones sin reforzar**

Muestra	%P	# ASTM	NM	DAS ( $\mu\text{m}$ )	Fases adicionales
A356	0%	4	1	20	Sin fase
A356, c.a	0.18%	7	3	16	Sin fase
A356 + 0.005% wt Be	0.10%	11	2	18	Presenta 2a. fase
A356 + 0.01% wt Be	0.10%	13	4	22	Presenta 2a. fase
A356 + 0.02% wt Be	0.10%	14	4	26	Sin fase
A356 + 0.03% wt Be	0.10%	14	5	27	Sin fase
A356 + 0.04% wt Be	0.10%	14	5	27	Presenta 2a. fase
A356 + 0.04% wt Be c.a	0.14%	14	5	30	Sin fase

%P= Porcentaje de porosidad. # ASTM= Tamaño de grano, NM= Nivel de modificación  
DAS = magnitud del espaciamiento interdendrítico en micras. c.a = con agitación

Al analizar los resultados presentados en la tabla anterior se obtuvo en términos generales lo siguiente: primero, la agitación mecánica promueve el aumento de porosidad en las muestras; segundo, la agitación afecta la forma y el tamaño de grano lo que provoca un tamaño de grano más uniforme, esto se puede observar al comparar las macroestructuras de las muestras obtenidas con agitación figura No. 2 y sin agitación figura No. 3.



*Figura No. 2 Macroestructura de la matriz sin reforzar A356 obtenida con agitación. Se observa una disminución en el tamaño de grano respecto a la matriz sin agitación.*



*Figura No. 3 Macroestructura de la matriz sin reforzar A356 obtenida sin agitación. Muestra tamaño de grano grande.*

A nivel microestructural, la agitación crea un ligera modificación del Si eutéctico, dado que se presentan gran cantidad de partículas de Si en forma laminar, en cuanto a la magnitud del espaciamiento interdendrítico no se ve afectado sensiblemente por el mecanismo de agitación. Esto se puede ver en las figuras No. 4 y No. 5, en las cuales se observan las características del Si y una aproximación del DAS.

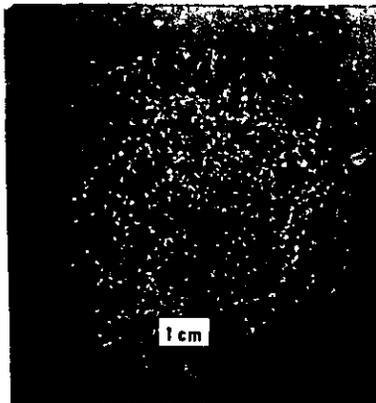


*Figura No. 4 Microestructura de la aleación sin reforzar obtenida sin agitación. Se observa, la estructura laminar del Si y el comportamiento del DAS.*



*Figura No. 5. Microestructura de aleación sin reforzar obtenida con agitación. Se observa la estructura fragmentada del Si y una aproximación del DAS.*

Respecto a las matrices sin reforzar que recibieron tratamiento con Be, se puede mencionar que no hay aumento en el nivel de porosidad. El tamaño del grano es sensiblemente afectado por una pequeña adición de Be, este cambio en la morfología del grano se presenta con adiciones desde (0.005% wt Be), al observar y comparar las figuras No. 3 y No. 6 se pueden apreciar estos cambios.



*Figura No. 6. Macroestructura de aleación sin reforzar con adición de 0.02% en peso de Be. Muestra una estructura refinada con respecto a la matriz sin Be.*

A nivel microestructural se observa que la morfología del Si en la fase eutéctica se ve modificada con la adición de Be, mientras que la magnitud del espaciamiento interdendrítico va en aumento al incrementarse la cantidad de Be como lo muestra la tabla No. 1 de resultados; estos resultados se observaron al confrontar las figuras 4 y 7. Cabe mencionar que algunas de las matrices sin reforzar adicionadas con Be presentaron la formación de segundas fases, esto por la interacción del Be, con los elementos aleantes de la matriz, estas fases se presentan en forma de agujas a lo largo de las dendritas, y se pueden observar en la figura No. 8.



Figura No.7. Microestructura de matriz sin reforzar adicionada con 0.02% en peso de Be. Se observa la morfología del Si.

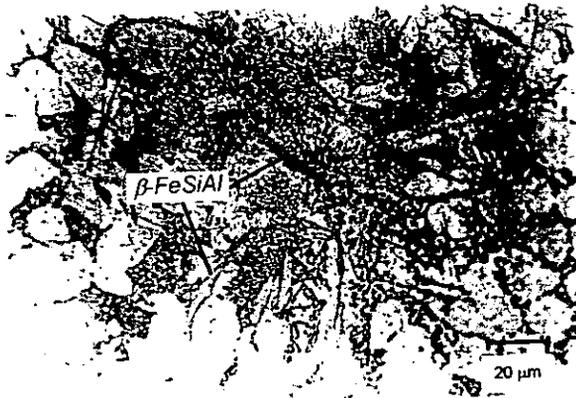
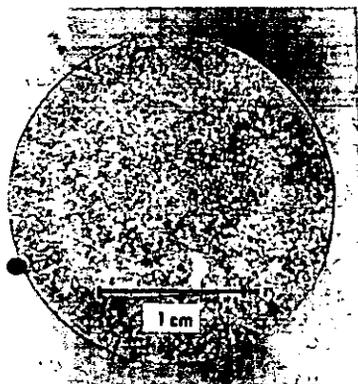


Figura No. 8. Microestructura de matriz sin reforzar adicionada con 0.01% en peso de Be. Se observa la presencia de Agujas  $\beta$ -FeSiAl y la estructura del Si.

En el caso de la aleación sin reforzar con agitación y con la máxima adición de Be, se puede observar que estas condiciones provocan un pequeño aumento en la porosidad junto con un refinamiento de grano, que provoca un tamaño de grano equiaxial más uniforme, esto se puede observar en la figura No. 9, y se puede corroborar al comparar esta figura con la macroestructura de la aleación sin reforzar con agitación en la figura No. 2.



*Figura No.9. Macroestructura de matriz sin reforzar con agitación y con 0.04% en peso de Be. Se observa un refinamiento de grano, con respecto a la matriz sin reforzar con agitación.*

Con respecto a la morfología del Si se observa una buena modificación del Si eutéctico. El crecimiento del brazo interdendrítico aumentó sensiblemente, y no hay presencia de segundas fases, este comportamiento se puede observar en la figura No. 10



*Figura No.10. Microestructura de matriz sin reforzar con agitación y con 0.04% en peso de Be. Se observa la morfología del Si y una aproximación del DAS.*

### **3.3 Compósitos (Al-Si/20%Vol SiCp), adicionado con Be.**

Para evaluar a los materiales compósitos, además de las características mencionadas en las aleaciones sin reforzar, (Tamaño de grano (#. ASTM), por ciento de porosidad (%P), morfología del Si en la fase eutéctica (NM), y la magnitud del espaciado interdendrítico (DAS), fue necesario evaluar adicionalmente: el número promedio de partículas por  $\text{mm}^2$  en la matriz (# P/ $\text{mm}^2$ ), diámetro promedio de los poros (DmP) y número de aglomerados por  $\text{mm}^2$  (# A/ $\text{mm}^2$ ). Previamente se define como aglomerado al conjunto de 10 o más partículas que tienen una separación de menos de  $5\mu\text{m}$ . Estos resultados son presentados en la tabla No. 2.

Tabla No. 2

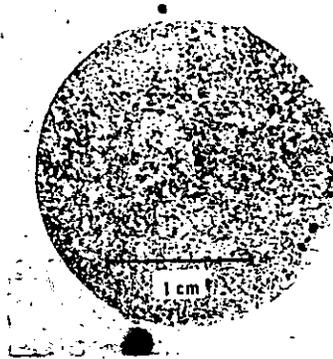
Resultados para compósitos Al/Si/20% Vol SiCp con diversas adiciones de Be.

Muestra	# ASTM	%P	DmP ( $\mu\text{m}$ )	DAS ( $\mu\text{m}$ )	NM	# P/mm <sup>2</sup>	# A/mm <sup>2</sup>
20% vol SiC	11	2.9	25	21	4	202	11
20% vol SiC + 0.005%wt Be	14	5.3	95	25	4	134	10
20% vol SiC + 0.01%wt Be	14	5.3	85	25	5	187	8
20% vol SiC + 0.02%wt Be	14	5.3	65	26	5	150	7
20% vol SiC + 0.03%wt Be	14	5.3	45	27	5	157	6
20% vol SiC + 0.04%wt Be	14	2.9	30	26	5	120	4

# ASTM= Tamaño de grano. %P= por ciento de porosidad. DmP ( $\mu\text{m}$ )= Diámetro promedio de los poros. DAS ( $\mu\text{m}$ )=magnitud del espaciamiento interdendrítico. NM= Morfología del Si en la fase eutéctica. # P/mm<sup>2</sup>= Número promedio de partículas observado por mm<sup>2</sup>. #A/mm<sup>2</sup>=Número de aglomerados por mm<sup>2</sup>.

De acuerdo a los resultados reportados en la tabla anterior, se observan de manera general dos aspectos a discutir: el efecto del carburo de silicio y el efecto del berilio.

La presencia del carburo de silicio en el compósito afecta sensiblemente el tamaño del grano, generando un tamaño de grano equiaxial y uniforme y el nivel de porosidad aumentó considerablemente por el efecto de la agitación, estas características pueden ser observadas al comparar las figuras No. 11 y No. 2.



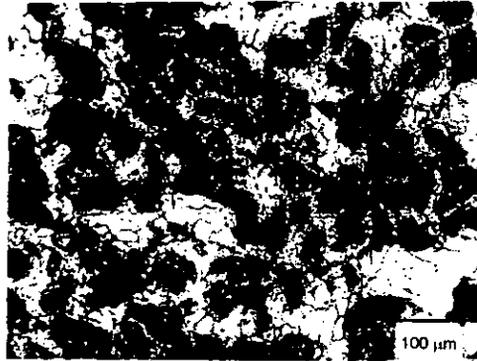
*Figura No.11. Macroestructura de compuesto Al-7Si/20%SiC. Se observa una tamaño de grano fino.*

A nivel microestructural de silicio eutéctico presenta una estructura suficientemente modificada ya que se observa una estructura laminar fracturada completamente, el espaciamiento interdendrítico, promedio del compuesto, es similar al de aleaciones sin reforzar, indicando que el efecto del SiC en el (DAS) es mínimo o despreciable, esto se puede observar en la figura No. 12 y corroborar con la figura No.5.



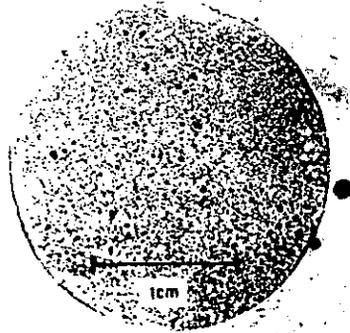
*Figura No.12. Microestructura de compuesto Al-7Si/20%SiC. Se observa estructura de Si eutéctico modificado y aproximación del DAS..*

Por otra parte el compuesto mostró una aceptable distribución e incorporación de cerámico, pero el número de aglomerados es alto, esto indica una regular integración del cerámico en la matriz, de igual modo se presenta porosidad en la muestra pero con un diámetro de poro pequeño. Esto se observa en la figura No. 13.



*Figura No.13. Microestructura de compuesto Al-7Si/20%SiC. Se observa aceptable distribución del cerámico, y porosidad baja.*

Para las muestras adicionadas con Be se observan los siguientes resultados: hablando macroestructuralmente el tamaño de grano se refino en todos los casos por la presencia del Be, esto se corrobora al observar las figuras No. 14 y No. 11, ya que se compara un compuesto sin Be y otro con Be, así mismo, la porosidad no cambia ya que es función del proceso y no del Be adicionado, esto lo podemos comprobar al examinar la figura No. 14 con la figura No. 3 y la figura No.11. Cabe mencionar que el tamaño de grano se mantiene uniforme y fino para todos los diferentes niveles de Be.



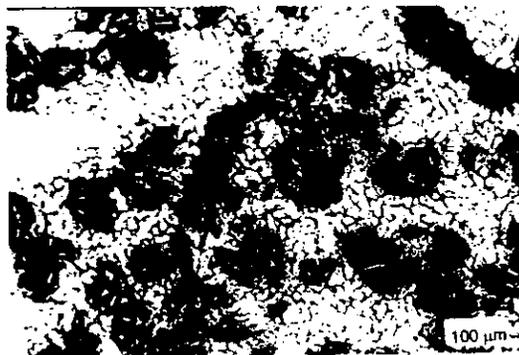
*Figura No. 14. Macroestructura de compuesto adicionado con 0.02% en peso de Be. Se observa un tamaño de grano fino y equiaxial.*

A nivel microestructural no hay cambios significativos comparando los compósitos con Be y el compuesto sin Be pues el espaciamiento interdendrítico promedio en los diferentes niveles de Be es similar al compuesto sin adición de Be y se mantiene constante en todas las muestras, así mismo, el nivel de modificación del Si eutéctico es constante y se encuentra bien modificado pues se observan partículas fibrosas y redondas, esto se puede verificar al observar las figuras No. 15 y No. 12, las cuales muestran estas características.



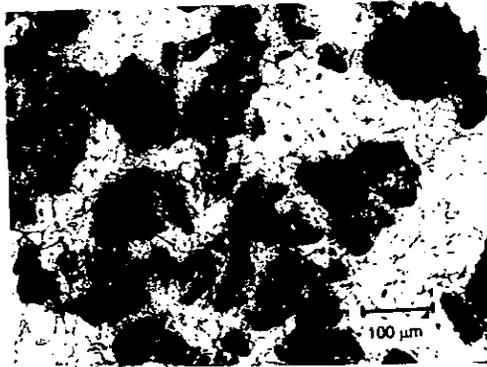
*Figura No. 15. Microestructura de compuesto adicionado con 0.04% en peso de Be. Se observa la estructura modificada del Si y aspectos del DAS.*

Con respecto al efecto de Be sobre el reforzante en relación al número de partículas observadas por  $\text{mm}^2$  se observa una disminución al incrementar la cantidad de Be y no muestra un patrón fijo ya que a nivel de 0.01% wt Be la cantidad aumenta y en las pruebas sucesivas disminuye; el número de aglomerados disminuye conforme aumenta la cantidad de Be, esto se puede observar al comparar las figuras No. 16 y No. 13.

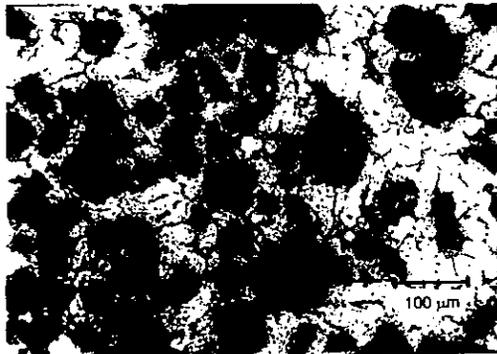


*Figura No. 16. Microestructura de compuesto adicionado con 0.01% en peso de Be. Se observa irregular integración de cerámico, alta porosidad y presencia de aglomerados.*

La porosidad también se vio afectada por la presencia del Be ya que el diámetro del poro aumentó al aumentar la cantidad de Be, pero no muestra un patrón fijo pues el poro empezó a disminuir de tamaño a partir de la muestra con 0.03% en peso de Be, estos resultados se observan al comparar las figuras No. 17 y No. 18.



*Figura No. 17. Microestructura de compósito adicionado con 0.005% en peso de Be. Se observa menor incorporación de cerámico y poros grandes.*



*Figura No. 18. Microestructura de compósito adicionado con 0.03% en peso de Be. Se observa la distribución del cerámico y disminución del número de aglomerados con respecto al compósito sin Be.*

## 4.- ANÁLISIS DE RESULTADOS

Para determinar las diferencias encontradas primeramente estableceremos, las características de las muestras patrón (aleación Al-Si sin reforzar sin Be) y sobre estas se analizarán los resultados encontrados tanto para las aleaciones sin reforzar como para los compósitos.

### 4.1 Aleaciones sin reforzar

#### 4.1.1 Efecto de la agitación sobre la aleación sin reforzar A356

Analizando a nivel macroestructural, la aleación matriz A356, con y sin agitación, se tiene que la agitación afecta la forma y el tamaño de grano, la agitación provoca un incremento en la magnitud de la zona de grano columnar y disminuye en la zona de grano equiaxial, esto indica que la agitación crea un tamaño de grano más uniforme en la muestra, esto es explicado de la siguiente manera: los fragmentos de dendritas generados por la agitación en toda la fase líquida, serían disueltas en el centro de la muestra, promoviendo la nucleación y crecimiento en la zona más fría donde se forman granos columnares finos. Adicionalmente hay una alta densidad de fragmentos dendríticos al frente del avance de solidificación al centro de la pieza, los cuales originan la formación de granos equiaxiales.

La porosidad se vio sensiblemente afectada por la agitación, ya que la muestra con agitación presentó mayor porosidad, este aumento en la porosidad es consecuencia del proceso ya que la agitación producida en el baño metálico introduce gases al material.

A nivel microestructural, la agitación crea ligera modificación del Si eutéctico, dado que aún persisten partículas de Si en forma acicular y laminar, este ligera modificación se atribuye a las fuerzas convectivas, ya que provocan la fragmentación del Si eutéctico.

Por su parte, el espaciamiento dendrítico promedio, no se vio afectado sensiblemente por el efecto de la agitación, ya que se sabe que este parámetro depende fundamentalmente de la velocidad de solidificación.

#### 4.1.2 Efecto del Be sobre la aleación sin reforzar A356

Las muestras tratadas con las distintas cantidades de Be, muestran que el tamaño de grano es refinado con una pequeña cantidad de este elemento, desde 0.005% en peso de Be. El tamaño

de grano se mantiene constante a partir de 0.02% en peso de Be, esto se debe probablemente a que a partir de esta cantidad se logra formar una suficiente cantidad de núcleos o sitios de nucleación, con lo cual se obtienen granos equiaxiales finos.

La porosidad tiene un pequeño aumento, de 0.1% esto se debe a un defecto en el método de desgasificación, ya que no se encontró nada que sugiriera que el Be provoca este fenómeno.

El nivel de modificación del Si en la fase eutéctica, muestra cambios significativos, ya que a partir de 0.05% en peso de Be, se modifica el Si eutéctico y alcanza un máximo de modificación a partir de 0.03% en peso de Be, manteniéndose constante en la prueba sucesiva de 0.04% en peso de Be, en estas pruebas se obtuvo una estructura bien modificada, en donde, el Si esta presente en forma de partículas fibrosas redondeadas, ya que el Be hace que se elimine la aparición del silicio metálico, esto se presenta como resultado de que el compuesto eutéctico baje su temperatura, y que el constituyente del Si en lugar de solidificar en placas grandes frágiles y delgadas, se disperse bastante dando lugar a un material fibroso.

Como se mencionó anteriormente la adición de Be no tiene un sensible efecto en el espaciamiento interdendrítico promedio ya que este es consecuencia de una variación de la velocidad de enfriamiento de la pieza y el Be no tiene influencia sobre esta.

En algunas de las aleaciones sin reforzar adicionadas con Be, se observó la formación de una nueva fase, debido a la interacción de algunos elementos aleantes presentes en la aleación, como el Si, Fe y Mg. Esto es atribuido a una reacción eutéctica ternaria (S. Murali 1994) de esta manera la fase  $\beta$ -FeSiAl se forma en el límite de las dendritas, por la presencia de un alto contenido de Fe mayor a 0.045%, esto se puede apreciar en las figuras No. 12 y No. 15 del apéndice C y en la figura No. 8 de resultados.

De los resultados encontrados para la muestra adicionada con Be y sometida a agitación mecánica se tiene el siguiente análisis: primero la agitación incrementa la porosidad al introducir gases al metal líquido; segundo, el tamaño de grano no se ve afectado por la agitación mecánica debido a la presencia de Be, con el cual se generan suficientes sitios de nucleación para refinar el grano; tercero, el nivel de modificación del Si fue el mismo que las muestras adicionadas con Be y sin agitación, esto deja entrever que la agitación no tiene un efecto sensible ante la presencia del Be.

## **4.2. Compósitos (Al-7Si/20%VolSiCp) adicionados con Be.**

### **4.2.1 Análisis macroestructural**

Analizando los resultados obtenidos macroestructuralmente para compósitos, podemos decir que el tamaño de grano se ve afectado por la presencia de partículas de SiC en la matriz, ya que las partículas aparentemente son centros de nucleación que favorecen un tamaño de grano más fino mediante el mecanismo de crecimiento de grano restringido por el reforzante. Adicionalmente el Be provoca un efecto similar de refinación de grano, por el mecanismo de nucleación heterogénea; este combinado con la presencia de partículas de SiC genera un grano fino.

La porosidad en promedio es constante en todas las muestras, ya que todas presentaron un alto nivel de porosidad (5%); esto se debe a las condiciones de fabricación ya que los poros son función de dos variables; de la evolución de gas hidrógeno en el compósito líquido y del aire introducido mecánicamente por la agitación.

### **4.2.2 Análisis microestructural**

De forma general podemos decir que el espaciamiento interdendrítico tanto en el compósito sin adición de Be, como los adicionados con dicho elemento, son muy similares a los de la aleación matriz en los diferentes niveles de adición de Be, la explicación de este fenómeno es semejante al descrito en las matrices sin reforzar tratados con Be y sin reforzar, ya que el Be y las partículas de cerámico no intervienen en la velocidad de solidificación, del cual depende la magnitud del espaciamiento interdendrítico.

El nivel de modificación que exhiben los compósitos tratados con Be fue bueno, además que la agitación y la presencia del SiC crean una ligera modificación del Si como lo muestra el compósito sin adición de Be. Como ya se mencionó anteriormente esto se debe a que la agitación induce corrientes convectivas las que causan que el silicio en forma laminar se fragmente; esto aunado a la presencia de Be que evita la formación de Si metálico. Cabe señalar que las zonas donde hay mayor presencia de SiCp se tiene mayor nivel de modificación ya que el Si nuclea heterogéneamente sobre las partículas de cerámico.

Los promedios del tamaño del poro van desde 25 micras hasta un máximo de 95 micras, este fenómeno es atribuido a que cuando se fabrican compósitos con cantidades de 20% en vol. de

cerámico la desgasificación es un serio problema, ya que flujos "altos" de gas de argón promueven la flotación del cerámico, debido a la saturación del metal con gas inerte. Otro aspecto es que el tiempo de incorporación aumenta, se incrementa la evolución del gas en el compuesto líquido, haciendo menos eficiente la desgasificación con gas argón, generándose mayor porosidad.

#### 4.2.3 Análisis sobre el reforzante

En cuanto a los parámetros que caracterizan la estructura del compuesto como el número de partículas de cerámico por milímetro cuadrado, podemos analizar lo siguiente:

La muestra sin adición de Be mostró una elevada incorporación de cerámico, mientras que las muestras adicionadas con Be bajaron substancialmente desde 202(P/mm<sup>2</sup>) hasta niveles más bajos de 120(P/mm<sup>2</sup>), esto podría deberse a que el Be adicionado está actuando esencialmente como refinador de grano y no como agente humectante que promueve la incorporación del SiC, esta hipótesis se tiene que corroborar midiendo ángulos de contacto en la aleación Al-Si-Be / SiC.

El número de aglomerados de partículas de cerámico bajó sensiblemente con la adición de Be en las muestras, ya que la muestra sin adición de Be presentó hasta 11 aglomerados por mm<sup>2</sup> y la muestra que menos aglomerados presentó fue de 4 aglomerados por mm<sup>2</sup>, esto se explica por el número de partículas promedio en cada una de las muestras, ya que la muestra patrón, tiene 202 partículas por mm<sup>2</sup> contra 120 partículas por mm<sup>2</sup> que tiene 4 aglomerados, esta diferencia de partículas en la matriz metálica ocasiona que al momento de ir solidificando el compuesto, ciertas partículas son arrastradas por el crecimiento de la dendrita y entre más partículas hay en el seno de la matriz, más posibilidades tienen de encontrarse unas con otras y formar aglomerados, lo que no ocurre con un menor número de partículas en la matriz que está solidificando con un gran número de centros de nucleación.

## 5. CONCLUSIONES

De las observaciones realizadas a las matrices sin reforzar como a los compósitos adicionados con Be y sin Be se obtienen las siguientes conclusiones:

- El efecto del Be sobre la morfología del Si en la fase eutéctica de la matriz, es promover la modificación del silicio a niveles de modificación adecuados a partir de 0.01% en peso de Be, la cual muestra una estructura suficientemente modificada.
- La magnitud del espaciamiento interdendrítico, no se ve afectada sensiblemente por la presencia del Be ya que la muestra patrón presenta la misma variación, como consecuencia de la velocidad de enfrentamiento.
- El tratamiento con Be; refinó el grano en todos los casos, tanto en matrices sin reforzar como en compósitos.
- La distribución de carburo de silicio se redujo considerablemente con la adición de Be, esto podría atribuirse a que el Be no actuó como humectante en el compósito, entre otras causas.
- El nivel de porosidad en los compósitos adicionados con Be y en el patrón fue alto, esto debido al proceso de fabricación ya que la agitación mecánica incrementa la porosidad.

## 6. RECOMENDACIONES

Para realizar investigaciones posteriores sobre este trabajo se sugiere lo siguiente:

- Realizar pruebas con cantidades mayores de Be sin sobrepasar los niveles preestablecidos de seguridad y los seguidos por Murali para el caso de aleaciones Al-Si sin refuerzo; es decir, hasta 0.4% en peso.
- Realizar investigación sobre el ángulo de contacto que presenta la adición de Be, a partir de las cantidades preestablecidas.
- Hacer pruebas combinadas con otros elementos como el Sr, Ti, Mg, y determinar el efecto de estas interacciones.
- Utilizar otro método de fabricación para bajar o nulificar la porosidad, o recurrir a métodos de inyección a presión para obtener muestras con menor porcentaje de porosidad.
- Evaluar propiedades mecánicas para determinar si las adiciones de Be son benéficas.
- Evaluar la adherencia del cerámico dentro de la matriz metálica.

# APÉNDICES

# APÉNDICE

## A

## HUMECTABILIDAD EN EL SISTEMA Al/SiC

La humectabilidad en el sistema Al/SiC es una de las principales variables en el proceso de fabricación de compósitos. Así durante la fabricación de los compósitos con aleación base aluminio y por fundición directa, se requiere de una buena humectación para genera la unión satisfactoria entre el cerámico de la fase sólida y la matriz metálica líquida.

Considerando que la humectabilidad, en general es definida como "la habilidad de un liquido para mojar una superficie sólida, esto es, conferir una película continua sobre la superficie del sólido. En general se dice que un sistema esta humectado cuando su ángulo de contacto es menor de  $180^\circ$  y no humectado cuando su ángulo es mayor de  $180^\circ$

La configuración al equilibrio de una gota de liquido descansando en una superficie sólida plana esta determinada por la tensión interfacial líquido-vapor  $\sigma_{lv}$ , la tensión interfacial sólido-vapor  $\sigma_{sv}$  y la tensión interfacial sólido-liquido  $\sigma_{sl}$ , la relación entre las tensiones superficiales del sistema definen el ángulo de contacto resultante  $\theta$ . Esto esta expresado por la ecuación de Young:

$$\sigma_{sv} = \sigma_{sl} + \sigma_{lv} \cos \theta$$

Esto se puede observar en la siguiente figura (Toral, 1973).

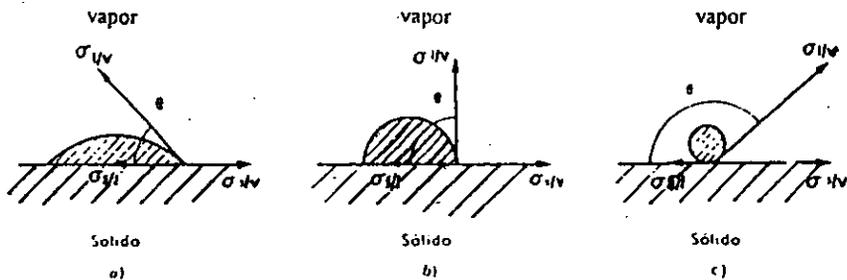


Diagrama esquemático de una gota de liquido sobre tres sólidos, mostrando las tensiones superficiales y el ángulo de contacto (Toral, 1973)

Otro concepto importante y referente a este tema es el trabajo de adhesión de un liquido a un sólido que es la suma del trabajo realizado, en generar una unidad área de superficie líquida y una unidad de área de superficie sólida, menos la tensión interfacial sólido-liquido. La

magnitud del trabajo de adhesión varía de manera inversamente proporcional al ángulo de contacto y mayor trabajo de adhesión hay mayor humectabilidad.

Adicionalmente las propiedades humectantes de los cerámicos por los metales líquidos están gobernados por variables como el calor de formación, reacciones interfaciales, características de la superficie, temperatura y tiempo.

Por lo anterior se tiene otro concepto importante, la tensión superficial, que se puede definir como el trabajo requerido para expandir el área superficial y ello está muy relacionado con las fuerzas interatómicas. Este concepto también afecta las magnitudes referidas de adhesión, la humectabilidad de inmersión y por tanto la humectabilidad, ya que dependiendo de la concentración de cada uno de los constituyentes involucrados en el sistema, su tensión superficial correspondiente variará en una misma proporción Oh et al 1987.

Laurent et al 1987 investigaron la humectabilidad del SiC en Al y aleaciones base Al en el intervalo de temperatura de 973 a 1173 K encontrando que el fenómeno de humectabilidad a partir de 973 ° K se debía a la presencia de una capa de óxido que prevenía el contacto directo del Al con el SiC. La penetración del Al a través de una barrera de difusión, se facilita por el incremento de la temperatura o por la adición de elementos aleantes. Así si estos elementos son más electropositivos que el Al probablemente lo sustituirían en la capa de óxido, debilitando más los enlaces con el SiC propiciado así la humectación.

Oh et al (1987) estudiaron el sistema Al/SiC encontrando que se podía esperar la disolución de una fracción de SiC que reaccionaría con el Al para formar  $Al_4C_3$  a una temperatura relativamente alta y con un tiempo largo de contacto. También establecieron que una pérdida de la película de  $SiO_2$  en el SiC, podía ocasionar un incremento en la tensión superficial y un consecuente aumento en el ángulo de contacto, ya que el  $SiO_2$  tiene una tensión superficial mucho más pequeña que el SiC. En el caso de los elementos aleantes encontraron que los fuertes formadores de óxido eran los más efectivos para promover la humectabilidad. Además considerando a la disolución de SiC como reacción interfacial que afecta significativamente a la humectabilidad.

Los métodos para medir el ángulo de contacto son variados entre los que destacan; método de la placa inclinada, método del cilindro, y el método de la burbuja de Taggart; el ángulo de contacto también puede ser obtenido midiendo el espesor de una gota de líquido sobre una placa horizontal o de una burbuja por debajo de la placa. Toral 1973.

# APÉNDICE B

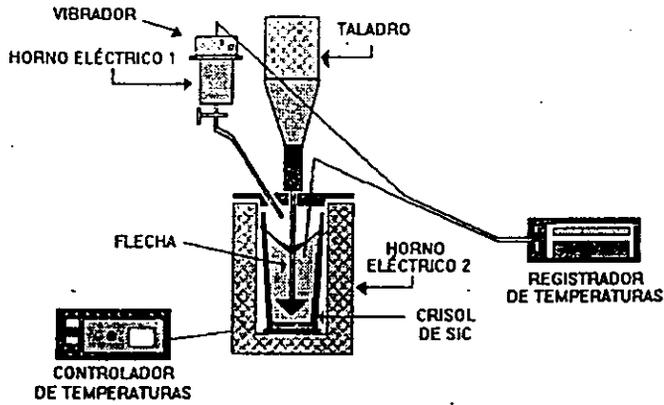


Figura No. 1 Equipo para la fabricación de composites A356-20%Vol.SiC por medio de un vórtice. (Amaro et al. 1994)

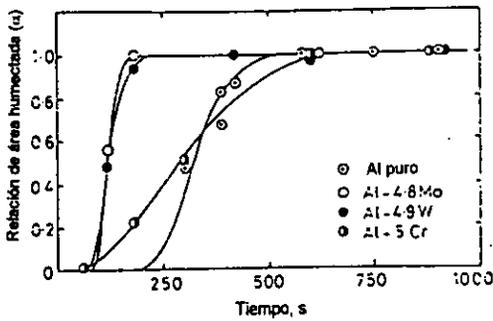


Fig. a

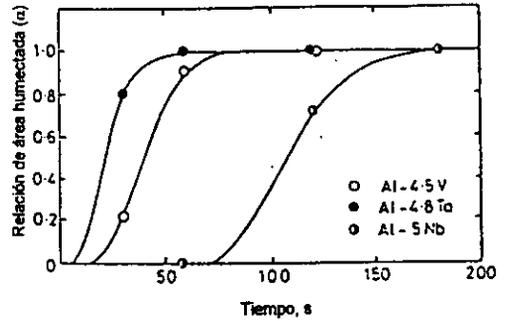


Fig. b

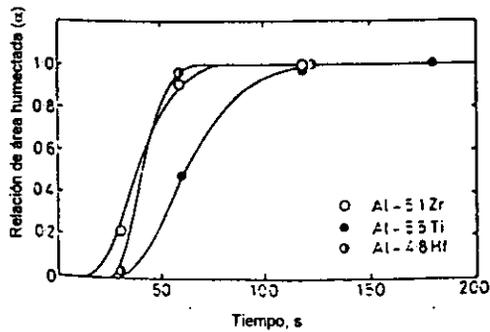


Fig. c

Figura No. 2 a) efecto del Mo, W, Cr; b) efecto del V, Ta, Nb; c) efecto del Zr, Ti y Hf en la humectación de SiC en aluminio líquido a temperatura de 1000°C. (T. Choh et al, 1987)

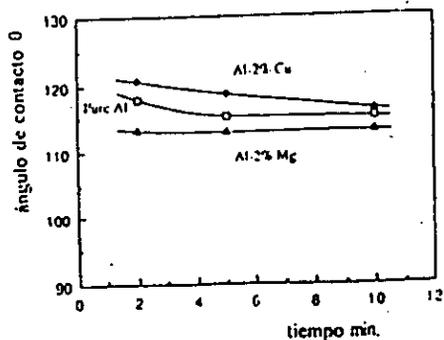
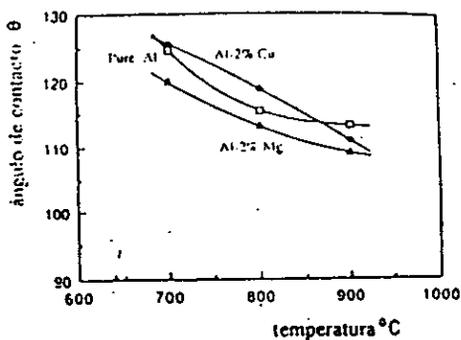


Figura No. 3. Variación del ángulo de contacto en función de la temperatura y el tiempo para sistemas de aleación base Al/SiC con diferentes aleantes: (Oh et al, 1987)

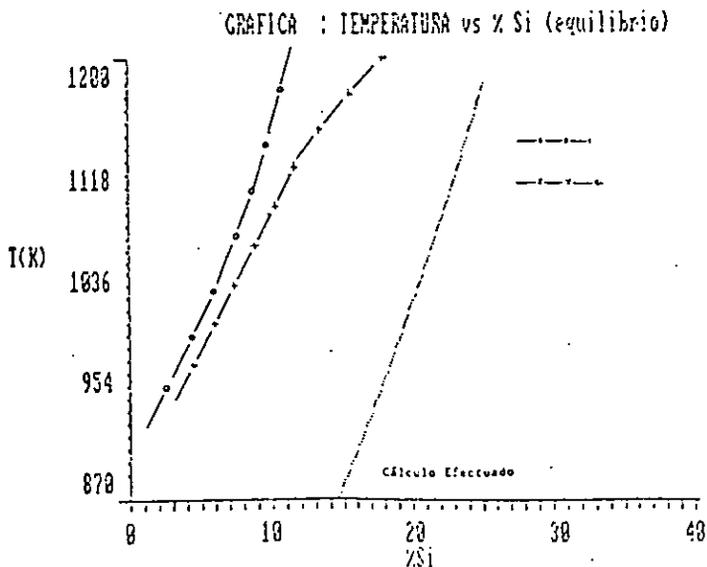


Figura No. 4 Efecto del contenido Si con respecto a la temperatura, para el equilibrio No. 1 (González, R. Atlatenco, T. García, H. 1992)

Tabla No. 1 Diferentes reforzantes para matrices metálicas que muestran el tamaño, forma y volumen adicionado (Rohatgi, D., 1983)

Combinación de matriz y dispersante usados para manufacturar compósitos

Matriz	Dispersante	Tamaño del dispersante, $\mu\text{m}$	Cantidad de dispersante, %
Aluminio	hojuelas de grafito	20-60	0.9-815
Aluminio	granulos de grafito	15-100	1-8
Aluminio	microesferas de carbón	40	---
Aluminio	partículas de alumina	3-200	3-30
Aluminio	alumina discontinua	15 $\mu\text{m}$ diámetro	0-23% vol
Aluminio	partículas de SiC	16-120	3-20
Aluminio	fibras cortas de SiC	5-10	10% -0.5% vol
Aluminio	mica	40-180	3-10
Aluminio	silica	5-53	5
Aluminio	zircon	40	0-30
Aluminio	partículas de vidrio	100-150	8
Aluminio	partículas esféricas vidrio	100	30
Aluminio	magnesia	40	10
Aluminio	arena	75-120	36% vol
Aluminio	partículas de TiC	46	15
Aluminio	partículas de BN	46	8
Aluminio	zirconia	5-80	4
Aluminio	titania	5-80	4
Cobre	grafito	---	---
Cobre	alumina	11	0.74% vol
Cobre	zirconia	5	2.12% vol
Acero	titania	8	---
Acero	oxido de cromo	10	---
Acero	microesferas de grafito	---	---

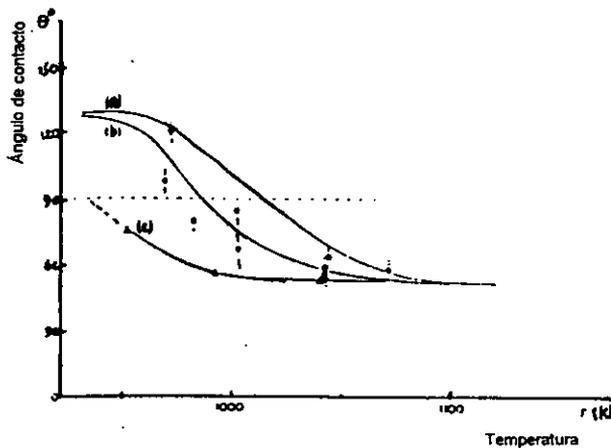


Figura No. 5. Variación del ángulo de contacto en función de la temperatura, medida a diferentes tiempos para el sistema Al/SiC: (a) después de 15 minutos; (b) después de 60 minutos; (c) después de 2 horas (aprox.) (Laurent et al., 1987)

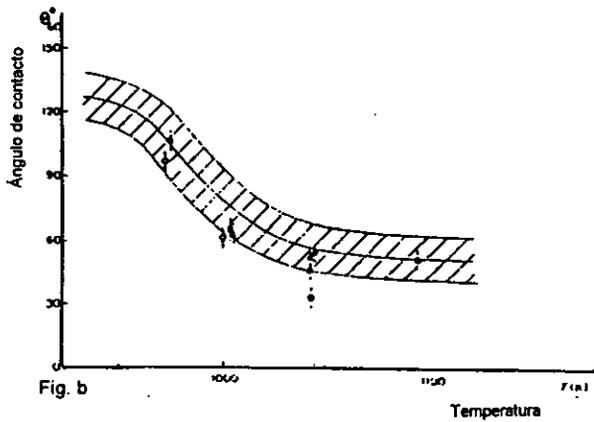
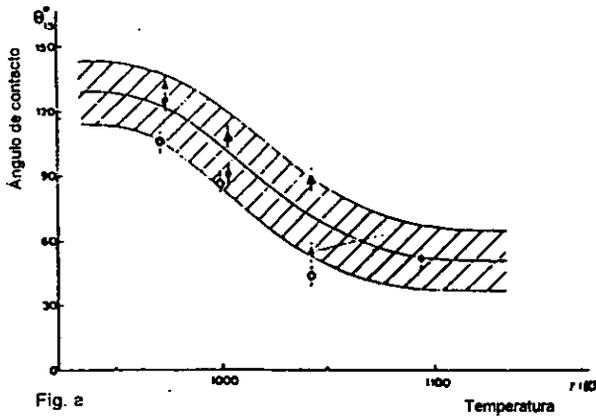


Figura No. 6. Variación de ángulo de contacto en función de la temperatura, medida a diferentes tiempos para los sistemas (•) Al-5wt/oSi/SiC, (▲) Al-12wt/oSi/SiC y (○) Al-18wt/oSi/SiC: (a) después de 15 minutos; (b) después de 60 min. (Laurent et al., 1987)

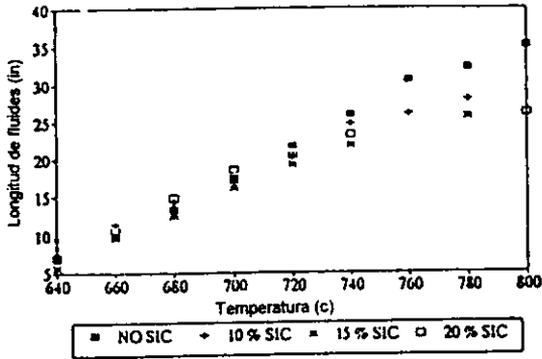


Figura No. 7. Índice de fluidez entre una aleación A356/20SiC a diferentes temperaturas. y compósitos A356/10SiC; A356/15SiC, A356/20SiC. (Yarandi et al., 1990)

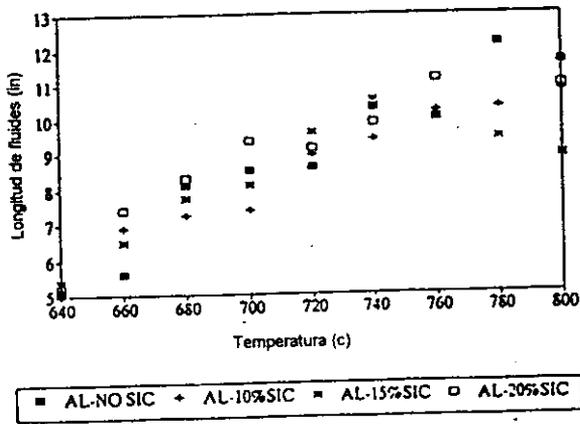


Figura No 8. Índice de fluidez entre una aleación A356 y compósitos A356/10SiC, A356/15SiC, A356/20SiC cuando se incrementa la temperatura. (Yarandi et al., 1990)

APÉNDICE  
C

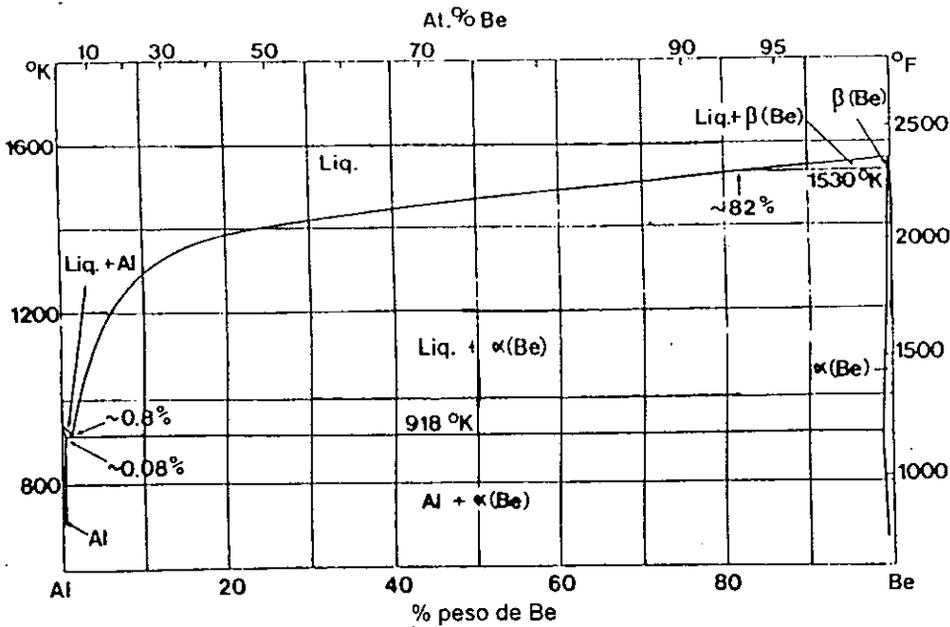


Figura No. 9 Diagrama de fases Aluminio-berilio. (L. Mondolfo, 1976)

Tabla No. 2 Limites de solubilidad para varias aleaciones binarias de aluminio. (Davis, J.R. 1994)

Elemento	Temperatura		Solubilidad líquida		Solubilidad sólida	
	°C	°F	w%	at.%	w%	at.%
Ag.....	570	1060	72.0	60.9	55.6	23.8
Au.....	640	1180	5	0.7	0.36	0.049
B.....	660	1220	0.027	0.054	<0.001	<0.002
<b>Be.....</b>	<b>645</b>	<b>1190</b>	<b>0.67</b>	<b>2.56</b>	<b>0.105</b>	<b>0.188</b>
Bi.....	600(b)	1220(b)	3.4	0.45	<0.1	<0.01
Ca.....	620	1150	7.6	5.25	<0.1	<0.05
Cd.....	650(b)	1200(b)	6.7	1.69	0.47	0.11
Co.....	660	1220	1.0	0.46	<0.02	<0.01
Cr.....	660(c)	1220(c)	0.41	0.21	0.77	0.40
Cu.....	550	1020	33.15	17.39	5.67	2.48
Fe.....	655	1210	1.87	0.91	0.052	0.025
Ga.....	30	80	98.9	97.2	20.0	8.82
Gd.....	640	1180	11.5	2.18	<0.1	<0.01
Ge.....	425	800	53.0	29.5	6.0	2.30
Hf.....	660(c)	1220(c)	0.49	0.074	1.22	0.186
In.....	640	1180	17.5	4.65	0.17	0.04
Li.....	600	1110	9.9	30.0	4.0	13.9
Mg.....	450	840	35.0	37.34	14.9	16.26
Mn.....	660	1220	1.95	0.97	1.82	0.90
Mo.....	660(c)	1220(c)	0.1	0.03	0.25	0.056
Na.....	660(b)	1220(b)	0.18	0.21	<0.003	<0.003
Nb.....	660(c)	1220(c)	0.01	0.003	0.22	0.064
Ni.....	640	1180	6.12	2.91	0.05	0.023
Pb.....	660	1220	1.52	0.20	0.15	0.02
Pd.....	615	1140	24.2	7.5	<0.1	<0.02
Rh.....	660	1220	1.09	0.29	<0.1	<0.02
Ru.....	660	1220	0.69	0.185	<0.1	<0.02
Sb.....	660	1220	1.1	0.25	<0.1	<0.02
Sc.....	660	1220	0.52	0.31	0.38	0.23
Si.....	580	1080	12.6	12.16	1.65	1.59
Sn.....	230	450	99.5	97.83	<0.01	<0.002
Sr.....	655	1210	....	....	....	....
Th.....	635	1180	25.0	3.73	<0.1	<0.01
Ti.....	665(c)	1230(c)	0.15	0.084	1.00	0.57

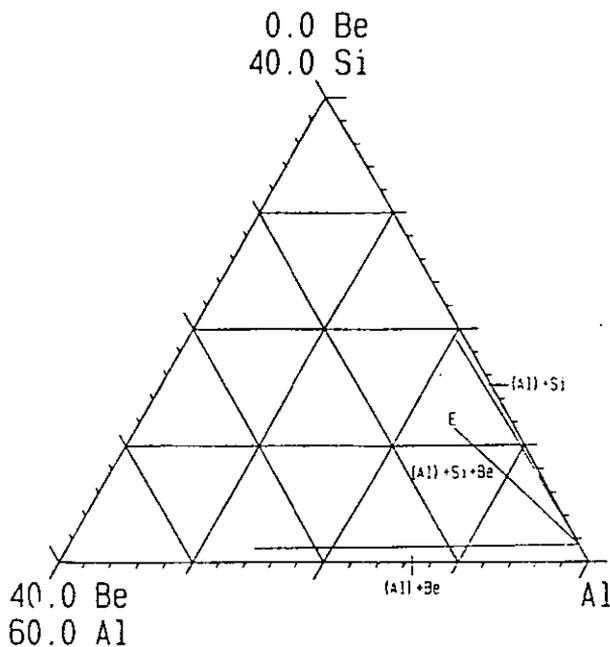


Figura No. 10. Diagrama de fases ternario Al-Si-Be. (G. Petzow et al., 1990)

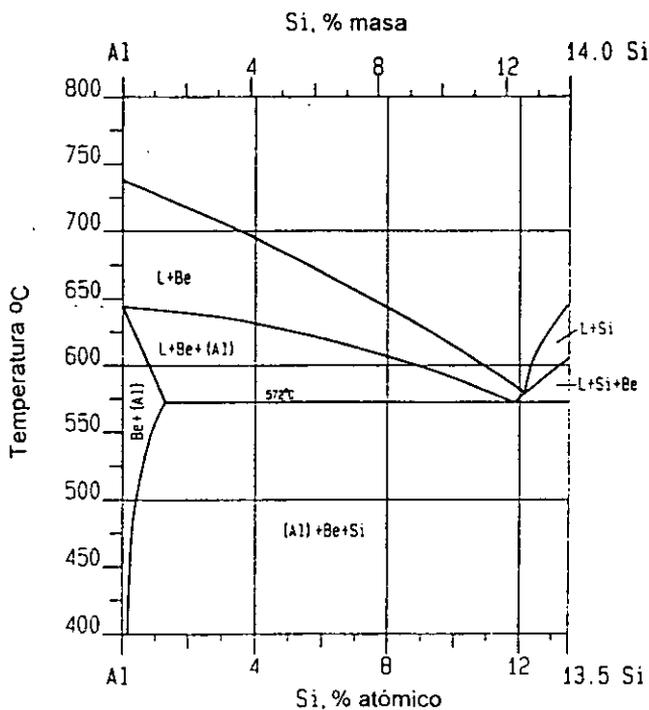


Figura No. 11. Diagrama Temperatura-composición Al-Si-Be a 2% atómico de Be. (G. Petzow et al. 1990)



Figura No. 12. Microestructura colada en arena que muestra agujas- $\beta$  en regiones interdendríticas y letras chinas y fase hexagonal de Be-Fe dentro de las dendritas  $\alpha$ -Al por alto contenido de Fe(0.8-1%): (a) aleación base; (b) adición de Be. (S. Murali et al., 1995).

Tabla No. 3 . Propiedades mecánicas de una aleación colada en arena, para diferentes niveles de Fe y con la adición de Be. (S. Murali et al., 1995)

PROPIEDADES MECÁNICAS

	Sin adición de Be		Con adición de Be	
	0.2% en peso de Fe	1%Fe	0.1% Fe	0.94% Fe
UTS (MPa)	27 ± 3	210 ± 4	260 ± 3	260 ± 3
YS (MPa)	220 ± 3	185 ± 3	205 ± 3	205 ± 3
%E	4 ± 0.5	2 ± 0.5	4 ± 0.5	3.5 ± 0.5
Kd (Mpa m <sup>1/2</sup> )	20 ± 2	14 ± (0.8 Fe)	21.5 ± 2	21 ± 2

Los valores UTS, YS y ductibilidad, son reportados por un promedio de seis pruebas; el valor de Kd es reportado por un promedio de tres pruebas.

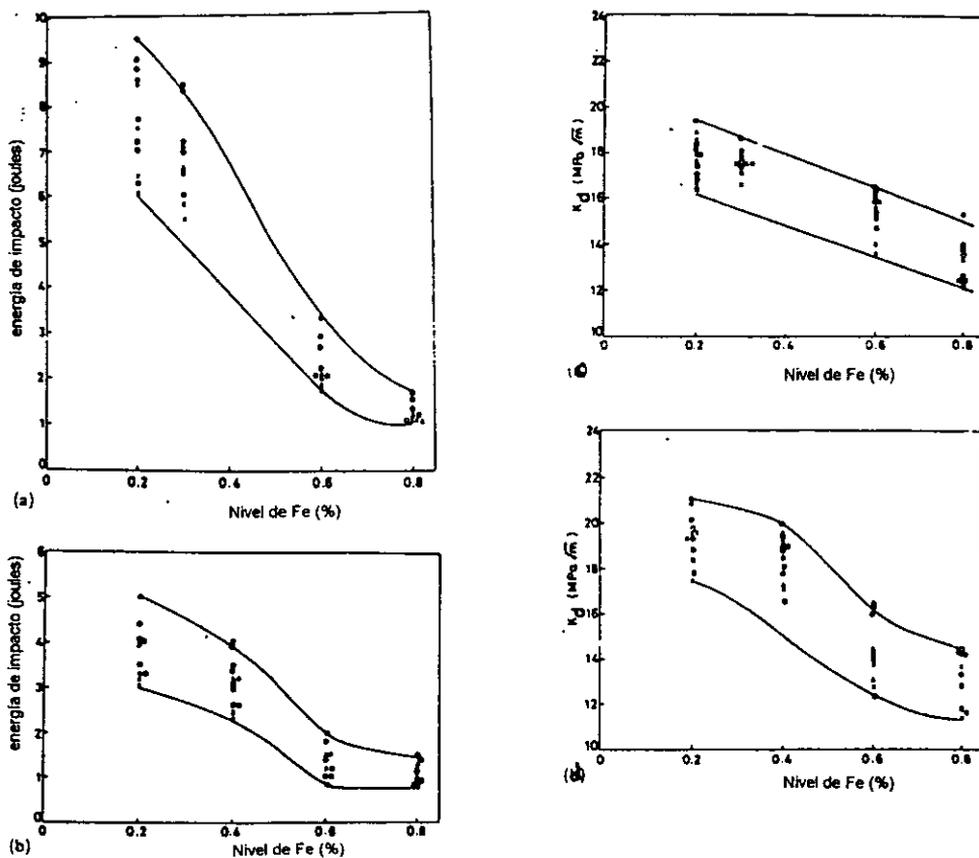


Figura No. 13. Efecto del contenido de Fe en diferentes propiedades mecánicas para una aleación de Al-35  
 (a) 0.38 Mg energía de impacto; (b) 0.65 Mg energía de impacto; (c) 0.38 Mg, tenacidad de fracturas;  
 (d) 0.65 Mg, resistencia de impacto. (S. Murali et al., 1993)

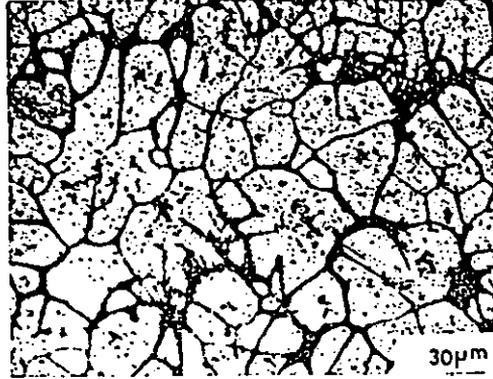


Figura No. 14. Estructura celular para la aleación A356 templado a 620°C con Be adicionado y un contenido de Fe de 0.6%. (S. Murali et al., 1995)

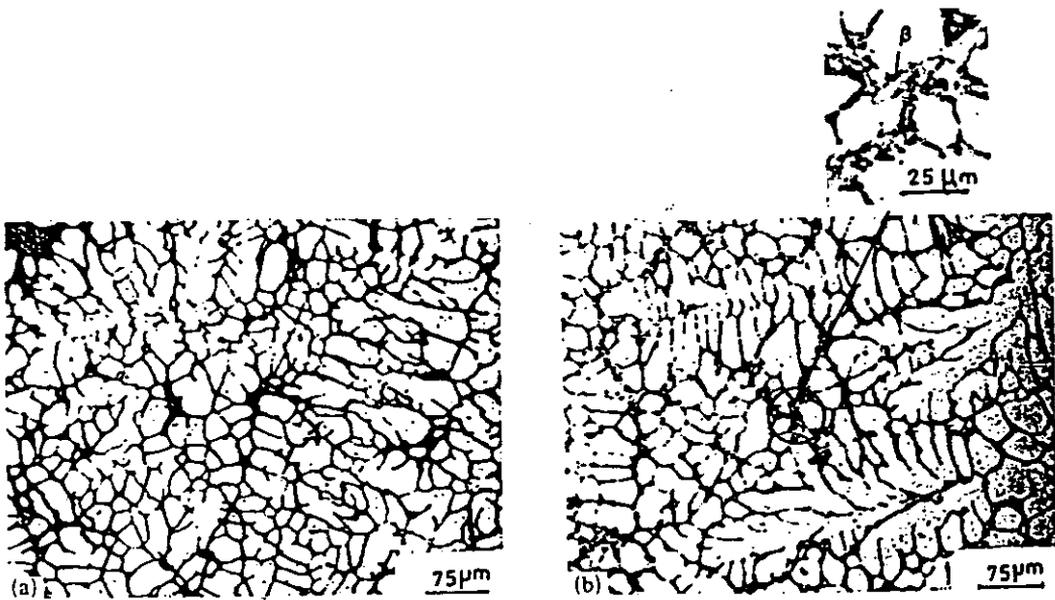


Figura No. 15 Microestructura de aleación A356 con 0.6%Fe templada a:  
(a) 607 °C; (b) 590 °C. (S. Murali et al., 1995)

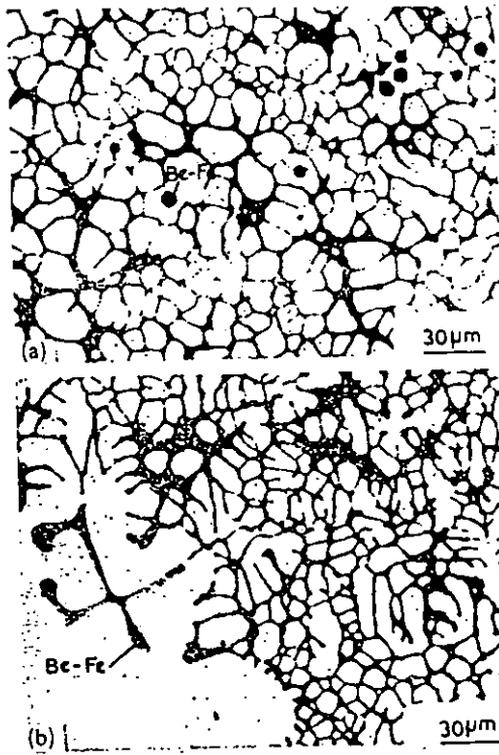


Figura No. 16. Microestructura de A356 adicionada con Be: (a) templada a 607 °C y (b) templada 588 °C. (S. Murali et al., 1995)

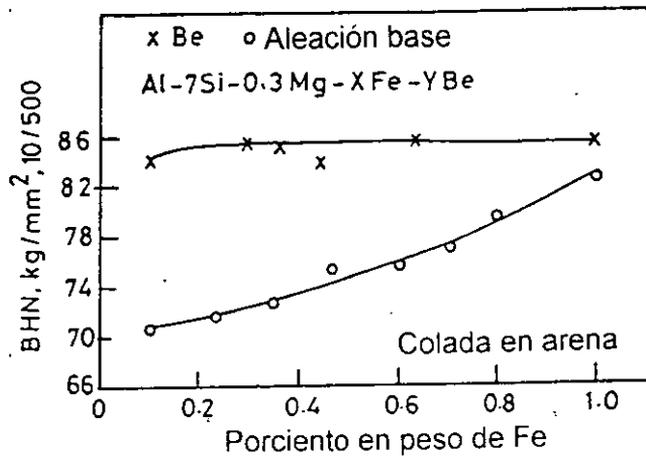


Figura No. 17 (a). Efecto de la adición de Be en la dureza de la aleación con varios contenidos de Fe. (S. Murali, 1996)

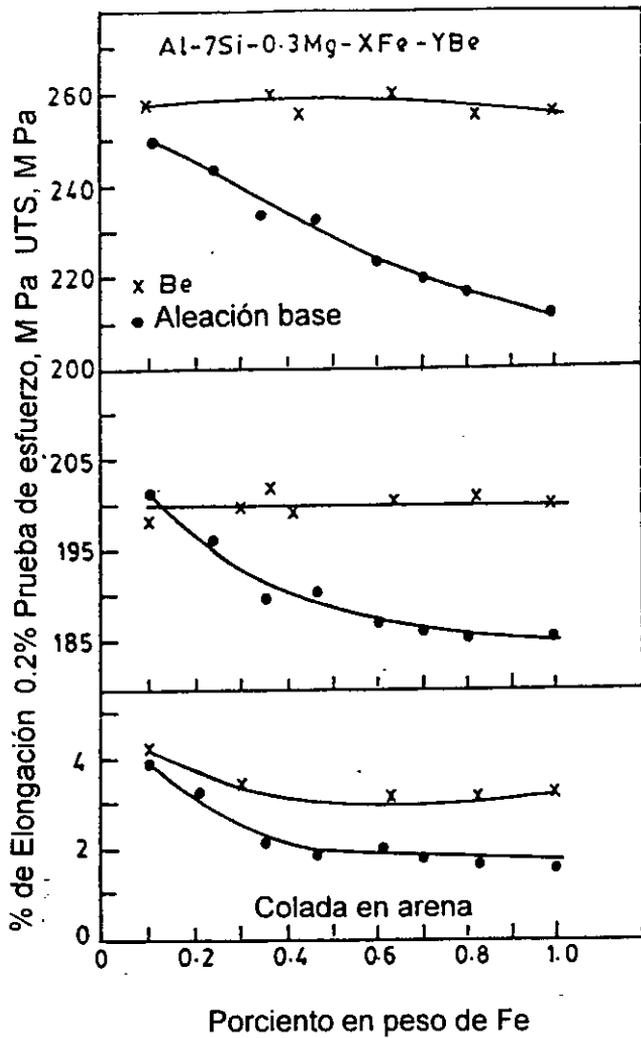


Figura (17b) Efecto en las propiedades mecánicas del Be adicionado a la aleación con varios contenidos de Fe, (S. Murali, 1996)

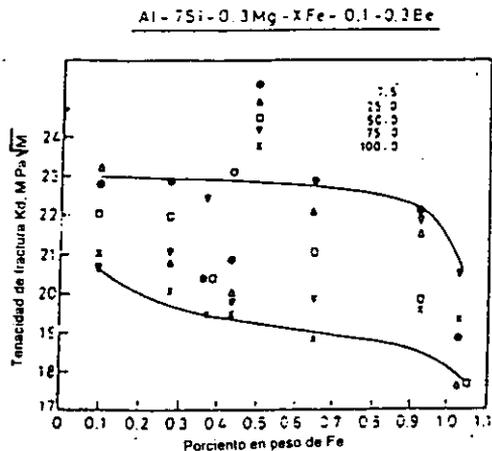


Figura No. 17c). Efecto del Be en la variación de la tenacidad de fractura dinámica (Kd) con variaciones de niveles de Fe. (S. Murali, 1996)

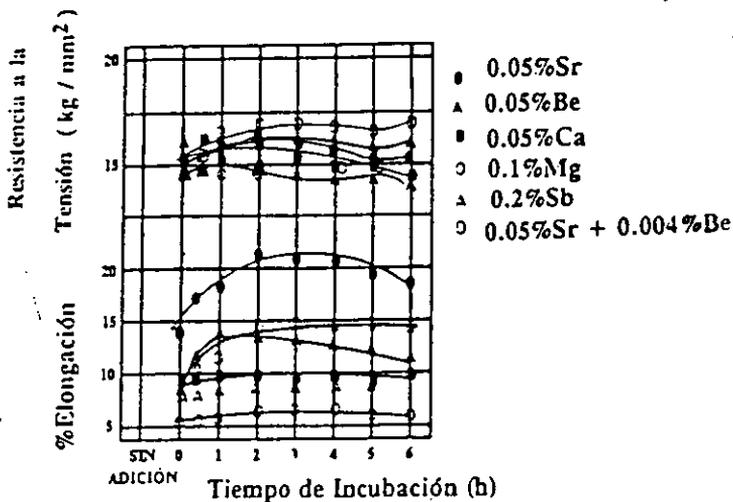


Figura No. 18. Figura de propiedades mecánicas vs tiempo de incubación para una aleación A356-modificada por varios elementos. (Sigworth, 1983)

# APÉNDICE D

## TOXICIDAD

Es conocido que el Be puede ocasionar serios riesgos a la salud debido a la inhalación del Be en el aire. En varios países la norma es de  $25 \text{ mg/m}^3$  para periodos cortos de exposición y  $2 \text{ mg/m}^3$  para periodos largos de exposición. Una aleación Al-4%Be fabricada industrialmente contiene niveles de Be en el aire de  $0.0006\text{-}0.14 \text{ mg/m}^3$  con lo cual se aleja aún más por debajo del límite de exposición recomendado. (Environmental Health Criteria, 1990).

El mayor efecto tóxico del Be se encuentra en los pulmones, ya que provoca una aguda neumonitis-química, hipersensibilidad y granulomatosis pulmonar crónica llamada Beriliosis. Una variante de los componentes con Be y sus aleaciones induce tumores malignos en el pulmón en ratas y monos. Estudios epidemiológicos en humanos demuestran un fuerte efecto carcinogeno.

El berilio ingerido se absorbe probablemente sólo en el medio ácido del estómago donde adquiere una forma ionizada, pero al pasar a través del tracto digestivo intestinal se precipita en forma de fosfato. Transportado en el plasma en forma de un fosfato coloidal probablemente se une a la hemoglobina, la contaminación sanguínea es rápida teniendo un tiempo medio de vida aproximadamente de 3 horas. Se distribuye en todo el tejido y en el esqueleto. Una dosis alta se manifiesta en el hígado.

**Efectos en la piel.** El contacto produce dermatitis y comúnmente esta relacionado con el efecto tóxico. Exposiciones con berilio y sus componentes resultan en lesiones papulovesiculares en la piel. Si el contacto se realiza con berilio soluble puede desarrollar lesiones crónico-granulomatosis y puede necrosar o ulcerar; si el berilio contiene materiales insolubles favorece al comportamiento por debajo de la piel, la lesión no sanara y puede progresar severamente.

**Efectos pulmonares.** Dos tipos de enfermedades pulmonares se describen a continuación, estas incluyen la severa neumonía química y la granulomatosis pulmonar crónica:

La aguda enfermedad pulmonar (Neumonitis química) se provoca por la inhalación de Be y es fulminante, una reacción inflamatoria en todo el tracto respiratorio, envuelve los pasajes nasales, faringe, traqueobroncial, y alvéolos, esto ocurre cuando se inhala aerosol con berilio soluble, y en particular fluoruro de berilio, o al realizarse un trabajo prolongado con berilio durante meses.

Granulomatosis pulmonar crónica, enfermedad (Beriliosis), se presenta por exposición a berilio insoluble en partículas óxido de Be. Su síntoma principal es la escases de respiración, pero en casos severos puede acompañarse por sinucitis y golpes de dedos (hypertrophic osteoerthopathy) una manifestación característica de la enfermedad crónica pulmonar.

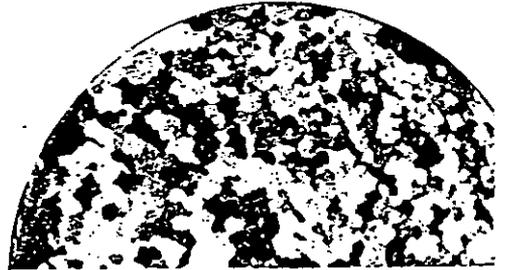
El Be es un metal en el cual hay evidencia de ser cancerígeno a altas exposiciones y en concentraciones altas. (Metals Hambock, Vo2, 1990)

En el caso de la presente investigación la cantidad de Be adicionada a la aleación es baja de (0.005 - 0.04% wt ) dicha cantidad es muy pequeña y no excede el límite permisible de exposición. De este modo, la adición de (0.005 - 0.4% wt de Be a la aleación A 356 no afecta la salud y se puede trabajar con seguridad.

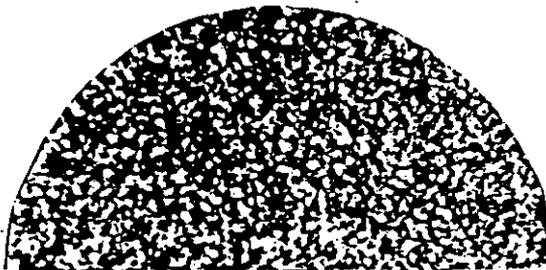
# APÉNDICE E



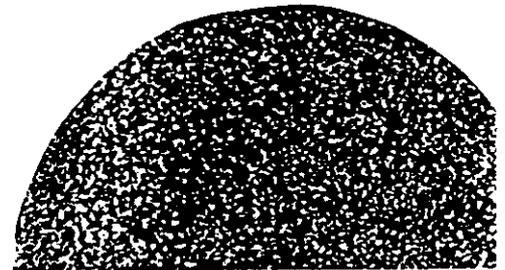
# ASTM 1.5



# ASTM 4.0



# ASTM 7.0



#ASTM 11.0

Figura No. 19. Estándar para calcular el tamaño de grano No. ASTM  
(García H., 1990)

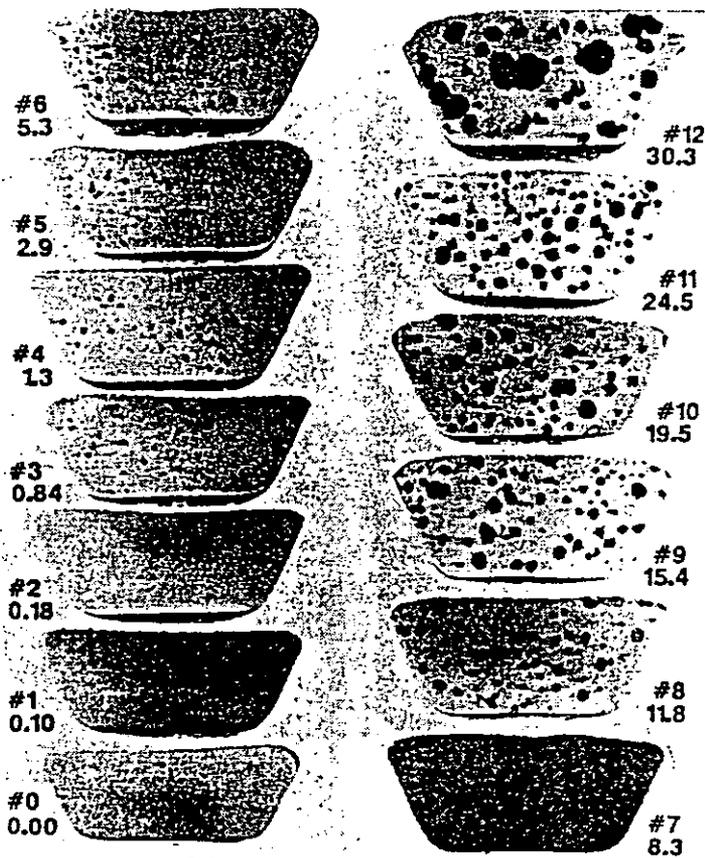


Figura No. 20. Estándar para evaluar el nivel de porosidad (%) (Kanicki et. al., 1990)

*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.



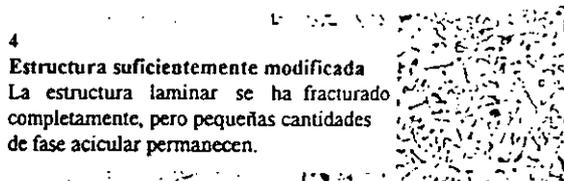
**2**  
**Estructura mal modificada**  
El Silicio esta presente en su mayoría en forma de láminas finas y también en forma acicular.



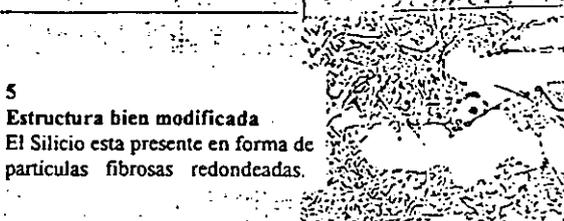
**3**  
**Estructura ligeramente modificada**  
La estructura laminar empieza a romperse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas estructuras aciculares.



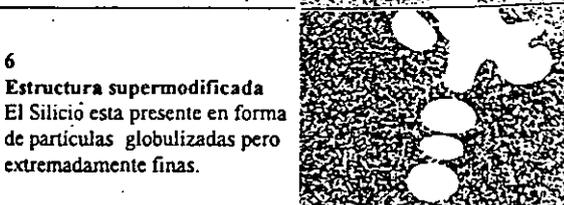
**4**  
**Estructura suficientemente modificada**  
La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.



**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, presentandose en la estructura



Figura No. 21. Estandar para evaluar el nivel de modificación (Kanicki et. al., 1990)

## BIBLIOGRAFÍA

- Amaro, V.A.; Yamamoto A.D. *Modificación y refinación de un compuesto base aluminio A-356*. Tesis de Licenciatura. UNAM, Facultad de Química, 1994.
- Bordal, A. *The Effect of Antimony on the Interfaces of Cast AlSi-SiC Composites*. Journal of Materials Science. Vol. 28, pp. 2699-2705, 1993.
- Carity, R.E. *Foundry Experience and Variables in Casting Silicon Carbide Reinforced Aluminum Alloys*. AFS Transactions , pp. 89-142, 1989.
- Chalmer. B. *Principles of solidification*. John Wiley and Sons. New York, pp. 171-175. 1967.
- Choh, T; T. Oki. *Wettability SiC to Aluminium and Aluminium Alloys*. Materials Science and Technology. Vol. 3, pp. 378-385, 1987.
- Davis, J.R. *Aluminum and Aluminum Alloys ASM specialty Handbook*. ASM International, 3a edición. USA. 1994.
- Dimayunga F.C. *Modification of Al-Si Alloys Using Sr, Na and Sb*. 2nd International Conference on Molten Aluminum Processing AFS, pp. 6-17, 1989.
- Environmental Health Criterial 106 Beryllium*. World Health Organization (WHO), Genova, 1990.
- Flemings, M.C. *Solidification Processig*. New York, Mc Graw-Hill, p, 58-90, 1974.
- García H, Alejandro: *Compósitos de matriz metálica ligera, materiales para hoy y el futuro*. Expo Mec. Nov. México, 1994.
- García, H. A. *Proceso de refinación de grano en el molde para aleaciones base aluminio*. Tesis para obtener el grado de Maestría. UNAM, Facultad de Química, 1990.
- González, R. Atlatenco, T; Garcia, H. *Estabilidad del SiC en compósitos base Al-Si*. UNAM, Departamento de Metalurgia, 1992.
- Gupta M. *Processig of Al-Li/SiC(p) Materials Using Variable Codepositions of Multiphased Materials Conference Proceedings of International Symposium of Advances in processing and Characterization of Ceramic and Metal Matrix Composites*. Canadá, pp. 20-24, 1989.
- Kanicki, D.P; W. Rasmussen. *Processing molten aluminum Part-1. Understanding Silicon Modification*. Modern Casting, 2 pp. 55, 1990.
- Kanicki, D.P; W. Rasmussen. *Processing molten aluminum Part-2. Cleaning up your Metal*. Modern Casting, 2 pp. 55, 1990.

- Koshyop, K.T; Murali, S; K.S. Raman and K.S.S Murthy. *Casting and Heat Treatment Variables of Al-7Si-0.3Mg Alloy*. Materials Science and Techonology. Marzo, Vol 9, pp. 198-203, 1993.
- Laurent,V; Chatain, D. Eustathopolos. *Journal of Materials Science*. Vol. 22, pp. 244-250, 1987.
- Macoy, J.W. Franklin E.; Wawner. *Dendritic Segregation in Particle-Reinforced Cost Aluminum Composites*. Materials Science, pp. 237-242, 1990.
- Metals Hamdbook. *Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. USA, ASM International, Vol. 2, 10 edición, pp. 1238-1239, 1990.
- Mondolfo, L. *Aluminium Alloys- Structure and Properties*. Sutterworts. London, pp. 231-233, 1976.
- Murali, S. *Influence of Trace Additions on the Microstructure, Mechanical Properties and Age Hardening Characteristics of Al-7Si-0.3Mg Cast Alloy with iron Impurity*. Indian Institute of Science, Ph. D. Thesis, Abril, 1994.
- Murali, S; K.S. Raman and K.S.S Murthy. *Al-7Si-.3Mg Cast Alloy: A New Approach to Property Improvement*. Cast Expo 96 AFS Casting Congress. 1996.
- Murali, S; K.S. Raman and K.S.S Murthy. *Effect of Magnesium. iron (Impurity) and Solidification Rates on the Fracture Toughness of Al-7Si-0.3 Mg Casting Alloy*. Materials Science and Engeneering A 190, pp. 1-10, 1992.
- Murali, S; K.S. Raman and K.S.S Murthy. *Morphological Studies on  $\beta$ FeSiAl<sub>5</sub> Phases in Al-7Si-0.3 Mg Alloy with Trace Additions of Be, Mn, Cr and Co*. Materials Characterization, Vol. 33, pp. 99-112, 1994.
- Murali, S; K.S. Raman and K.S.S Murthy. *The Formations of  $\beta$ -FeSiAl<sub>5</sub> and Be-Fe Phases in Al-7Si -0.3 Mg Alloy Containing Be*. Materials Science and Engeneering A 190, pp. 165-172, 1995.
- Murali, S; T. N. Guru; D. H. Satry; K.S. Roman and K.S.S Murthy. *Cristal Structure of  $\beta$  FeSiAl<sub>5</sub> and (Be-Fe) -BeSiFeAl<sub>8</sub> Phases*. Scripta Matallurgica et Materialia, Vol 31, No. 3 p, 267-271, 1994
- Oh, S. Y, Cornie. J.A, Rusell. K.C. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20A pp. 533-541, Marzo 1989.
- Petzow, G and G. Effenberg. *Ternary Alloys*. USA, ASM International, Vol. 2, 10 edición, pp. 368-373, 1990.
- Rohatgi, P. *Cast Metal-Matrix Composites*. Metals Handbook. Vol. 15, 9th edition ASM-USA, pp. 844, 1983.

- Rohatgi, P.K. R. Asthana, S. Dasu. *Solidification, Structures and Properties of Cast -, Marzomic Particle Composites*. International Metals Reviews, Vol 31, pp. 115-139, 1986.
- Rana, Y. *Optimization of SiC Particles Dispersion in Aluminum Metal-Matrix Composites*. AFS Transactions, pp. 255-264, 1989.
- Salinas, D.A. *Parámetros de fabricación para un compuesto base Al A356-5%SiC (p) por el método de Vortéx*. Tesis de Licenciatura. UNAM, Facultad de Química, 1993.
- Salvo, L; Esperance G.L; Suery; M. *Interfacial Reactions and Age Hardening in Al-Mg-Si Metal Matrix Composites Reinforced with SiC Particles*. Materials Science and Engineering. Vol A 177, pp. 173-183, 1994.
- Sato Akira and Mehrabian R. *Aluminum Matrix Composites: Fabrication and Properties*. Metallurgical Transactions B. Vol. 7B, pp. 443-451, 1976.
- Sigworth, G.K. *Theoretical and Practical Aspects of the Modification of Al-Si Alloys*. AFS Transaction, Vol. 83, No. 66, pp. 7-25, 1983.
- Solorzano, L. J. *Fabricación de compósitos Al-Si/SiC(p) por el proceso Rotor-inyector*. Tesis de Licenciatura. UNAM, Facultad de Química, 1995.
- Sukumaran, K; G.K Pillai, R. M. Pilla, V.S Kelukutty. *The Effects of Magnesium Additions on the Structure and Properties of Al-7Si-10SiCp Composites*. Journal of Materials Science. Vol. 30, pp. 1496-1472, 1995.
- Toral, M. *Fisicoquímica de superficies y sistemas dispersos*. Ed. Urmo. España. 1973.
- Wu. W. *The Production of Aluminum-Graphite Particles Composites by Using the Full Mold Process*. The Foundrymen, pp. 83-88, 1990.
- Yarandi, F.M; P.K. Rohatgi and Ray. *Two Phases Flow Behaviour and Microstructure in Aluminum Alloys SiC Particulate Reinforced Composites*. International. Metallurgical Review, Vol. 33, pp. 447-465, 1990