



19
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

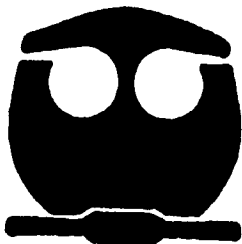
FACULTAD DE QUIMICA

FABRICACION DE COMPOSITOS Al-Si/ SiC
(p) POR EL PROCESO ROTOR - INYECTOR

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A ,
JUAN SOLORZANO LOPEZ



MEXICO, D. F.

1995

FALLA DE ORIGEN

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE : Profr. Guillermo Fausto Salas Banuet.
VOCAL : Profr. Teresita Robert Núñez.
SECRETARIO : Profr. José Alejandro García Hinojosa.
1er. SUPLENTE : Profr. Arturo Alejandro Sánchez Santiago.
2do. SUPLENTE : Profr. Darío Yamamoto Ángel.

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ 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 : Juan Solórzano López.



A MI MADRE, PAULA LÓPEZ CARRICHI.

A MIS TIAS, LAS ÚLTIMAS LÓPEZ CARRICHI.

**A MI ABUELA, CATALINA CARRICHI VILLEDA,
QUIEN ME ENSEÑÓ A AMAR LAS TRADICIONES.**

A MIS AMIGOS, POR ESTAR CONMIGO.

"SOLO ESTA DERROTADO AQUEL QUE HA DEJADO DE Luchar"
M.J.C.R.

ÍNDICE.

Capítulos.	Página.
Prólogo.	1.
Introducción.	2.
Capítulo I, Antecedentes.	3.
Capítulo II, Fundamentos.	13.
Capítulo III, Desarrollo experimental.	24.
Capítulo IV, Resultados y discusión.	38.
Conclusiones.	46.
Sugerencias.	47.
Bibliografía.	49.

PRÓLOGO

La búsqueda de nuevos materiales que posean características superiores a los ya existentes es una constante en el desarrollo de la tecnología.

Desde hace un poco más de 2 décadas, se han realizado trabajos sobre los llamados materiales de matriz compuesta o compósitos. Estos trabajos pretenden la obtención de un nuevo tipo de materiales a partir de la adecuada combinación de matrices metálicas reforzadas con cerámicos.

De este modo, los compósitos poseen las resistencias a la tracción y a la compresión, así como la tenacidad y elongación propios de los metales, y también poseen la resistencia a la abrasión que caracteriza a los materiales cerámicos (Amaro et al, 1993).

Los compósitos desarrollados hasta ahora han estado constituidos por matrices metálicas como hierro, aluminio y níquel, (y desde luego las aleaciones de éstos); reforzados por partículas o fibras de cerámicos tales como zirconia, carbono, alúmina, sílice o bien, carburo de silicio (Rohatgi et al, 1986).

La obtención de compósitos base Al-Si reforzados con partículas de SiC involucra varios parámetros tales como el método de fabricación, porcentaje de cerámico adicionado, así como el tamaño y tipo de partícula del mismo, los cuales se encuentran estrechamente interrelacionados. Respecto al proceso de fabricación, es importante mencionar que los procesos de fundición son altamente prácticos y económicos, debido a que permiten el control y obtención de características específicas en el producto terminado, tales como microestructura refinada y/o modificada, homogeneidad química en la matriz metálica, forma final del producto, etc. Entre los procesos por fundición destaca el método del vórtice.

INTRODUCCIÓN.

El objetivo del presente trabajo consiste en establecer las condiciones más adecuadas para obtener compuesto Al-Si / SiC_(p) libre de porosidad, fabricado por el proceso vórtice modificado con el diseño y uso de un rotor inyector de gas inerte.

En el capítulo I, Antecedentes, se hace una recapitulación de los trabajos realizados por investigadores como Carity, Rana, Rohatgi y Surappa, quienes estudian los diversos parámetros involucrados en la fabricación de compósitos Al-Si/SiC_(p) en procesos de fundición; específicamente, en el proceso del vórtice.

En el capítulo II, Fundamentos, se establecen las bases que soportan la aplicación de agitación-inyección de Argón para obtener compuesto Al-Si/SiC_(p) de baja porosidad.

En el capítulo III, Desarrollo Experimental, se describen las condiciones bajo las cuales se llevaron a cabo las experiencias de fabricación del compuesto; también se presenta la metodología que permitió lo anterior así como la posterior evaluación de las muestras obtenidas.

En el capítulo IV, Resultados y Discusión, se presentan los resultados obtenidos a partir de la evaluación del compuesto en cuanto al nivel de porosidad y al grado de incorporación y distribución de las partículas de cerámico, mismos que son analizados en este capítulo.

En la parte de Conclusiones, se presenta la evaluación del objetivo con respecto a los resultados presentados en el capítulo anterior.

En la parte de Sugerencias, se proponen las recomendaciones para posteriores estudios sobre fabricación de compósitos usando la técnica del vórtice.

I. ANTECEDENTES

Las investigaciones previas sobre la fabricación -técnicas y procesos- de materiales de matriz compuesta han conformado, al paso del tiempo, diversas metodologías con variables de fabricación definidas, esto con el fin de obtener productos con las mejores propiedades y mayor calidad.

Los compósitos han sido fabricados a partir de aleaciones como Al-Si, Al-Cu, Mg-Cu, etc, y de cerámicos como sílice, alúmina y carburo de silicio entre otros, (Rohatgi, 1986) y utilizando varios métodos, como son la metalurgia de polvos, métodos de dispersión (centrífuga y por ultrasonido), y por procesos de fundición, donde destaca el método del vórtice.

Es necesario mencionar que los procesos de fundición presentan ventajas y desventajas, mismas que se mencionan a continuación:

VENTAJAS.

- * El objeto deseado se obtiene prácticamente terminado (salvo posibles detalles como limpieza superficial y maquinado menor).
- * Es posible fabricar objetos con geometría compleja.
- * Los objetos fabricados poseen matrices homogéneas en cuanto a su composición química.
- * Es posible llevar a cabo tratamientos del metal líquido, como son el refinamiento de grano, modificación, etc.

DESVENTAJAS.

- * Es necesario, durante la fusión, el control de variables como temperatura y tiempo.
- * El manejo del metal fundido es una operación riesgosa debido a la temperatura de éste.
- * Es posible que el baño metálico se contamine con óxidos y con gases provenientes de la atmósfera.

Tomando en consideración los anteriores puntos, se pueden mencionar algunos antecedentes de diversos autores quienes han trabajado en la fabricación de compósitos por procesos de fundición:

I.1) PROCESO DEL VÓRTICE.

En el proceso del vórtice (descrito por Salinas, 1993), el material cerámico utilizado como reforzante es adicionado en un baño metálico sujeto a una agitación vigorosa. La agitación, llevada a cabo mecánicamente, provoca la deformación de la superficie del metal fundido, para dar lugar a una conicidad, de donde el método toma su nombre (Figura 1).

En este proceso existen varios parámetros involucrados:

- 1) Parámetros de la matriz metálica.
 - Elementos aleantes humectantes.
 - Naturaleza química y física de la intercara metal-cerámico.
- 2) Parámetros del cerámico.
 - Pre calentamiento de las partículas del cerámico.
 - Tamaño, forma y porcentaje de las partículas adicionadas.
- 3) Parámetros del proceso.
 - Rapidez de adición de partículas de cerámico al baño metálico.
 - Temperatura del baño metálico.
 - Velocidad de agitación del baño metálico.
 - Desgasificación.
 - Temperatura de colada.

Las experiencias reportadas acerca de éstos parámetros, así como su interrelación, son comentadas a continuación:

1) Parámetros de la matriz metálica.

* Elementos aleantes humectantes.

Algunos autores (Pai, 1976; Rohatgi, 1972), reportan que el uso de aleantes como el Mg proporciona humectabilidad a las partículas de cerámico, al concentrarse en la superficie de éstas, debido a que disminuye la tensión superficial del metal fundido (0.817 N/m a 0.620 N/m).

La adición de Mg debe ser previa a la del cerámico, estimándose de un 3% a un 6 % en peso para un 15% a un 40% en volúmen de cerámico.

* Naturaleza química y física de la intercara metal-cerámico.

Debido a que los compósitos se fabrican a temperaturas elevadas, se tienen condiciones adecuadas para la difusión entre fases, lo que provoca reacciones químicas complejas entre metal y cerámico (Gupta, 1989). Si bien las reacciones de este tipo pudiesen resultar benéficas, generalmente se acepta que deterioran el comportamiento mecánico del compósito; por este motivo, deben elegirse componentes que no reaccionen o cuya reacción sea mínima, como Al-Si/Carburo de silicio, Al/Carburo de boro, etc.

b) Parámetros del cerámico.

*** Pre calentamiento de las partículas de cerámico.**

El pre calentamiento de las partículas cerámicas es un aspecto indispensable, dado que autores como Rohatgi (1986) y Wu (1990) reportan que la introducción de éstas a temperatura ambiente produce rechazo por parte del baño metálico, debido a ésto, se recomienda una temperatura de pre calentamiento superior a los 500°C, pero no mayor a 720°C-800°C para evitar la descomposición del Carburo de Silicio.

*** Tamaño, forma y porcentaje de las partículas de cerámico.**

La densidad de las partículas de SiC ($\rho=3.2 \text{ g/cm}^3$) es mayor a la de la aleación A356 fundida ($\rho=2.7 \text{ g/cm}^3$), por lo que tenderán a asentarse en el fondo del baño metálico. De este modo, el tamaño de la partícula está muy relacionado con la velocidad de agitación.

Autores como Yarandi (1992), han llevado a cabo una clasificación del comportamiento de las partículas de cerámico en el baño metálico:

a) Las partículas con tamaño menor a 10 μm son generalmente suspendidas con éxito en la matriz metálica, los efectos gravitatorios son despreciables.

b) En las partículas con tamaños de 10 a 100 μm , los efectos gravitatorios no son despreciables, y éstas serán distribuidas como un gradiente de concentraciones en la suspensión.

c) Las partículas con tamaños de 100 a 1000 μm son exitosamente suspendidas sólo a altas velocidades, a bajas velocidades se depositan en el fondo del crisol.

d) Las partículas con tamaños de 1000 a 10 000 μm prácticamente no se pueden suspender y se depositan en el fondo del crisol.

Ésta clasificación permite establecer la dificultad que se presentará durante la incorporación de las partículas de cerámico al baño metálico, con respecto al tamaño promedio de éstas.

Surappa, (1981), reporta que partículas de tamaño pequeño (de alrededor de 53 micras) se incorporan fácilmente en el baño metálico. Según el mismo investigador, la forma esférica de las partículas es la más adecuada para una buena incorporación.

c) Parámetros del proceso.

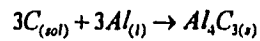
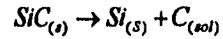
* Rapidez de adición de las partículas de cerámico al baño metálico.

La rapidez de adición de las partículas afecta el grado de incorporación de las mismas al medio fundido, según Carity (1989), una velocidad alta (25-30 g/min.) dará como resultado aglomeraciones y deficiencia en la incorporación, en tanto que una velocidad baja (15-18 g/min) dará como resultado una mejor incorporación.

* Temperatura del baño metálico.

Según la literatura (Surappa, 1981; Rohatgi, 1983), al trabajar con temperaturas inferiores a 720°C se produce 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. Trabajar con temperaturas mayores a

780°C puede causar descomposición del cerámico, al presentarse disolución del mismo por el metal fundido o bien al ocurrir la reacción de formación de carburo de aluminio:



* Velocidad de agitación del baño metálico.

Analizando el tamaño, forma y cantidad de partículas, se tendrá una velocidad aproximada de sedimentación de éstas, y considerando la geometría del sistema, es factible encontrar la velocidad óptima de agitación para mantener suspendidas las partículas.

El asentamiento de una partícula de SiC suspendida en aleaciones Al-Si ha sido investigada por autores como Yarandi (1992):

$$V_c = ((gd^2(\rho_s - \rho_f) / 18\eta)(1-f)^n$$

Donde:

V_c = velocidad de asentamiento de la partícula.

$g = 9.81 \text{ m/s}^2$.

d = diámetro de la partícula.

ρ_s = densidad del sólido (g/cm^3).

ρ_f = densidad del líquido (g/cm^3).

η = viscosidad del fluido.

f = fracción en volumen de las partículas.

$n = 4.65 + 19.5 d/D$ para Re menores a 0.2.

$n = (4.35 + 17.5 d/D)Re^{-0.03}$ para Re entre 0.2 y 1.0.

D = diámetro del crisol (cm).

Re = número de Reynolds de la partícula.

*** Desgasificación.**

Surappa (1981) reporta que la desgasificación en compósitos es importante para mejorar las propiedades mecánicas. El uso de Cloro gaseoso o de pastillas de Hexacloroetano luego de la adición de partículas provoca un rechazo completo de las mismas por parte del baño metálico, por lo que no es recomendable su uso como desgasificantes.

De acuerdo con Eastwood, (1953), la formación de sopladuras y poros sucede así: El Hidrógeno disuelto en el metal líquido está en equilibrio con el Hidrógeno absorbido por las capas superficiales. Conforme la temperatura disminuye, el baño se sobresatura con Hidrógeno y la presión interna de este gas aumenta. Las sopladuras y poros se forman al instante en que la presión de Hidrógeno en sobresaturación excede a la presión interna.

La presión de H_2 en la burbuja se puede determinar con:

$$P_{H_2} = P_o + P_m + 2\Gamma / r$$

Donde:

P_{H_2} = Presión de H_2 en la burbuja (atmósferas).

P_a = Presión atmosférica

P_m = Presión hidrostática de la columna de metal (atmósferas).

Γ = Tensión superficial

r = Radio de la burbuja (cm).

Es necesario mencionar que en el caso de compósitos, la presencia de burbujas de gas atrapado está relacionada, en su formación, con la presencia de partículas cerámicas en la matriz fundida, esto debido a que dichas partículas funcionan como nucleantes de burbujas (Rana, 1989). Esto es muy importante, debido a que la presencia de porosidades disminuye por sí sola las propiedades mecánicas, y si éstas se encuentran rodeando a la partícula de cerámico pueden producir fallas en las propiedades mecánicas del material compuesto (resistencia a la abrasión disminuida por arranque de partícula).

* Temperatura de colada.

La temperatura de colada se asocia con la fluidez del material; una temperatura baja puede provocar la solidificación prematura y llenado deficiente del molde. Así mismo, una temperatura elevada puede provocar la oxidación de los componentes de la matriz metálica así como el atrapamiento de gases.

Por lo tanto, es importante tener una adecuada temperatura de colada (660°C - 780°C , según autores como Salinas, (1993)).

I.2) EXPERIENCIAS PREVIAS DE FUNDICIÓN DE COMPÓSITO BASE Al/Si REFORZADO CON SiC (Carity, 1989).

El autor citado ha realizado trabajos tendientes al establecimiento de variables de fabricación de compósitos Al-Si/SiC(p) por el método del vórtex. Utiliza una aleación comercial (A356) y adiciona SiC en partículas en 20% en volúmen.

Usó un horno eléctrico de resistencias (que permite una fusión de alta "limpieza" química, al no producir gases de combustión).

El horno contó con una tapa para evitar en lo posible la contaminación del baño por parte de los gases atmosféricos, así como también incluía un termopar, usado para el monitoreo y control eficientes de la temperatura.

En lo referente al dispositivo de agitación, utilizó una flecha de acero cubierta con un tubo de grafito y con cabeza en forma de engrane. La flecha poseía la capacidad de inyectar gas inerte (Argón). El Argón se utilizó para remover el Hidrógeno que pudiera estar presente en el seno del metal líquido, así como las costras de óxido que se pudieran formar durante la fusión.

El autor hace una aportación importante al proceso, al inyectar gas inerte a través de la flecha; ya que de este modo se logra la desgasificación del material, aunque no hace mención del flujo utilizado.

Como ya se mencionó, los trabajos previos en fabricación de compósitos han configurado metodologías detalladas. En este caso, Carity presenta una serie de pasos a seguir para obtener productos con buena calidad:

- 1) Los lingotes de metal se deben precalentar antes de cargarse al horno.
- 2) Se lleva a cabo la fusión y se mantiene la temperatura usando siempre atmósfera inerte (Argón).
- 3) La temperatura de trabajo no debe ser mayor a 760°C para evitar la oxidación del metal.
- 4) Cuando el metal está fundido, se debe mantener a 700°C por 30 minutos.
- 5) Luego de transcurridos esos 30 minutos de estabilización, se comienza a agitar y a agregar el SiC, previamente precalentado.
- 6) Luego de concluida la adición de SiC, la agitación se mantiene por 15 minutos, posteriormente el material es colado en los moldes.

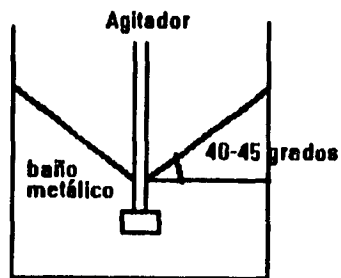


Figura 1, inclinación aproximada del vórtice.

II.FUNDAMENTOS.

El conjunto de procedimientos que hay que realizar para la obtención de compósitos Al-Si/SiC (p) se debe conformar de modo tal que el control de variables dé por resultado un producto final de calidad óptima, es decir, libre de defectos como porosidades e inclusiones así como con una adecuada distribución de las partículas de cerámico en la matriz metálica.

Debido a ésto, es indispensable contar con los fundamentos adecuados para respaldar los aspectos prácticos; dichos fundamentos deben explicar el comportamiento de las variables para establecer el efecto de las mismas así como el control del proceso de fabricación de compósitos.

Al existir un proceso de fabricación que involucra la fusión de un metal, así como el precalentamiento de partículas de material cerámico, es preciso recalcar la existencia de ciertos pasos a seguir durante la práctica del experimento, éstos se mencionan en el capítulo anterior (Carity, 1989), y es necesario tenerlos presentes como una parte importante del procedimiento.

Es importante mencionar que uno de los problemas más importantes en la fabricación de compósitos por métodos de fundición, sobre todo en el método del vórtice, es la contaminación del baño metálico con gases provenientes de la atmósfera, principalmente Hidrógeno. Éste gas produce sopladuras que disminuyen la calidad del compósito al disminuir sus propiedades mecánicas (menor resistencia a la tracción, menor resistencia a la abrasión, etc), por lo que su eliminación es una necesidad impostergable.

En el método del vórtice, es necesario conciliar dos aspectos: por un lado lograr una vigorosa agitación del baño metálico para obtener una buena incorporación del material cerámico y por otro, impedir que dicha agitación provoque una mayor gasificación del compósito. De este modo, es preciso contar con bases que permitan un análisis de los

fenómenos involucrados, mismas que se desglosan a continuación:

II. 1) OPTIMIZACIÓN DE DISPERSIÓN DE PARTÍCULAS EN LA FABRICACIÓN DE COMPÓSITOS.

La dispersión de partículas en el seno del metal líquido es un parámetro de gran importancia. Para esto, es indispensable tener un buen diseño del equipo de agitación para que la dispersión sea homogénea y efectiva. Existe una relación empírica, llamada relación de Zwieterig (mencionada y utilizada por Rana, 1989), que sirve para calcular posición y dimensiones del agitador con el fin de obtener una completa suspensión.

Relación de Zwieterig:

$$n = (sv^{0.1}x^{0.2}(g(\Delta\rho/\rho))^{0.45}B^{0.13})/D^{0.25}$$

Donde:

n = mínima velocidad de agitación (RPM).

$s = k(T/D)^2$ (número adimensional).

v = viscosidad del Al líquido ($7.4 \cdot 10^{-7}$ m²/s).

x = tamaño de la partícula adicionada (micras).

g = aceleración de la gravedad (9.81 m/s²).

ρ_s = densidad del sólido (3.2 g/m^3).

ρ_l = densidad del metal fundido (2.7 g/cm^3).

$\Delta\rho = \rho_s - \rho_l$.

B = % de sólidos.

D = diámetro del aspa (m).

En la Figura 2 se puede observar el arreglo crisol-agitador, así como las dimensiones más importantes calculadas a partir de la relación de Zwieterig.

ESQUEMA DE AGITADOR EN EL CRISOL

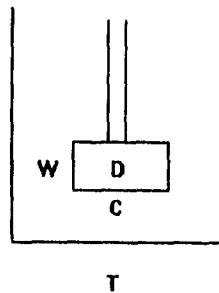


Figura 2, arreglo crisol-agitador usada por Rana (1989) para la aplicación de la relación de Zwieterig.

Donde:

T =diámetro del crisol (m).

D =diámetro de las aspas (m).

C =distancia entre el agitador y el fondo del crisol (m).

W =altura del agitador (m).

El autor (Rana, 1989), utilizando la relación ya descrita y llevando a cabo experimentos a diferentes condiciones, obtiene los siguientes resultados (Tabla 1):

VARIABLES			OPTIMAS
t MEZCLADO	1 minuto	3 minutos	3 minutos
T. MEZCLADO	750°C	850°C	750°C
VEL. MEZCLADO	750 RPM	1050 RPM	1050 RPM
RAP. ALIM.	26 g / min.	56 g / min.	26 g / min.
% SiC (PESO)	12.5	15	12.5
TAM. PARTICULA	50 μ m	100 μ m	AMBAS

Tabla 1, resultados obtenidos por Rana variando las condiciones de trabajo experimental.

El autor usó la relación de aspas:

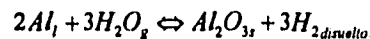
$$D / W = 2$$

Y, usando la relación de Zwieterig es como encontró $n=750$ RPM y $n=1050$ RPM.

Es necesario aclarar que el autor habla de resultados óptimos en las condiciones presentadas, aunque no describe dichos resultados.

II.2) SOLUBILIDAD DE HIDRÓGENO EN LA MATRIZ DE ALUMINIO.

La principal fuente de Hidrógeno que puede contaminar al Aluminio fundido es la humedad atmosférica (Lees,1954), el cual se introduce al Aluminio líquido a partir de la siguiente reacción:



y tenemos que la dependencia de la solubilidad con la temperatura, para un gas diatómico se da por:

$$S = c \exp[-E_s / 2RT] \quad (\text{Sokolskaya,1971})$$

Donde:

S = Solubilidad del gas (ml de gas/100 g de metal fundido).

E_s = Calor de disolución de 1 mol de gas (para Hidrógeno es 12630 calorías).

T = Temperatura absoluta (K).

C y R = Constantes

Graficando $\log S$ Vs $1/T$, el cambio de la solubilidad con la temperatura es una línea recta.

Ahora, la relación entre solubilidad y presión está dada por:

$$S = K(p)^{1/2} \quad (\text{Ley de Sieverts})$$

Donde:

S = Solubilidad del gas (ml de gas/100 g de metal fundido).

K = Constante ($K(T, \text{propiedades del metal})$)

p = Presión parcial del gas (mm de mercurio).

De lo anterior, la dependencia de la solubilidad de un gas diatómico respecto a P y T es:

$$s = m(p)^{1/2} \exp[-E_s / (2RT)]$$

Donde:

s = Solubilidad del gas (ml de gas/100 de metal fundido).

p = Presión parcial del gas (mm de mercurio).

T = Temperatura absoluta (K).

m, R = Constantes

Así mismo, usando el método de Sieverts junto con ciertas consideraciones respecto al equilibrio H₂-Al, podemos mencionar un método que siguieron investigadores como Ransley y Newfeld (1948).

Si se considera que el equilibrio sistema se alcanza en poco tiempo, es decir, que más del 75% del Hidrógeno se disuelve casi instantáneamente y que el 25% restante lo hace en menos de 10 minutos, se llega a una expresión de solubilidad de Hidrógeno en Aluminio:

$$\log S = (-2760/T) + 1/2 \log P + 1.356$$

Donde:

T = Temperatura absoluta (K).

P = Presión (mm de mercurio).

Es muy importante mencionar que a los cálculos realizables con las expresiones anteriores es indispensable agregar la corrección por humedad presente en aleantes, fundentes, etc. adicionados durante el proceso.

II.3) POROSIDAD Y DESGASIFICACIÓN DE ALUMINIO Y SUS ALEACIONES.

Es bien conocido el hecho de que el Aluminio y sus aleaciones son muy susceptibles a captar Hidrógeno y gases atmosféricos durante la fusión y la colada.

Con respecto al Hidrógeno, este gas aumenta su solubilidad en Aluminio fundido al

aumentar la temperatura (Figura 3). El Hidrógeno es expulsado durante la solidificación formando burbujas, debido a la disminución de solubilidad del mismo en el seno del metal líquido; un porcentaje de éstas sale a la atmósfera, pero existe una cantidad que permanece en el Aluminio y que causa porosidades en la pieza sólida.

Las fuentes potenciales que pueden generar Hidrógeno son:

- 1) Humedad atmosférica.
- 2) Aditivos usados en el proceso.
- 3) Productos químicos presentes en el metal.
- 4) La agitación y formación del vórtice.

Establecer un control simultáneo de éstas fuentes es difícil, sobre todo la humedad atmosférica, por lo que es indispensable adecuar un proceso auxiliar de control de gasificación.

Según Surappa (1981) y Muralli (1982), el uso de Cloro gaseoso, pastillas de hexacloroetano o flujos de Nitrógeno pueden causar problemas en el proceso de fabricación; por lo que la opinión de un gran número de investigadores (Rose, 1993; Samuel, 1993; Chen et al, 1994) se inclina al uso de flujos de Argón inyectados al baño líquido por medio de una lanza o bien por medio del dispositivo de agitación (Carity, 1989), logrando así la remoción del Hidrógeno disuelto, gracias al arrastre provocado por las burbujas de Argón (Figura 4).

Es importante mencionar que autores como Chen et al (1994) reportan el uso de flujos de 8 l/min para cargas de hasta 187 Kg de material (metal y cerámico) para obtener resultados satisfactorios (menos de 0.1 ml de Hidrógeno disuelto en 100 gramos de material), en temperaturas de trabajo de 720°C a 780°C. También nos hacen notar que una desgasificación temprana del baño puede ser poco efectiva, y ocurrir una regasificación.

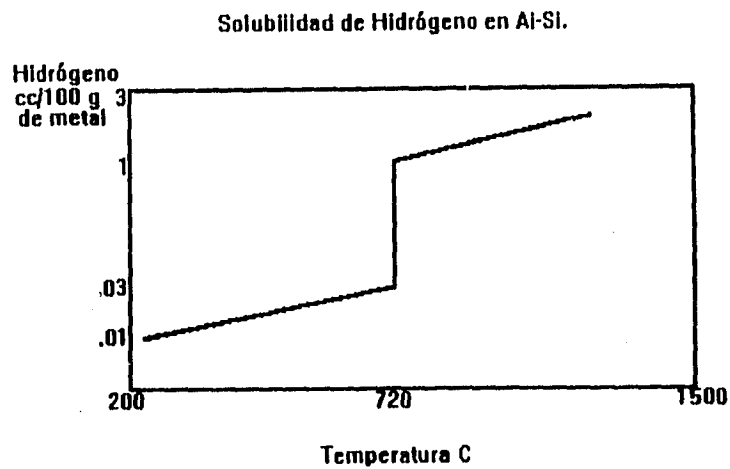


Figura 3. Efecto de la temperatura en la solubilidad de Hidrógeno en Aluminio-Silicio.

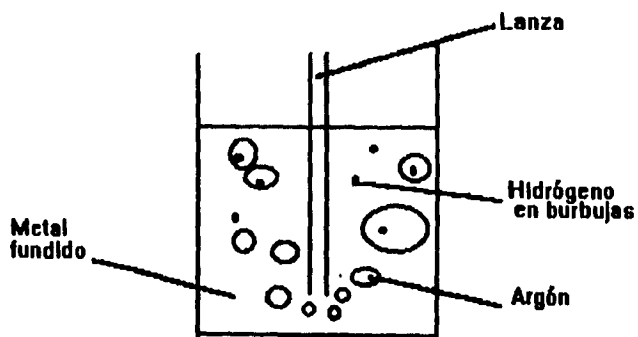


Figura 4, esquema de arrastre de gas Hidrógeno por las burbujas de Argón en el seno del metal líquido (Flores, empresas INFRA).

II.4) DESGASIFICACIÓN DE COMPÓSITOS.

El proceso de desgasificación de compósitos es sumamente importante y relativamente complejo.

Ya se ha mencionado que el Aluminio y sus aleaciones poseen una afección por el Hidrógeno. Se tiene conocimiento de que la desgasificación de Aluminio a nivel industrial se puede llevar a cabo por medio de Hexacloroetano ó gas Cl_2 (Flores,Infra), sin embargo, el exceso de actividad química y mecánica de éstos impide la adecuada incorporación del cerámico (Rana, 1989).

El uso de Argón en flujos bien controlados, ya sea usando lanzas o por medio de la flecha permite la desgasificación del compósito. Al ser un gas inerte, no hay interacción química, y si se tiene un flujo bien controlado, no hay exceso de turbulencia. Sin embargo, la evolución de la desgasificación debe ser bien controlada, con el fin de que el chorro de Argón pueda formar pequeñas burbujas que concentren y arrastren al Hidrógeno disuelto en el seno del metal líquido al exterior de éste. En relación a lo anterior, se comenta que:

1) La nucleación de burbujas de gas en la superficie del cerámico produce -al solidificar la matriz metálica- porosidades que rodean la partícula de SiC.

2) Para evitar lo anterior, es indispensable dar un tiempo adecuado de inyección de gas así como de evolución de las burbujas de gas inerte para que puedan abandonar al material fundido. Según autores como Carity,(1981) y Chen,(1994), este tiempo es de alrededor de 3-5 minutos, sin agitación, pues ésta puede causar regasificación. No se debe de dar un tiempo mayor ya que puede ocurrir el asentamiento de las partículas de cerámico.

3) El control del flujo de Argón debe ser muy estricto, pues si es un flujo con mucha turbulencia, es posible que se floten las partículas de cerámico quedando fuera del baño metálico, con lo que se tiene una deficiente incorporación.

Los puntos anteriores deben de ser tomados en cuenta con el fin de que se obtengan materiales con la calidad esperada.

III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Para llevar a cabo los experimentos necesarios para determinar el efecto sobre la porosidad del uso de un rotor-inyector en la fabricación de compósitos fué preciso diseñar una serie de pruebas que considerasen los efectos de cambio en los niveles de las variables.

Estos experimentos se diseñaron de tal manera que asegurasen reproducibilidad de resultados, y para que esto fuese posible, debió de existir un meticuloso control de todas las variables aplicadas.

III.1) MATERIALES EMPLEADOS.

- a) Aleación comercial de Aluminio A356.
- b) Partículas de SiC 45 μm (Malla 320).
- c) Recubrimiento refractario comercial.
- d) Gas inerte (Argón).

Debido a las múltiples aplicaciones industriales, se decidió usar una aleación comercial de Aluminio (A356). Así mismo, se utilizaron partículas de SiC con forma angular debido a su bajo costo y a la facilidad de obtención de las mismas. El % en volúmen de SiC adicionado al material fué de 10 y 20, siempre utilizando malla 320.

La composición de la aleación utilizada, según análisis químico practicado en el Depto. de Metalurgia de la Facultad de Química de la UNAM, por espectrometría de absorción, se muestra en la tabla 2:

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn
0.23 %	0.35 %	0.08 %	6.65 %	0.32 %	0.12 %

Tabla.2, composición química de la aleación comercial A356.

También es necesario mencionar que esta aleación ha sido usada por diversos autores en sus experiencias de fabricación de compósitos.

El uso del recubrimiento refractario de la flecha es indispensable para evitar que el Aluminio fundido ataque y disuelva el acero de ésta; el refractario se mezcla con agua hasta que se forma una pasta que se aplica directamente sobre la flecha.

El gas inerte es Argón de alta pureza (99.995%) y se inyecta a diferentes gastos, mismos que se detallan en la parte de Variables del Proceso.

III.2) EQUIPO.

La adecuación del equipo necesario para llevar a cabo la etapa experimental se logró en base a la revisión bibliográfica. La elaboración del compósito se realizó gracias al diseño de varios sistemas complementarios, como son:

- 1) Sistema de fusión.
- 2) Sistema motriz.
- 3) Sistema de precalentamiento y dosificación de SiC.
- 4) Equipo de control de temperatura.
- 5) Equipos auxiliares de fusión.

1) Sistema de Fusión.

El sistema de fusión consistió, en forma general, en un horno de resistencias eléctricas de 3500 Wt y alimentación de 220 V. El horno posee una base de ladrillo refractario para mantener firme al crisol utilizado (de Carburo de Silicio). Las resistencias se cubrieron con pintura de Zircón o de Grafito, lo cual fué necesario para evitar que las posibles salpicaduras de metal fundido se filtrasen por las grietas del refractario y dañasen los alambres de las mismas.

El sistema de fusión contó con una tapa de fibra refractaria con soportes y marco de acero, dicha tapa se usó para minimizar las pérdidas de calor.

2) Sistema Motriz.

El sistema motriz consistió de un taladro de mano con línea de alimentación de 120 V y con velocidad variable. El control de la agitación se hizo usando un cinturón ajustable con un tornillo de 5/8 de pulgada para el gatillo del taladro; este fijaba la velocidad, misma que se midió utilizando un tacómetro digital. El taladro se podía usar directamente o bien se usaba un cable de transmisión de giro.

3) Sistema de Pre calentamiento y Dosificación de Cerámico.

El sistema de pre calentamiento y dosificación de cerámico constó de una tolva/horno sujeta a la tapa del horno. La tolva/horno se componía de un cilindro de acero que contiene dentro de sí resistencias eléctricas. Dentro de la cavidad de las resistencias, había un

contenedor cilíndrico con la parte inferior cónica. En esta parte inferior se soldó un tubo que desembocaba en el baño líquido, y cuya función era alimentar el SiC al proceso. Para eficientar la alimentación, se adecuó a la tolva un vibrador de 120 V que permitía el flujo constante de SiC. Hay que mencionar que en el tubo de alimentación se adicionó una llave de paso para hacer más manejable la dosificación del material cerámico.

4) Equipo de Control de Temperatura.

El equipo de control de temperaturas constó de termopares tipo K enchaquetados con acero de 1/32 de pulgada para control de la temperatura del baño, así como para control de la temperatura de la tolva. En el equipo de fusión se instaló un termopar tipo K de 1/16 de pulgada cubierto con bifilares de refractario, para mantener estable la temperatura del baño durante todo el proceso de fabricación.

Los termopares enchaquetados fueron cubiertos con pintura refractaria para evitar que el metal fundido los disolviese.

5) Equipo Auxiliar de fusión.

Este equipo, que se utilizó durante el proceso de una manera intensiva, estaba compuesto por un cronómetro para medir el tiempo que tarda la adición e incorporación del cerámico, el sistema de soporte con cremallera de la tapa del horno (tapa que incluye al horno/tolva), así como un sistema de ruedas para mover al horno y facilitar así el manejo del mismo. Hay que mencionar también que se diseñaron unas pinzas y el maneral para la colada del compuesto, así como el molde permanente. El molde permanente sirve para colar

barras como la presentada en la Figura 8.

III.3) DISEÑO DE FLECHA DE AGITACIÓN.

La flecha debe poseer una longitud tal que pueda sumergirse en el baño metálico a 1 - 1.5 cm del fondo del crisol usado para la fusión.

La longitud total de la flecha fué de 36 cm para que se pudiera agitar el baño metálico hasta la profundidad deseada. El cuerpo de la flecha se diseñó hueco (salvo por un tapón metálico en el extremo superior), con un diámetro interno de 1/8 de pulgada, y externo de 1/2 pulgada, y se fabricó con acero SAE 3140. En la parte superior, a 3 cm del extremo, se le maquinó un anillo con 4 perforaciones horizontales que comunicaba con la perforación axial de la flecha. El anillo se encontraba cubierto con un capuchón de bronce al Pb con un conducto de la misma aleación.

El conjunto anillo-capuchón-conducto es utilizado para inyectar Argón en el sistema de agitación. Debido a que se tuvo un giro rápido; al inyectar Argón por la pipa, este inundó el capuchón y penetró por las perforaciones horizontales, desembocando en la parte inferior de la flecha, misma que se encontraba sumergida en el metal fundido.

Es importante hacer notar que el flujo de gas no debía ser directo (Carity, 1981), sino que se utilizó un tapón poroso, mismo que impidió que saliese un chorro turbulento y permitió la formación de pequeñas burbujas, (Flores, Infra). También hay que mencionar que el capuchón se fabricó con bronce al Pb debido a que este material es autolubricante. Esto ayudó a que el cuerpo de la flecha girase sin problemas. En caso de fugas, éstas eran sellables usando pintura de grafito ó plastilinas epóxicas.

En cuanto al diseño de las propelas (Figura 5) y el conjunto de agitación que involucró a éstas; se tomó la relación usada por Rana (1989) de $D/W = 2$, D = diámetro del agitador y W es altura de las propelas. Éste conjunto de agitación (estrella), se fabricó con acero SAE 1045.

No se usó una cantidad elevada de propelas como las usadas por Carity (1981), quien utilizó una flecha cuya cabeza tenía forma de engrane; debido a que esto puede acarrear exceso de turbulencia y contribuir en la captación y atrapamiento de gases de la atmósfera, así como puede provocar salpicaduras de metal fundido al manejarse una baja cantidad de material.

Retomando las experiencias de Salinas (1993) y Amaro (1993), se optó por utilizar sólo 3 propelas que se encuentran separadas 120° una de otra. Como ya se mencionó, se usó una relación $D/W = 2$, y las propelas fueron soldadas a un tubo con cuerda interior. Al cuerpo de la flecha, en la parte inferior, se le practicó una cuerda para que las propelas, soldadas al tubo, se atornillasen al cuerpo de la flecha. Este aspecto fué importante, pues las propelas, al estar sumergidas en el metal líquido, eran más susceptibles al desgaste, por lo que hacerlas recambiables permitía seguir usando el cuerpo de la flecha, cuyo maquinado hacía poco económico el reemplazo de la flecha entera.

El contacto directo del acero de la flecha y el metal fundido produciría un ataque y disolución casi inmediata del primero, por lo que la estrella y una buena parte del cuerpo de la flecha se debieron recubrir perfectamente con refractario, mismo que se recambiaba periódicamente.



Figura 5, medidas de las propelas utilizadas en el experimento.

Donde:

$$\alpha = 1.5 \text{ cm}$$

$$\beta = 3.1 \text{ cm}$$

$$\gamma = 1.0 \text{ cm}$$

Como ya se mencionó, las aspas se encuentran separadas, una de otra en 120° .

FLECHA UTILIZADA POR AMARO Y SALINAS

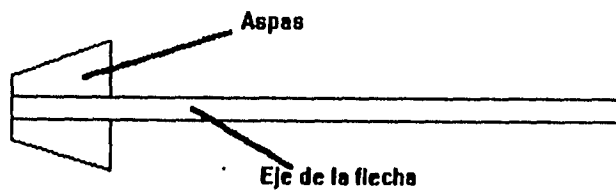


Figura 6, se muestra un esquema de la flecha utilizada por Amaro(1993) y Salinas(1993).

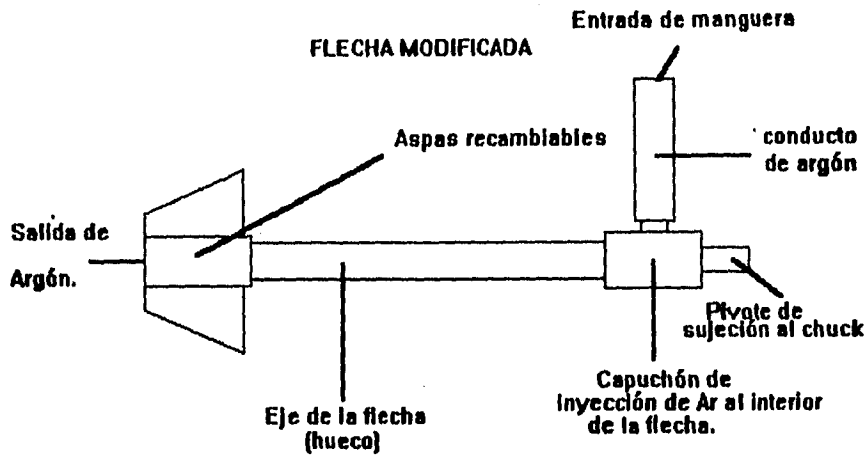


Figura 7, se muestra un esquema de la flecha modificada y utilizada en el presente trabajo.

III.4) PARÁMETROS DEL PROCESO.

Los parámetros del proceso que se variaron para determinar el efecto sobre la desgasificación, incorporación y distribución del compósito fabricado fueron:

- 1) % en volumen de SiC adicionado.
- 2) Flujo de Argón inyectado para desgasificación.

Se realizó un barrido de pruebas variando las anteriores condiciones y dejando fijas otras, de esta manera, el diseño experimental se presenta en las tablas 3 y 4.

VELOCIDAD DE AGITACIÓN	1000 RPM
TEMPERATURA DEL BAÑO	800° C
TAMAÑO DE PARTÍCULA	45 μ m
TEM. PRECALENTAMIENTO SiC	550° C

Tabla 3, parámetros del proceso mantenidos constantes.

	Testigo	Bajo	Medio	Alto
l/min de Argón	0	1.5	2.0	2.5
% SiC (Vol)	10 y 20	10 y 20	10 y 20	10 y 20

Tabla 4, parámetros del proceso que fueron variados.

III.4)PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Habiendo definido los parámetros fijos y los parámetros variables para la fabricación de los compósitos y considerando las referencias bibliográficas se conformó una metodología para la elaboración de los materiales en la cual se pueden identificar diversas etapas, que son:

- a) Limpieza y revisión previa de funcionamiento del equipo.
- b) Preparación de carga, pesado y limpieza de ésta.
- c) Fusión del metal.
- d) Pre calentamiento del cerámico.

- e) Incorporación del cerámico al metal fundido y agitación con inyección de Argón.
- f) Colada de muestras.
- g) Preparación metalográfica de las muestras obtenidas.
- h) Evaluación de las muestras obtenidas.

Estas etapas se detallan a continuación:

- a) Limpieza y revisión previa del funcionamiento del equipo.

Previo al inicio de cada experimento, era indispensable garantizar que el equipo funcionaría de forma adecuada para la manufactura y el hecho de que los instrumentos de control permitirían conocer los valores de las variables para impedir que éstas salgan de control. De este modo, fué imprescindible contar con un número suficiente de termopares.

Fué indispensable comparar también las lecturas del controlador de temperatura del equipo de fusión con termopares independientes para tener una mayor veracidad respecto a la temperatura mostrada por los equipos.

Desde luego, el equipo debía encontrarse en condiciones de ser utilizado, por lo que todo el material refractario se revisó y restauró previo a cada experimento (usando pintura o lechadas del mismo material), así como también fué necesario limpiar la cámara del horno y de la tolva, mediante aire a presión.

- b) Preparación de carga, pesado y limpieza.

La preparación de la carga fué de importancia capital, debido a que la calidad de la

misma influiría en la calidad del compósito a fabricar.

Se debía tener una carga con un peso total de 1000-1150 g, 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 compósito por efecto de la agitación mecánica. El metal (Aleación A 356) debía estar perfectamente limpio y de preferencia se precalentaba, colocándolo en la tapa del horno, mientras que se alcanzaba la temperatura de trabajo; de éste modo se eliminaban humedad y fluidos que pudieran estar presentes.

En lo relativo al material cerámico, éste se debía mantener en un envase cerrado para evitar su contaminación y humectación.

Luego de cada fusión, el crisol debía ser limpiado, despegándole las costras de metal que pudieran quedar incrustadas en sus paredes.

c) Fusión del metal.

Luego de que el metal se había precalentado lo suficiente (120-200°C), se colocaba en el crisol. La temperatura de trabajo fué superior a 720°C durante la etapa de fusión. Una vez fundido el metal, se retiraba la capa oxidada de la superficie, pues ésta podía intervenir negativamente con la adición de SiC en la matriz al fungir como escoria, que incluso podía causar inclusiones de óxido en la matriz.

d) Precalentamiento del cerámico.

El material cerámico se introducía en la tolva-horno al mismo tiempo en que el metal

comenzaba a fundirse, y la tolva alcanzaba una temperatura de 550°C. La temperatura no debía ser mayor pues podría presentarse apelmazamiento del SiC. El precalentamiento duraba unos 15 minutos.

e) Incorporación del cerámico al metal fundido, agitación con inyección de Argón.

Una vez fundido el metal y precalentado el cerámico, éste último se adicionaba al baño metálico a un flujo aproximado de 15 g/minuto. El vibrador se ponía en velocidad intermedia y la velocidad de agitación era medida por medio de un tacómetro digital, (1000 RPM).

El flujo de argón se iniciaba al introducir la flecha al baño metálico, dos minutos antes de la adición del cerámico. Pasados estos 2 minutos, se iniciaba la agitación (a 1000 RPM) y la adición del cerámico. Luego de concluida la adición, la agitación se prolongaba por 5 minutos más y se detenía, sacando la flecha del material y procediendo a limpiarla del material que tenía en su superficie para evitar su destrucción.

Desde luego, es importante mencionar que se hicieron experimentos sin inyección de flujos de Argón con la finalidad de establecer muestras testigo.

f) Colada en Moldes.

En la última etapa, el crisol se extraía del horno y se colocaba en un maneral; el molde utilizado tenía las medidas que se muestran en la Figura 8. La temperatura de colada se procuraba mantener constante entre 740° y 760° C.

g) Preparación metalográfica de muestras obtenidas.

Una vez obtenida la barra, se medía 1 pulgada a partir de la base y se practicaba un corte, luego se medía 1 pulgada a partir del inicio de la pieza y se cortaba otra rodaja. Estas muestras fueron desbastadas, y lijadas en lijas 240, 320, 440 y hasta lija 600, pulidas con pasta de diamante y posteriormente con Alúmina y Tartrato de Amonio, para dar un buen acabado que permitiese el análisis microcópico. Las muestras no fueron atacadas con ningún reactivo químico debido a que la imagen observada en el microscopio era suficientemente nítida y dejaba ver todos los detalles (partículas bien definidas, porosidades, distribución, de poros y partículas, etc).

h) Evaluación metalográfica.

Una vez obtenida y preparada la muestra, se procedió al análisis metalográfico; para esto, se fotografiaron a 75x y 37.5x. El motivo de estos aumentos es captar con la mayor nitidez las características microestructurales del compuesto. Se fotografiaron 3 zonas de la superficie preparada situadas en los vértices de un triángulo equilátero y se cuantificaron el número de partículas, de conglomerados y de poros por unidad de área.

Es necesario mencionar que, con el fin de validar los resultados del análisis de estas superficies como representativos para toda la barra, algunas barras también fueron cortadas transversalmente y preparadas como ya se ha descrito, para observar las características microestructurales que se presentan longitudinalmente.

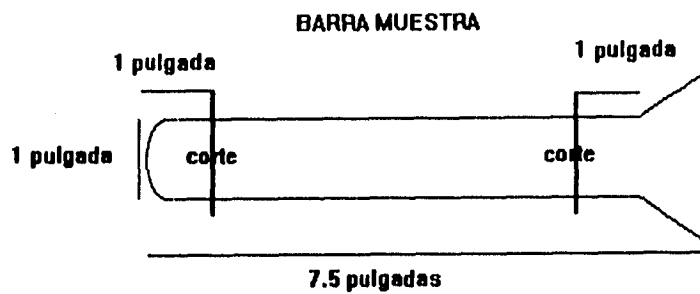


Figura 8, Barra de compuesto obtenida para análisis (cortes transversales).

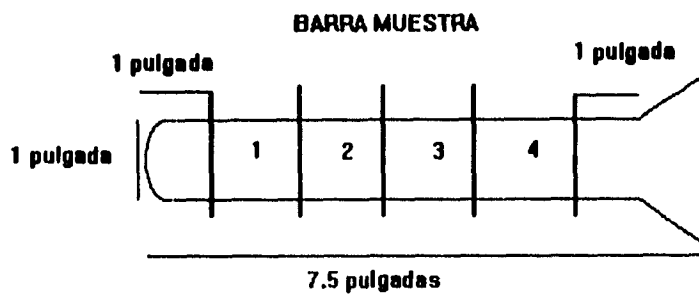


Figura 8', Barra de compuesto obtenida para análisis (corte axial, mostrando las 4 zonas en que se dividió para estudiarla).

IV.RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

En este capítulo, se presentan y discuten los resultados obtenidos mediante el desarrollo experimental, y se deja para el capítulo correspondiente a sugerencias una crítica que pretende también plantear alternativas para la mejorar aún más la fabricación de compósitos.

Como se mencionó anteriormente, las condiciones aplicadas para la fabricación del compósito que se mantuvieron constantes fueron:

Velocidad de agitación : 1000 RPM.

Temperatura del baño : 780°C.

Tamaño de partícula : 45 μ m.

Temperatura de precalentamiento del cerámico : 550°C.

En tanto que los parámetros variables fueron:

Flujo de Argón:	0 l/min	1.5 l/min	2.0 l/min	2.5 l/min
% de SiC (Vol.)	10 y 20	10 y 20	10 y 20	10 y 20

La evaluación de calidad del material se realizó por medios metalográficos; cuantificando, para un área representativa del material, número y tamaño de poros, cantidad de partículas y distribución de las mismas, como se indicó anteriormente. Los resultados se presentan en una tabla y se refuerzan con las fotografías más representativas de cada caso.

En las tablas se presentan los resultados de la muestra y zona analizada bajo las consideraciones indicadas, así como el número de muestras evaluadas. Los resultados finales son un promedio de alrededor de 20-30 mediciones de cada característica listada en 3

muestras analizadas para cada condición experimental ensayada.

La nomenclatura de las tablas es la siguiente:

M./Z.= número de muestra y zona de la probeta a la que pertenece.

F.A.= flujo de Argón aplicado en l/min.

N.Pa.= número promedio de partículas observadas por mm².

N.Ag.= número de aglomerados por mm². Se llama aglomerado al conjunto de 10 o más partículas que tienen una separación de menos de 0.005 mm.

Da.Pa.= distancia promedio entre partículas en mm.

N.Po.= Número de porosidades por cm².

Dm.Po.= Diámetro promedio de los poros en mm.

Tabla 5, Resultados para compuesto A356/10% vol. SiC.

M./Z.	F.A.	N.Pa.	N.Ag.	Da.Pa.	N.Po.	Dm.Po.
1 superior	0	103	9	0.070	4	0.095
1 inferior	0	92	6	0.070	3	0.075
2 superior	1.5	107	6	0.085	2	0.020
2 inferior	1.5	109	5	0.085	0	-----
3 superior	2.0	119	3	0.080	1	0.015
3 inferior	2.0	120	2	0.080	0	-----
4 superior	2.5	135	0	0.065	1	0.070
4 inferior	2.5	5	0	-----	0	-----

Tabla 6, resultados para compósito A356/20% vol. SiC.

M./Z.	F.Ar.	N.Pa.	N.Ag.	Da.Pa.	N.Po.	Dm.Po.
5 superior	0	304	17	0.020	17	0.070
5 inferior	0	232	8	0.040	8	0.030
6 superior	1.5	23	1	-----	0	-----
6 inferior	1.5	2	0	-----	0	-----

Nota: en esta tabla se tiene igual número de aglomerados que de poros, esto es porque se observó que los poros nuclearon en los grupos compactos de partículas. No se logró fabricar compósito con 20 % de SiC a 2 y 2.5 l/min de Argón, por lo que no se presentan aquí datos de éstos experimentos, ya que todo el SiC fué rechazado de la matriz metálica. Para fines prácticos, se puede decir que incluso el flujo de 1.5 l/min impidió la adecuada fabricación del compósito.

Tabla 7, resultados relativos al análisis longitudinal de una barra de compósito A356.

M./Z.	F.Ar.	N.Pa.	N.Ag.	Da.Pa.	N.Po.	Dm.Po.
1	2.00	99	2	0.080	0	-----
2	2.00	111	3	0.080	0	-----
3	2.00	109	3	0.080	1	0.015
4	2.00	123	3	0.080	1	0.015

Esta última tabla nos permite observar la distribución axial de porosidades, partículas de material cerámico así como de aglomerados del mismo, con el fin de validar el análisis superior e inferior realizado en las dos primeras tablas como representativo de las características generales del material.

*** Análisis de resultados.**

Es posible, mediante el análisis de los resultados presentados, percatarse de tendencias de los parámetros evaluados en función del flujo de Argón. El material fabricado sin inyección de Argón y con 10 % de SiC adicionado en volúmen presenta gran cantidad de poros así como un elevado número de aglomerados de partículas (Fotografía 1). Se puede observar que el uso de Argón mejora notablemente la homogeneidad en la distribución de las partículas de cerámico y los poros disminuyen sensiblemente en número, aunque el tamaño de los mismos, así como su distribución, son función de la evolución del gas a lo largo de la probeta, por lo que en la parte superior de la probeta poseen, en general, mayor tamaño y están más agrupados que en la muestra evaluada de la parte inferior de la misma.

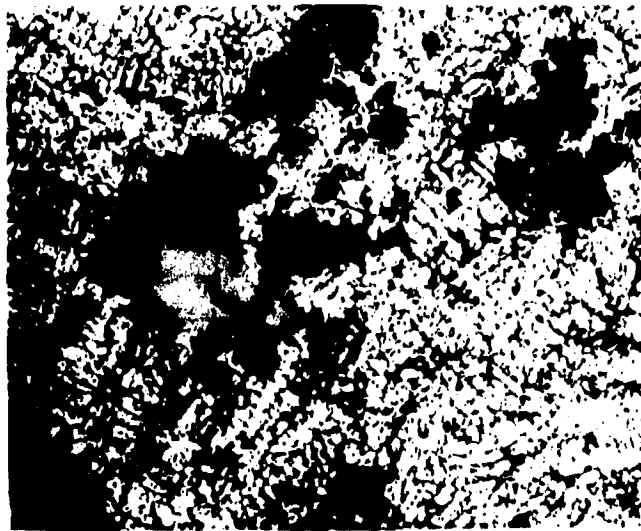
Es posible, así mismo, observar que no se pueden inyectar flujos de Argón progresivamente mayores de forma indefinida, ya que se tienen flujos que evitan la incorporación del material cerámico debido a la flotación de partículas por parte de las burbujas de Argón. En este estudio, para el tamaño de partícula ensayada y los niveles de SiC adicionados, es permisible un flujo máximo de Argón de 2 l/min para compuesto con 10% en volúmen de SiC, pues el uso de un flujo de 2.5 l/min impide la incorporación de éste. En la Fotografía 5 se observa una muestra de compuesto tratada con un exceso de Argón; no se aprecia la presencia de partículas en la matriz.

Así también, es factible observar que la nucleación de burbujas de Hidrógeno y gases atmosféricos ocurre principalmente en los aglomerados de partículas de las probetas fabricadas sin inyección de Argón (Fotografía 6), siendo más evidente en la zona superior de las muestras. Incluso, en la muestra que contiene 20 % en volúmen de SiC, prácticamente no

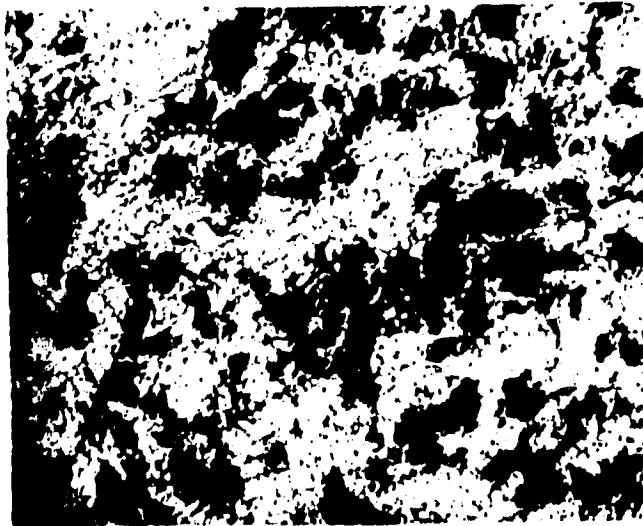
es posible separar un poro de un aglomerado de partículas.

Se encontró también que en el material con 20 % en volumen de SiC adicionado, el uso de flujos de Argón impide la incorporación del cerámico, debido quizá a la saturación del metal con gas inerte; ya que el tiempo de incorporación pasa de 11 a 19 minutos.

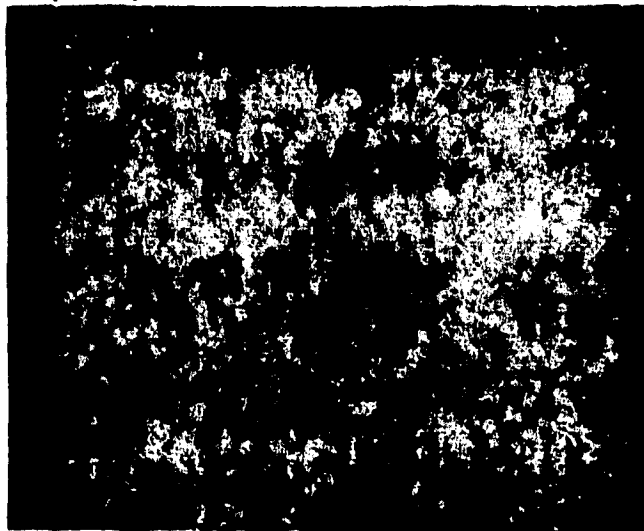
Es posible mencionar que las fotografías muestran un material prácticamente libre de inclusiones de óxidos u otros materiales extraños, por lo que se puede decir que es una de las ventajas del proceso de desgasificación con Argón, al obtener un material con matriz limpia.



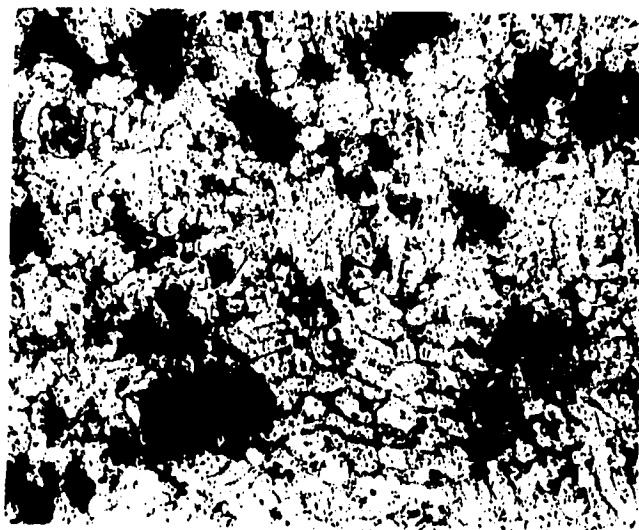
Fotografía 1, muestra 1 superior (37.5x), se observan porosidades presentes en la matriz(dendrítica) de compuesto A356/10%vol de SiC sin desgasificar. También es posible observar la presencia de aglomerados de partículas de cerámico.



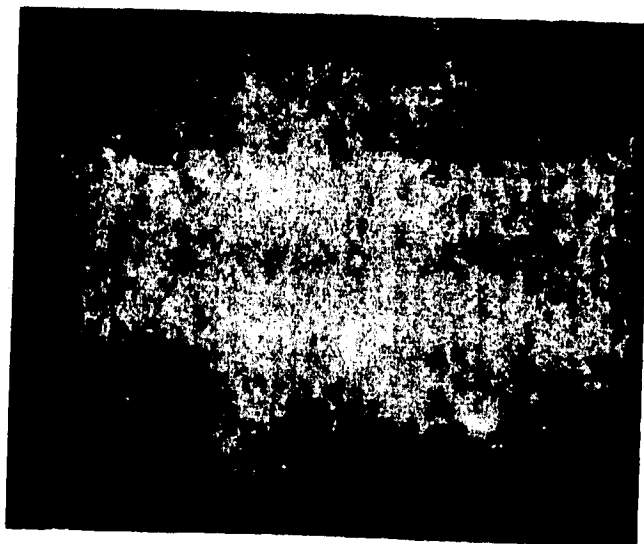
Fotografía 2, muestra 1 inferior(37.5x), se observa una distribución más homogénea del material cerámico y algunas porosidades menores. Es notorio cómo el gas(Hidrógeno y Argón) evoluciona y hay más porosidades -y de mayor tamaño- en la probeta que corresponde a la parte superior de la barra-muestra que en la correspondiente a la parte inferior.



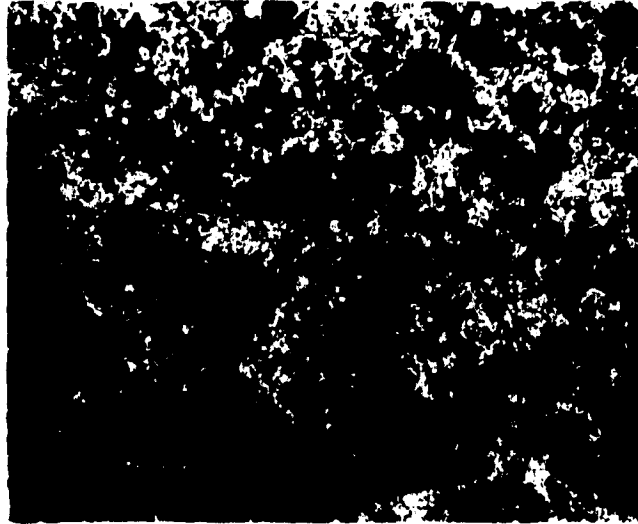
Fotografía 3, muestra 3 superior (70x), se observa un aglomerado de partículas de cerámico en el cual nucleó una porosidad.



Fotografía 4, muestra 3 inferior (70x), se observa una distribución homogénea de partículas de cerámico y ausencia de porosidades en la matriz dendrítica.



Fotografía 5, muestra 4 inferior (37.5x), se observa la matriz prácticamente desprovista de cerámico reforzante; debido al uso de un flujo excesivo de Argón (2.5 l/min), éste impidió la incorporación del material cerámico.



Fotografía 6, muestra 5 superior (37.5x), se observa una gran cantidad de porosidades-aglomerados, es decir, en cada aglomerado nucleó una porosidad. La fotografía corresponde a una muestra sin desgasificar con 20% vol de SiC.

CONCLUSIONES.

- * El uso de Argón como desgasificante de compósitos es factible y permite obtener compósito con menor porosidad que los obtenidos cuando no se desgasifica.
- * Existe un flujo máximo de Argón, que al ser superado, impide la incorporación de SiC en el compósito, para compósito con 10 % en vol. de SiC es de 2.0 l/min.
- * Al fabricar el material compuesto, se tienen buenos resultados al desgasificar material con 10 % en volumen de SiC, pero el fabricado con 20 % en volumen de SiC no puede ser desgasificado sin que se expulse a las partículas del seno del metal fundido.
- * La presencia de aglomerados de partículas de cerámico aparentemente permite la nucleación de burbujas gaseosas.
- * No se encuentra la presencia de inclusiones extrañas ó de óxido en la matriz del compósito, por lo que se puede deducir que el flujo de Argón también posee efecto positivo en el control de este tipo de impurezas.

SUGERENCIAS.

Entre las recomendaciones que se pueden dar para posteriores experimentos, se encuentran las siguientes:

* En los resultados, se puede observar que hay relación entre tamaño y cantidad de poros con respecto a la posición de la barra. Esto nos da idea de una evolución insuficiente del Argón. Por ende, sería adecuado, luego de la agitación e inyección de Argón, tener un tiempo de evolución del gas. Este tiempo debe de ser suficiente para la evolución total del Argón, pero sin que se asienten las partículas de SiC, y sin descuidar la temperatura de colada.

* Es importante investigar el efecto de refinadores de grano y modificadores en compuesto desgasificado por inyección de Argón y establecer su relación con la presencia o ausencia de porosidades.

* El mejoramiento del método de fabricación de compuesto con baja o nula porosidad permitiría la aplicación del material para la fabricación de piezas útiles, ya sea utilizando molde permanente metálico o moldeo en arena.

* Resultaría muy provechosa la búsqueda y ensayo de materiales refractarios de mayor resistencia mecánica con la finalidad de aumentar la vida útil de la flecha de agitación.

* Realizar experimentos de fabricación de compósitos variando no sólo el flujo de Argón utilizado para desgasificar sino también tamaño de partículas de cerámico, y de este modo

encontrar la relación de flujo máximo de Argón permisible para evitar la flotación de partículas de cerámico en función de su tamaño.

BIBLIOGRAFIA.

Amaro, A. et al. Obtención de compósitos Aluminio A356/SiC_p por el método vórtex. Moldeo y fundición, Número 88, año XIV, México, p 8-14, 1993.

Carity, R.E. Foundry experience and variables in casting Silicon Carbide reinforced Aluminum alloys. AFS Transactions, p 89-142, 1989.

Chen, X.G. et al. Efficiency of impeller degassing and regassing phenomena in Al melts. 98th. Casting Congress, AFS inc., 94-094, 1994.

Eastwood, L. Gases in nonferrous metals and alloys American Society of Metals, 1953.

Flores, V. Desgasificación y limpieza. Infra, S.A. de C.V.

Gupta, M. Processing 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. Canada, p 20-24, 1989.

Lees, D. Solubility of gases in liquid metals. Nonferrous foundry metallurgy, London, 1954.

Muralli, T.P. Preparation and properties of Aluminum Alloys coconut shell char particles composites. Metals Transactions B, 13B, September, p 485-494, 1982.

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

Neff, D.V. Degassing and cleaning of molten Al Metallics Systems, Ohio, U.S.A

Pai, B. Fabrication of Aluminum-Alumina(Magnesia) particles composites in foundries using Magnesium additions to the melts. Materials Science and Engineering, 24, p 31-44, 1976.

Rana, I. Optimization of SiC particles dispersion in Aluminum metal-matrix composites. AFS Transactions, p 255-264, 1989.

Ransley, C. Journal of the Institute of Metals, Vol. 74, 559.

Rohatgi, P. et al. Solidification, structures and properties of cast metal-ceramic particle composites. International Metals Reviews, Vol 31, Number 3, p 115-139, 1986.

Rohatgi, P. Cast metal matrix composites. Metals Handbook Vol. 15, 9th. Edition, ASM, U.S.A., 1983.

Rohatgi, P. Foundry Processing of metal matrix composites, Modern Casting, April, p 47-50, 1988.

Rose, D.L. et al. The degassing and cleaning of Aluminum based SiC particulate reinforced composites. 97th Casting Congress. AFS ltd. 93-155, April 1993.

Salinas, D.A. Parámetros de fabricación para un compuesto base Al A356-5%SiC_p por el método del Vórtex. U.N.A.M., Facultad de Química, 1993.

Samuel, F.H et al. The reduced pressure test as a measuring tool in the evaluation of porosity/Hydrogen content in Al-7wt pct Si-10vol pct SiC_(p) metal matrix composite. Metallurgical Transactions A, 24A, August, 1993.

Samuel, F.H. et al. Effect of melt cleanliness on the properties of an Al-10wt pct Si-10vol pct SiC_(p) composite. Metallurgical Transactions A, 24A, July, 1993.

Sokolskaya, L.I. Gases in light metals. Pergamon Press, London, 1971.

Surappa, M.K. Preparation and properties of Aluminum-Ceramic particles composites. Journal of Materials Science, 16 p 485-494, 1981.

Wu, W. The production of Aluminum-Graphite particles composites by using the full mold process. The Foundryman, February, p 83-88, 1990.

Yarandi, F.M., et al. Two Phase Flow Behavior and Microstructure in Aluminum Alloys-SiC Particulate Reinforced Composites. Proceedings of The Second International Conference on The Processing of Semi-Solid Alloys and Composites, TMS, Massachusetts, p 447-453, 1992.