

UNAM
POSGRADO



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

00378
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

PROGRAMA DE MAESTRIA Y DOCTORADO EN
CIENCIAS E INGENIERÍA DE MATERIALES

**FABRICACIÓN DE ESPUMAS DE ALUMINIO
POR MEDIO DE INYECCIÓN DE AIRE.**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRO EN CIENCIAS E INGENIERÍA DE MATERIALES

(MATERIALES METÁLICOS)

P R E S E N T A :

I.M.E. LUIS DANIEL DE LA ROSA CANALES

ASESOR: DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ.

MÉXICO D.F.

2005

m. 352175

**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.

**ESTA TESIS NO SALE
DE LA BIBLIOTECA**

A mis padres:

María Elena y Antonio

Por el apoyo y cariño que me han dado a lo largo de mi vida y por que han estado conmigo en el momento que más lo he necesitado, apoyando firmemente en mis decisiones.

A mis hermanos:

José Gpe., Juan Manuel, María Antonieta, Mónica Maribel y María Reyna.

Por compartir conmigo tanto triunfos como derrotas, esperando que este trabajo sirva como motivación para que ellos consigan sus metas.

A mis sobrinos:

Rodrigo, Mauricio, Carlos, Ana, Fernando, Stefani y Abigail.

A mis amigos:

Alex, Gabriel, Socorro, Said, Armando, Hugo, Noé, Marcos, Toño, Jannet, Sergio, Eduardo, Hilario, Raúl, Lucia, Rene, Armando, Laura, Martín Pérez y Rafael Arauz.

A mis profesores en la Maestría.

Dr. Torres Villaseñor Gabriel.
Dr. Fomine Serguei.
Dr. Fomina lioudmila.
Dr. Sansores Cuevas Luis Enrique.
Dr. Skiba Yuri,
Dr. Gonzalez Reyes Jose Gonzalo.
Dr. Julio A. Juárez Islas.
Dr. Dora María de Grinberg.

Autorizo a la Dirección General de Bibliotecas de la UNAM a difundir en formato electrónico o impreso el contenido de mi trabajo nacional.
NOMBRE: Luis Daniel de la Rosa
Carreles
FECHA: 4-11-2005
FIRMA: [Firma]

A los investigadores:

M. I. Leopoldo González González, Dr. Dora María de Grinberg, M. C. Juan Manuel de la Rosa Canales, M. C. José Guadalupe de la Rosa Canales, M. I. Felipe Díaz del Castillo Rodríguez, Dr. Juan Genescá Ilonguera, M. I. Said Rodríguez Casolco, M.I. Fernando Vaquero, Dr. Carlos González Rivera, M.C. Antonio Huerta Cerdan.

Por sus comentarios a este trabajo.

A los investigadores por el soporte técnico.

I.Q.M. Alejandra Moreno Barcenas.
I.Q. Carlos Flores.
M.I. Gabriel Lara.
M. I. Felipe Díaz del Castillo Rodríguez.
Dr. Arturo Juárez Hernández.

A la Lic. **Catalina de la Rosa Ortega** por la revisión ortográfica a este trabajo.

Al **Instituto de Investigación en Materiales** por permitirme estudiar en sus instalaciones.

Al **Centro de Tecnología Avanzada** por permitirme realizar este proyecto en sus instalaciones

A EL CONACYT por el apoyo financiero [N°J35281-U].

CONTENIDO.

	pp.
Resumen.	4
Introducción.	5
Objetivos.	7
1.- Generalidades.	
1.1 .- Procesos de Manufactura para Espumas Metálicas.	8
1.1.1.- Métodos de producción.	10
1.1.2.- Fabricación de espumas metálicas por fusión.	11
1.1.3.- Fabricación de espumas metálicas por medio de metalurgia de polvos.	17
1.1.4.- Fabricación de espumas metálicas por depositación.	21
1.2 Materiales Compuestos de Matriz Metálica (MMC).	23
1.2.1.- Método de vortex.	23
1.2.2.- Mojabilidad del reforzante por la matriz.	25
1.2.3.- Solidificación en la interfase durante el proceso de compositos en la matriz metálica Al-Si.	28
1.2.4.- Curvas de enfriamientos.	33
1.2.5.- Curvas de enfriamiento reales.	35
1.2.6.- Parámetros de la curva Al-Si (hipoeutética).	36
1.3 Mecanismo de Formación de Burbujas para Fabricar Espumas de Aluminio.	40
1.3.1.- Ecuaciones de estado de la espuma.	41
1.3.2.- Estabilidad termodinámica.	41
1.3.3.- Definición de burbujas.	42
1.3.4.- Mecanismo de la burbuja y formación en espumas de aluminio.	43

1.3.5.- Formación de la espuma y estado inicial de la burbuja.	44
2.- Desarrollo experimental.	47
2.1.- Implementación de equipos.	47
2.1.1.- Horno vertical.	47
2.1.2.- Sistema de agitación.	49
2.1.3.- El sistema de adquisición de temperatura.	50
2.1.4.- Sistema de inyección de aire.	51
2.2.- Procedimiento para Formar la Espuma de Aluminio.	52
2.2.1.- Formación del composito por medio de un método de vortex.	52
2.2.2.- Medición de la temperatura.	53
2.2.3.- Proceso de espumado.	54
2.2.4.- Preparación de las espumas para metalografía y SEM.	56
3.- Resultados y discusión.	57
3.1.- Aleación hipoeutéctica Al – Si.	57
3.2 Efectos de la adición de magnesio en la aleación hipoeutéctica Al –Si.	58
3.3.- Obtención del composito con Al – 6 Si – 3 Mg (% en peso) y 10, 30, 50 SiC (% en peso).	60
3.4.- Curvas de enfriamiento.	62
3.5.- Formación de la espuma.	66
3.6.- Desarrollo de un proceso continuo.	72
3.7.- Formación de la espuma, efectos de inyección de aire.	74

3.8.- Análisis microestructural de las espumas de aluminio	79
3.9.- Defectos microestructurales en la espumas de aluminio.	82
3.10.- Estudio de SEM.	83
4.- Recomendaciones para trabajos futuros.	87
5.- Conclusiones.	89
6.- Bibliografía.	91
7.- Anexos.	93
7.1.- Glosario de términos.	
7.2.- Artículos publicados.	
A) Convención Científica de Ingeniería y Arquitectura “CUBA 2004”	
B) Journal of Materials Science “En Proceso”	



RESUMEN

La fabricación de las aleaciones de aluminio incluye tipos diferentes de técnicas como son: fundición, solidificación unidireccional, extrusión, forja, y mas recientemente la fabricación de espumas de aluminio. Las espumas metálicas son una clase de materiales que se caracterizan por tener una baja densidad en combinación con sus propiedades notables, tales como absorción de energía al impacto, permeabilidad a diferentes flujos o propiedades acústicas, por lo que su uso se ha incrementado como un nuevo material en ingeniería. Sus aplicaciones incluyen materiales resistentes al impacto, filtros, intercambiadores de calor, y electrodos porosos. Existen diferentes métodos para producir espumas de aluminio, incluyendo procesos de fusión y de metalurgia de polvos. En el estado líquido estas espumas pueden ser formadas por: la inyección de un gas, reacción eutéctica o adición de agentes espumantes. La técnica de la inyección de aire se ha usado ampliamente en la construcción de paneles y estructuras acorazadas, debido a que el método de producción es fácil, continuo y de bajo costo. Las espumas se fabrican en el estado líquido y la teoría se basa en que una espuma no puede formarse de un líquido puro por lo que partículas surfactantes, tales como SiC ó Al_2O_3 deben introducirse en la fusión con el objeto de estabilizar la superficie del metal líquido. Este trabajo tiene como objetivo determinar un proceso para obtener espumas base aluminio por la inyección de aire, para comprender las condiciones de proceso. El método para producir las espumas metálicas por burbujeo de aire, contempla tres diferentes problemas: estabilizar la superficie, control térmico, la formación y distribución de burbujas en el metal líquido.

INTRODUCCIÓN.

El aluminio y sus aleaciones presentan diversas propiedades que lo hacen atractivo al nivel industrial, se caracteriza por tener baja densidad, buenas propiedades térmicas y eléctricas, toxicidad nula y es procesado por técnicas convencionales. Además posee buena resistencia a la corrosión, y desde el punto de vista de la importancia ambiental se puede reciclar. Según la estadística, 20 millones de toneladas de aluminio son producidas cada año. El aluminio ha reemplazado a muchos materiales incluyendo al zinc, cobre, hierro, acero inoxidable, titanio, papel, madera y concreto, debido a razones técnicas y económicas.

Este trabajo está enfocado a la fabricación de espumas metálicas, partiendo del estado líquido por inyección de gas. El método es atractivo en parte por ser económico y por su producción continua, sin embargo el control de las variables es un paso crucial en el proceso. En la fabricación de la espuma se deben contemplar tres diferentes problemas, el de estabilizar la superficie, la distribución de las burbujas en el metal líquido, y el control térmico.

La ciencia de las espumas ha sido desarrollada, debido a su importancia principalmente en la industria química, esta ciencia establece que un material puro no puede generar espuma, debido a que se necesita una gran área de contacto para que la burbuja pueda quedar atrapada dentro del líquido, este problema se resuelve agregando partículas surfactantes, lo cual hace mayor el área de contacto. En el aluminio, partículas de Al_2O_3 , ó SiC pueden estabilizar la superficie para impedir que las burbujas se fuguen del metal líquido. Una técnica sencilla para introducir el cerámico en el líquido, es el método de vortex, el cual consiste en la agitación por medio de un sistema propulsor. Sin embargo existe una pobre relación metal – cerámico la cual produce aglomeración y mala distribución del cerámico en la matriz, la adición de magnesio en la aleación es importante debido a que el magnesio reduce el óxido de aluminio que está presente en la interfase metal-cerámico, debido

a esto el aluminio disminuye la tensión superficial con lo cual se mejora la mojabilidad.

El enfriamiento térmico de los metales es sumamente importante para controlar el proceso metalúrgico. Las curvas de enfriamiento son un instrumento valioso para tal fin ya que estas indican la historia de la solidificación del metal. Por ejemplo indican el inicio y el final de las transformaciones, la velocidad de enfriamiento, el tiempo de solidificación, etc.

La formación de burbujas para generar la espuma es otro tema interesante, en este proceso se ven claramente tres fenómenos, el primero es la generación de la burbuja, el segundo es la unión con otras burbujas (coalescencia) y finalmente la formación de la espuma.

El desarrollo experimental fue propuesto variando las concentraciones de partículas cerámicas (SiC), la temperatura y el flujo de gas. Los resultados muestran que la formación de la espuma es factible y que no es posible la formación de la espuma en un líquido puro, asimismo se encontró que altos porcentajes de partículas cerámicas impiden la formación de la espuma. Finalmente las espumas fueron caracterizadas por microscopía óptica y SEM.

OBJETIVOS.

- Fabricar un sistema prototipo que nos permita la medición y el control de las variables de proceso más importantes para la formación de espumas de aluminio.
- A través de un diseño experimental, obtener las condiciones de proceso bajo las cuales se crea la espuma metálica base Aluminio más estable, por el proceso de inyección de aire a nivel prototipo.
- Caracterizar la espuma obtenida, obtener tamaño de célula, tamaño de pared, y analizar las micro estructuras obtenidas por medio de microscopia óptica y de barrido (SEM).

CAPITULO 1.

GENERALIDADES.

1.1 PROCESOS DE MANUFACTURA PARA ESPUMAS METÁLICAS.

La fabricación de aleaciones metálicas incluye diferentes tipos de técnicas como son: fundición, solidificación unidireccional, extrusión, forja y más recientemente la fabricación de espumas. Las espumas metálicas son una clase de materiales que se caracterizan por tener una baja densidad en combinación con sus notables propiedades, tales como absorción de energía al impacto, permeabilidad a diferentes fluidos, propiedades acústicas, por lo que su uso se ha ido incrementando como un nuevo material de ingeniería.

A pesar de que el interés en el uso de este tipo de materiales se ha ido incrementando, existe confusión en lo que se refiere al término espuma metálica, por lo que Banhart propuso varias definiciones (figura 1.1).^[1]

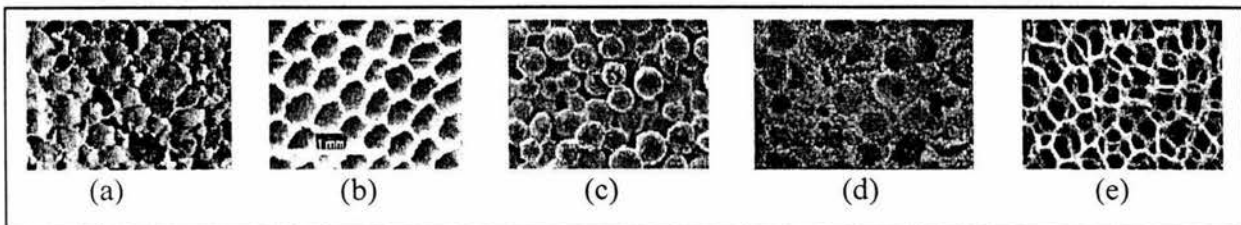


Figura 1.1.- (a) Espuma metálica, (b) Metal celular, (c, e) Esponja metálica, y (d) Metal Poroso.

(a)Espuma metálica (sólida): Las espumas son casos especiales de metales celulares. Una espuma sólida se origina de una espuma líquida en la cual, las burbujas de gas están finamente dispersadas en el líquido. Las células son cerradas,

redondas o polihedrales y están separadas una de otra por una capa delgada.

(b) Metal celular: Es un metal en el cual los espacios están divididos por células bien determinadas. Los límites de estas células son de metal sólido y en el interior son espacios vacíos. En un sistema ideal, las células individuales están separadas una de la otra por metal pero en la realidad esto no sucede.

(c, e) Esponja metálica: En una esponja, los espacios son llenados con metal formando una red continua y coexistiendo con una red de espacios vacíos (célula abierta), o esferas huecas sinterizadas sino se restringe la condición de que la célula tiene que ser cerrada caso (c).

(d) Metal Poroso: Es un tipo especial de metal celular en que los poros están normalmente aislados uno de otros, producto de gases atrapados y se caracterizan por tener una superficie lisa.

En la actualidad las espumas metálicas son comerciales y existen un sin número de aplicaciones, por ejemplo: en la industria del transporte, aeroespacial, de la construcción, eléctrica, etc. Las aplicaciones más factibles son las siguientes:^[1, 2, 3, 4, 5]

- Disipadores de calor.
- Filtros porosos.
- Paneles de construcción (figura 1.2).
- Aplicaciones automotrices (figura 1.3).
- Electrodo porosos.
- Absorbedores del sonido.
- Absorbedores de la energía de impacto.
- Flotadores o boyas.

- Insertos biocompatibles
- Absorbedores de la energía térmica.
- Aplicaciones electroquímicas, etc.



Figura 1.2.- Paneles para construcción

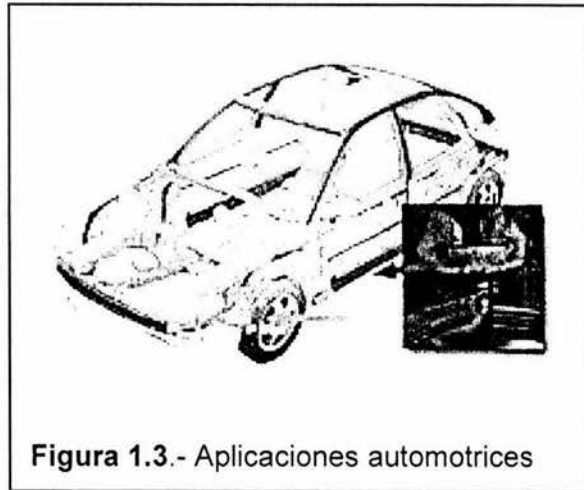


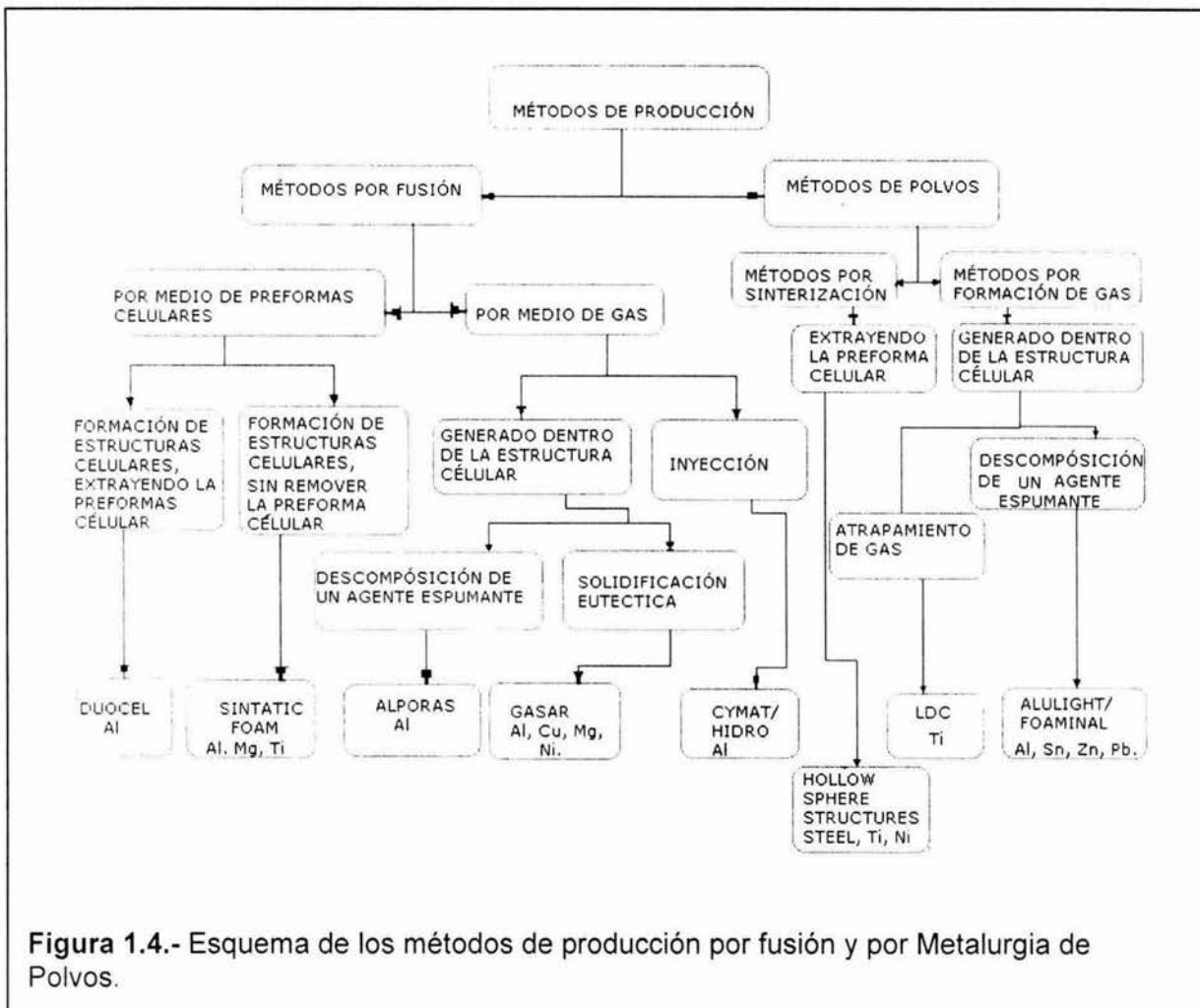
Figura 1.3.- Aplicaciones automotrices

1.1.1 - MÉTODOS DE PRODUCCIÓN.

Los métodos para producir espumas se pueden dividir en tres grupos principales:

- 1.- En la primera clase, la formación de las espumas depende del proceso en el estado líquido, por medio de fusión.
2. En la segunda clase las espumas son formadas en el estado sólido, por medio de metalurgia de polvos M. P. (figura 1.4).
- 3.- En la tercera clase las espumas son formadas dentro de una fase de vapor, por depositación del metal.

En cada uno de estos métodos puede haber variación en el tamaño y morfología de célula (abierta o cerrada).

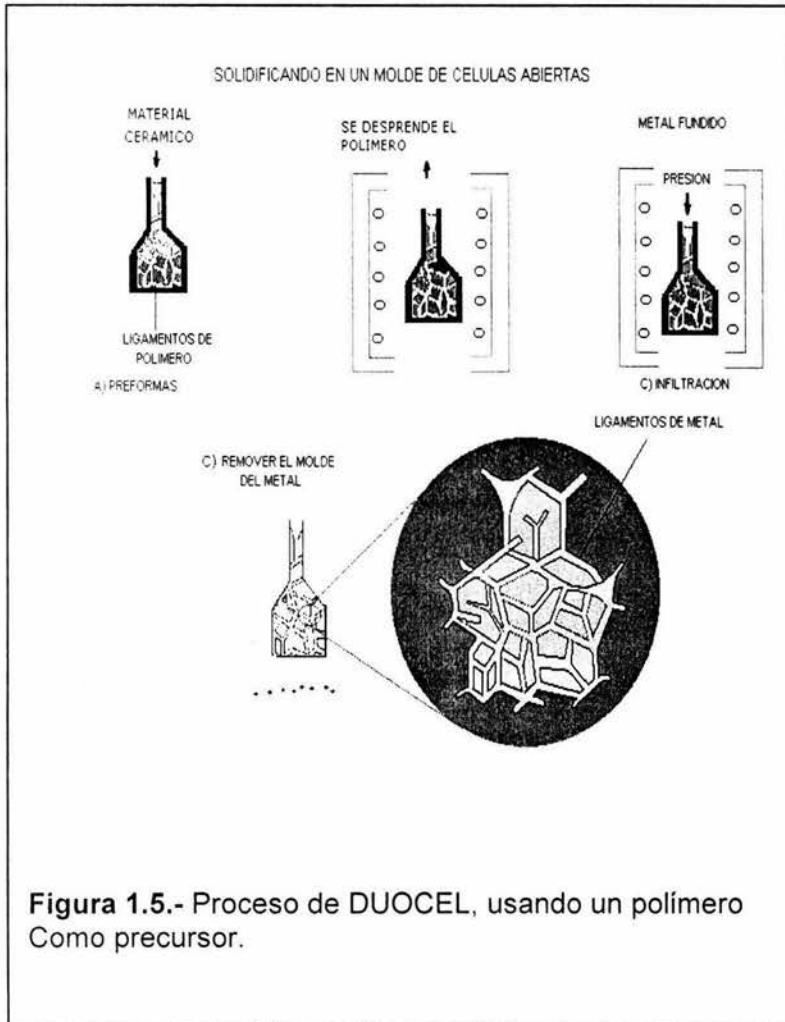


1.1.2.- FABRICACIÓN DE ESPUMAS METÁLICAS POR FUSIÓN.

A.- [DOUCEL] MÉTODO DE INVERSIÓN USANDO UN POLÍMERO COMO PRECURSOR.

En este método se ocupa un molde de material plástico, el cual se recubre de un material refractario. El polímero es extraído por vaporización dejando un molde de células abiertas, se agrega el metal fundido y se solidifica direccionalmente, posteriormente se enfría y se remueve el cerámico. La estructura resultante es igual al polímero precursor, finalmente se sinteriza.

Por este método se obtienen estructuras uniformes con células abiertas de tamaño celular de 1000 - 5000 μm y densidades relativas de 0.05. La empresa DUOCEL ^[1, 2, 3, 5, 6] produce espumas por medio de este proceso, figura 1.5.



Una variación del método es la siguiente: el molde de polímero se obtiene por inyección y se extrae un negativo de éste con cerámico, finalmente se utiliza una técnica de inversión y el resultado es un material homogéneo con la forma del polímero ^[2].

Y. Yamaha y K. Shimojina ^[7] fabricaron espumas con células abiertas utilizando preformas de poliuretano

en aleaciones de Aluminio, en su proceso el yeso es vertido dentro de preformas de poliuretano y calentado a 500 ° C, el material de poliuretano es removido en el calentamiento y el metal es vertido dentro del molde y calentado a 660 ° C, posteriormente se aplica agua a presión para remover el cerámico, el resultado es un material poroso de células abiertas.

B.- [SINTACTIC] MÉTODOS DE FUSIÓN POR ADICIÓN DE PARTÍCULAS.

Este método produce una estructura celular interconectada o una esponja metálica

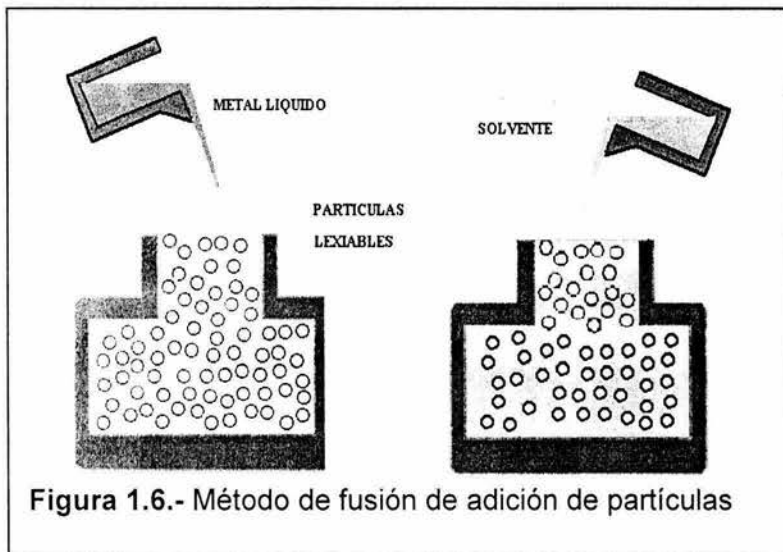


Figura 1.6.- Método de fusión de adición de partículas

por partículas de metal introducidas en el material fundido. Estas partículas pueden ser solubles, tales como una sal, las cuales son lixiviables en el metal dejando porosidades. Dentro de los materiales

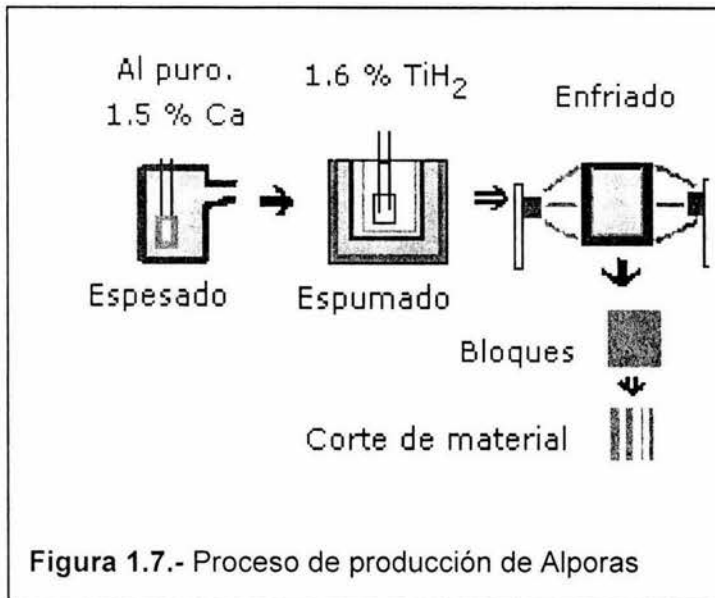
lixiviables pueden existir materiales orgánicos. [1, 2]

El método consiste en agregar dos polvos con una fracción de volumen de 25 %, mezclarlos y compactarlos, después uno de ellos es disuelto en un solvente, como se muestra en la Figura 1.6. El método es limitado para producir materiales con densidades relativas entre 0.3 y 0.5. El tamaño de célula es determinado por el tamaño de la partícula y están entre el rango de 10 μm – 1000 μm . Este método se ha usado con aleaciones de Al, Mg, Zn, Au, Ti, y fundiciones de Fe

Una técnica que es empleada en los E.U. es la de añadir al material fundido, micro balones de plástico fenólico los cuales se calientan en una atmósfera inerte, formando micro esferas huecas de carbón. Estas se rellenan con el metal por depositación de vapor y el carbón de las esferas huecas se remueve por vaporización, aunque este método se ocupa más en materiales refractarios. [2]

C.- [ALPORAS] ADICIÓN DE UN AGENTE ESPUMANTE.

El método consiste en agregar un agente espumante a un metal fundido y calentar la



mezcla para descomponerlo y que al reaccionar libere gas. La expansión de este gas forma las espumas metálicas. Los principales agentes espumantes son hidruro de titanio TiH_2 e hidruro de zirconio ZrH_2 . Las espumas creadas por este método tienen una estructura de

células cerradas.

En los métodos de fusión de polvo algunas variables son difíciles de controlar, entre éstas se encuentran la viscosidad, la temperatura, la presión, la uniformidad en el tamaño de célula.

La viscosidad se incrementa espesando el material, por ejemplo en Al se agrega Ca^[8], y por agitación con una propela en el metal. Cuando se incrementa la viscosidad de una forma adecuada, el tamaño de poro es más uniforme y pequeño. También cuando se agrega material oxidante como MnO_2 , se incrementa la uniformidad en la célula formando núcleos celulares de Al_2O_3 . Algunos de los problemas son: tiempos largos para espesar el material, tiempos cortos para agregar el agente espumante al material fundido, y el tiempo que tarda en espumar.

La empresa japonesa Shinko Wireha ha desarrollado este método (figura 1.7), las

espumas obtenidas tienen el nombre de Alporas.

D.- [GASAR] SOLIDIFICANDO UN METAL Y UN GAS PARA FORMAR UN EUTÉCTICO.

Numerosos metales al combinarse con el hidrógeno forman un eutéctico en el diagrama de equilibrio, estos incluyen al Al, Be, Cr, Cu, Fe, Mg, Mn y las aleaciones base Ni (figura 1.8).

El método consiste en fundir las aleaciones y saturarlas con hidrógeno aplicando presión y

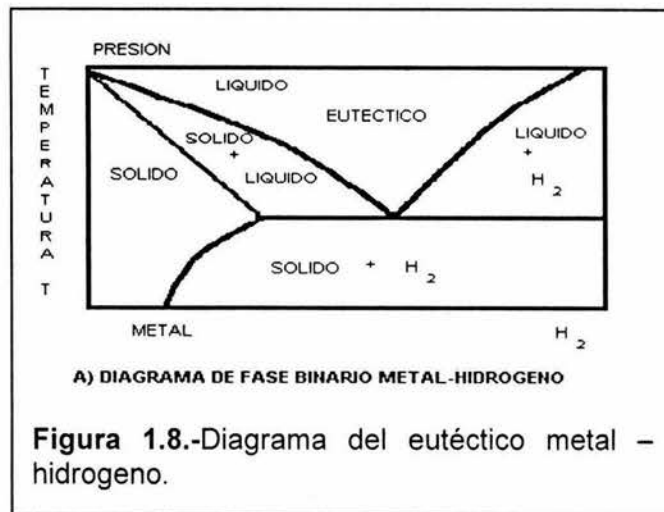


Figura 1.8.-Diagrama del eutéctico metal – hidrogeno.

posteriormente se solidifica direccionalmente. Durante la solidificación el metal, y el

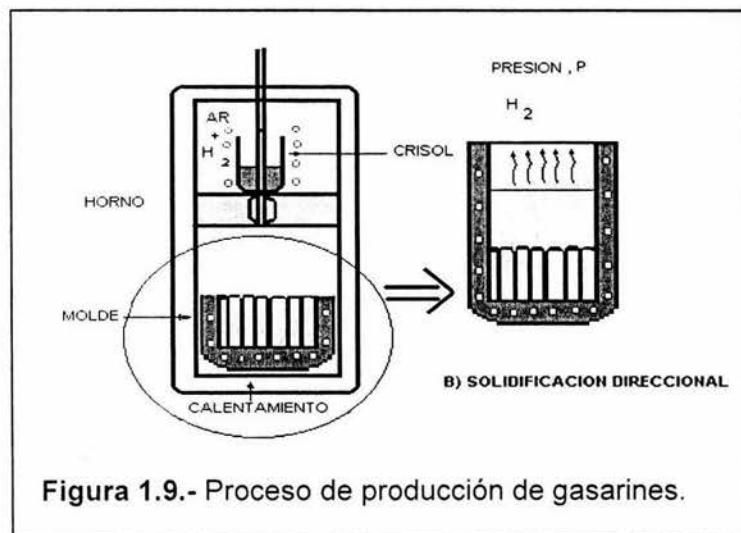


Figura 1.9.- Proceso de producción de gasarines.

gas forman simultáneamente una reacción eutéctica lo cual da como resultado un material poroso que contiene grandes filas de poros [1, 2, 3, 4], la figura 1.9 muestra este proceso, a este tipo de material se le conoce como GASAR o

GASERINE.

Para un material como el Al una apropiada presión de hidrógeno está entre 0.5 - 1

MPa. El material es vertido en un molde y solidificado unidireccionalmente en forma eutéctica, esto da como resultado poros largos con el 30% de fracción de poros, estos dependen de la química de la aleación, la presión sobre la fusión, el supercalentamiento y el porcentaje solidificado.

E.- [CYMAT / HYDRO] INYECCIÓN DE GAS.

En este método al material fundido se le inyecta gas (generalmente aire, aunque se pueden utilizar dióxidos de carbón, o gases inertes), con el fin de que las burbujas queden atrapadas dentro del metal fundido. En aleaciones de aluminio es fácil de aplicar por su baja densidad y porque no se genera demasiada oxidación al exponerlo al aire, pero se deben

considerar algunos aspectos importantes en los procesos. Por ejemplo se debe evitar que las burbujas escapen del material fundido, esto se logra estabilizando la viscosidad del material agregando materiales cerámicos (5

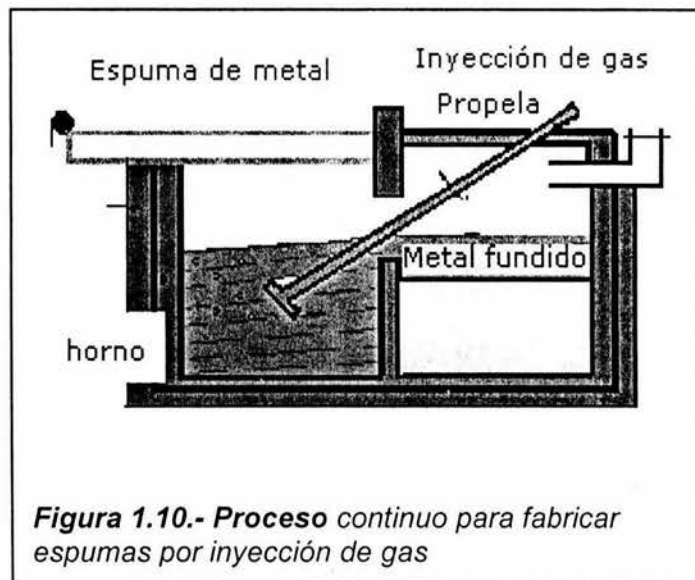


Figura 1.10.- *Proceso* continuo para fabricar espumas por inyección de gas

a 15 % en volumen de partículas con diámetros de 0.5 - 25 μm u óxidos), lo cual impide que las burbujas se fuguen ya que estabilizan la espuma. Estas partículas pueden ser de alúmina, carburo de silicio, grafito y diborato de titanio ^[9,10].

Las compañías que han producido este tipo de material son NORSK-HYDRO y CYMAT usando un método desarrollado por Alcan en Canadá ^[11]. La figura 1.10

muestra un proceso continuo de fusión.

1.1.3.- FABRICACIÓN DE ESPUMAS METÁLICAS POR MEDIO DE METALURGIA DE POLVOS.

A.- ESTRUCTURAS ESFÉRICAS HUECAS.

Dentro de este método se utilizan esferas huecas de metal. Se observa que al

atomizar con un gas inerte se

obtienen partículas de metal

huecas con diámetros 300 –

1000 μm y densidad relativa

de 0.1. Estas partículas

pueden ser clasificadas por

métodos de flotación, y

consolidadas por HIP

(Presión Isostática en

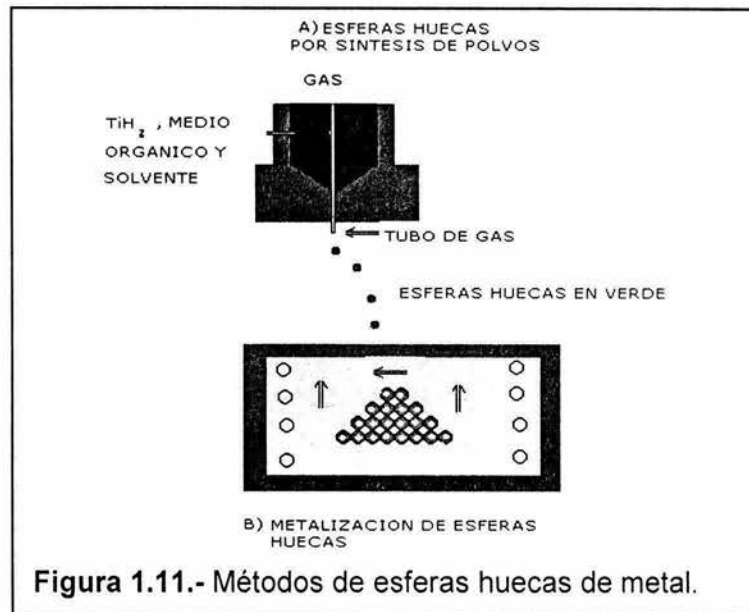


Figura 1.11.- Métodos de esferas huecas de metal.

caliente), por vacío o por sinterizado en la fase líquida. Este método puede ser

utilizado preferentemente para algunas aleaciones para evitar las deformaciones que

existen en las paredes cuando se utiliza el proceso de HIP y el prolongado

tratamiento a altas temperaturas requeridas para tener partículas fuertemente unidas

que se obtienen por el método de sinterizado al vacío. Súper aleaciones de Níquel

puro y Ti-6Al-4V con densidades relativas de 0.06 pueden ser producidas en el

laboratorio usando esta aproximación [12, 13].

El desarrollo para controlar esta técnica de atomización de polvos puede ser económicamente

habilitada de estructuras con bajas densidades vía esta ruta (Figura 1.11).

En un método alternativo, las esferas huecas de metal se forman por fusión de un composito y un precursor que se descompone como TiH_2 junto con partículas orgánicas y solventes, las esferas se endurecen por evaporación durante la volatilización al caer desde lo alto de un contenedor. Se calienta posteriormente para evaporar el solvente y las partículas orgánicas.

Un tratamiento térmico final descompone el metal híbrido dejando esferas huecas de metal. Esta técnica fue desarrollada en Georgia Tech, y puede ser aplicable a muchos materiales y no solo limitada a híbridos. Como un ejemplo una mezcla de óxido tal como $Fe_2O_3 + Cr_2O_3$ puede ser reducida para crear un acero inoxidable.

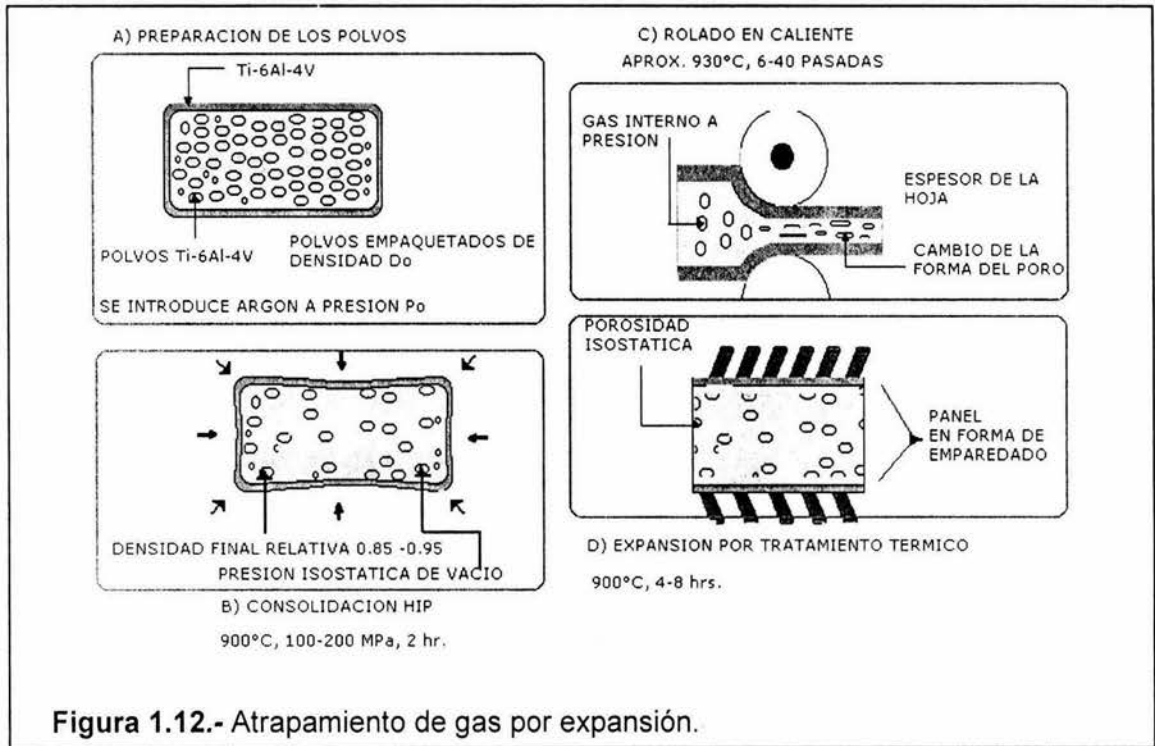
Un tercer método desarrollado en IFAM, Bremen, consiste en utilizar esferas de poliestireno las cuales son creadas por el rompimiento de un metal líquido y sinterizadas, obteniéndose esferas huecas de alta uniformidad. La consolidación de esferas huecas da una estructura con mezcla de porosidades abiertas^[2, 14].

El porcentaje de dos tipos de porosidad y la densidad relativa total pueden estar en un rango dado, variando la densidad relativa de las esferas y extendiendo la densificación durante la consolidación. Se obtiene densidades relativamente tan bajas como 0.05, con un tamaño de poro en el rango de 100 μm a 10000 μm .

B.- [LDC] ATRAPAMIENTO DE UN GAS POR EXPANSIÓN.

La solubilidad en metales de gases inertes tales como el Argón es muy baja. Las técnicas de metalurgia de polvos han sido desarrolladas para manufacturar materiales con una dispersión de pequeños poros conteniendo un gas inerte a altas

presiones. Cuando ese material es calentado posteriormente, la presión en los poros incrementa y los poros se expanden. Este proceso ha sido utilizado por Boeing^[2,14, 15, 16] para crear paneles con capas de bajas densidades, Ti-6Al-4V con fracción de poros hasta 50 %.



En el proceso los polvos del metal se sellan en un recipiente, el cual está recubierto (figura 1.12). El recipiente se coloca al vacío para eliminar al oxígeno y se introduce argón entre 0.3 a 0.5 MPa, el recipiente es sellado nuevamente y consolidado a una densidad relativa 0.9 - 0.98 por HIP, causando un incremento en la presión de vacío. La presión es muy baja debido a la expansión del Ti-6 Al-4V en el cuarto de temperatura, el número de poros presentados en la muestra consolidada es relativamente bajo, y es igual al número de partículas de polvo originalmente compactadas. Un paso de rolado es introducido para refinar la estructura y crear una distribución uniforme de pequeños poros. El paso final es la expansión por

calentamiento a 900 ° C durante 20 - 30 horas. Este proceso da como resultado componentes con formas de emparedados con una capa que contiene células cerradas de un porcentaje hasta 50% y un tamaño de célula de 10 - 300 μm.

C.- [IFAM /ALULIGHT] MÉTODOS DE PRODUCCIÓN DE ESPUMAS POR MEDIO DE CONSOLIDACIÓN DE POLVOS.

El proceso consiste en preparar una mezcla de polvo metálico y un agente espumante dispersados en un medio orgánico.

El material es montado en un molde con la forma deseada, y después es calentado para formar un sólido con estructura porosa.

Las primeras aplicaciones fueron en metales como níquel, hierro, cobre, acero inoxidable, bronce y Aluminio.

El procedimiento para hacer espumas de polvos de Al, consiste en una mezcla de polvos de Al y un agente espumante el cual puede ser un hidruro (por ejemplo hidruro de titanio TiH_2 e hidruro de zirconio ZrH_2 . Posteriormente la mezcla se vierte dentro de los moldes

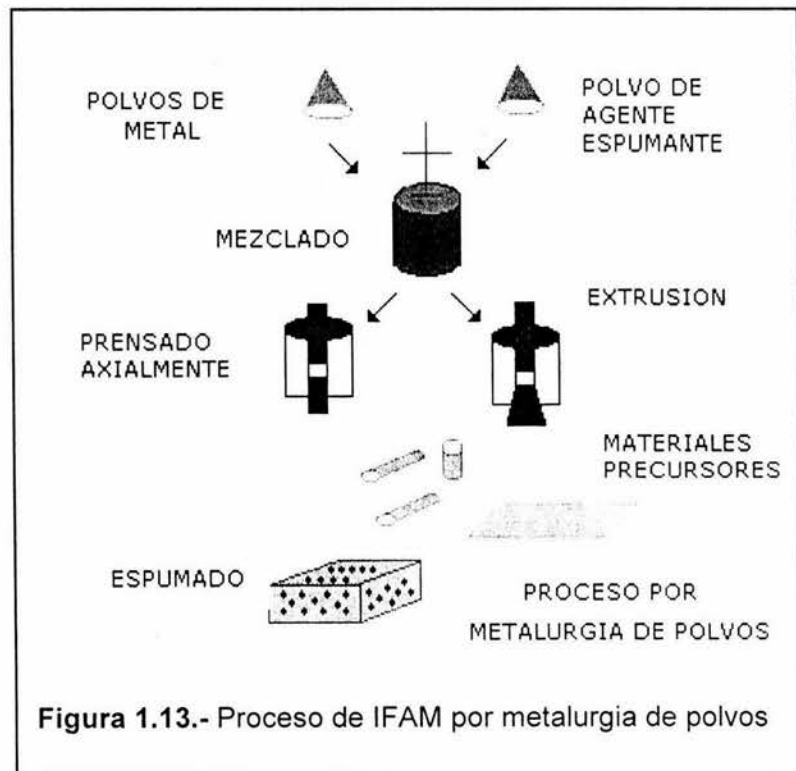


Figura 1.13.- Proceso de IFAM por metalurgia de polvos

para tomar las formas requeridas. Posteriormente la muestra es curada cerca de 2

horas a 100 ° C. Para el caso del Al no se sinteriza ya que el óxido de Al se forma a la temperatura de sinterización.

Muchos grupos han trabajado en estos métodos IFAM en Bremen Alemania ^[18], LKR en Radshofen Austria, y Neuman – Alu Markt Austria ^[19]. Se representa el Método de IFAM en la Figura 1.13, el método consiste en mezclar polvos de Al y un agente espumante (hidruro de titanio), los polvos son mezclados y posteriormente compactados y extruados en forma de platos con una densidad teórica conocida. Estos platos o barras son colocados en un molde cerrado y calentados a la temperatura de fusión del sólido. El hidruro de titanio se descompone creando vacío con altas presiones. Esta expansión del material por un flujo en el estado semi-sólido crea una estructura de la forma del molde. Este proceso da como resultado densidades relativamente tan bajas aproximadamente 0.08 y espumas con diámetros en el rango de 1000 – 5000 μm.

1.1.4 FABRICACIÓN DE ESPUMAS METÁLICAS POR DEPOSITACIÓN.

A.- [INCO] DEPOSITACIÓN DE METAL EN PREFORMAS CELULARES POR EVAPORACIÓN.

Se utilizan espumas de polímeros de células abiertas como un precursor para depositar un metal por medio de descomposición química de vapor (CVD), por evaporación o por electrodeposición. En el proceso de INCO ^[2, 20] el níquel se deposita por la descomposición de Ni (CO)₄. En el proceso de INCO un precursor de polímero es introducido dentro de un reactor CVD y es aplicado el Ni (CO)₄ a los 100 ° C. El gas se descompone en monóxido de carbono y níquel, las superficies de las

preformas son calentadas por medio de un láser, el metal es depositado en las uniones de la espuma de polímero. (Figura 1.14). Finalmente se extrae del reactor y se calienta al aire para sinterizarla y posteriormente para que se densifiquen los ligamentos. El níquel es un material caro y tóxico por lo cual algunos países como E.U. han prohibido este tipo de procesos, el tamaño de poro varia alrededor de 100 - 300 μm , el método se restringe a materiales puros como titanio o níquel. Las espumas obtenidas por este método tienen densidades relativas 0.002 - 0.005.

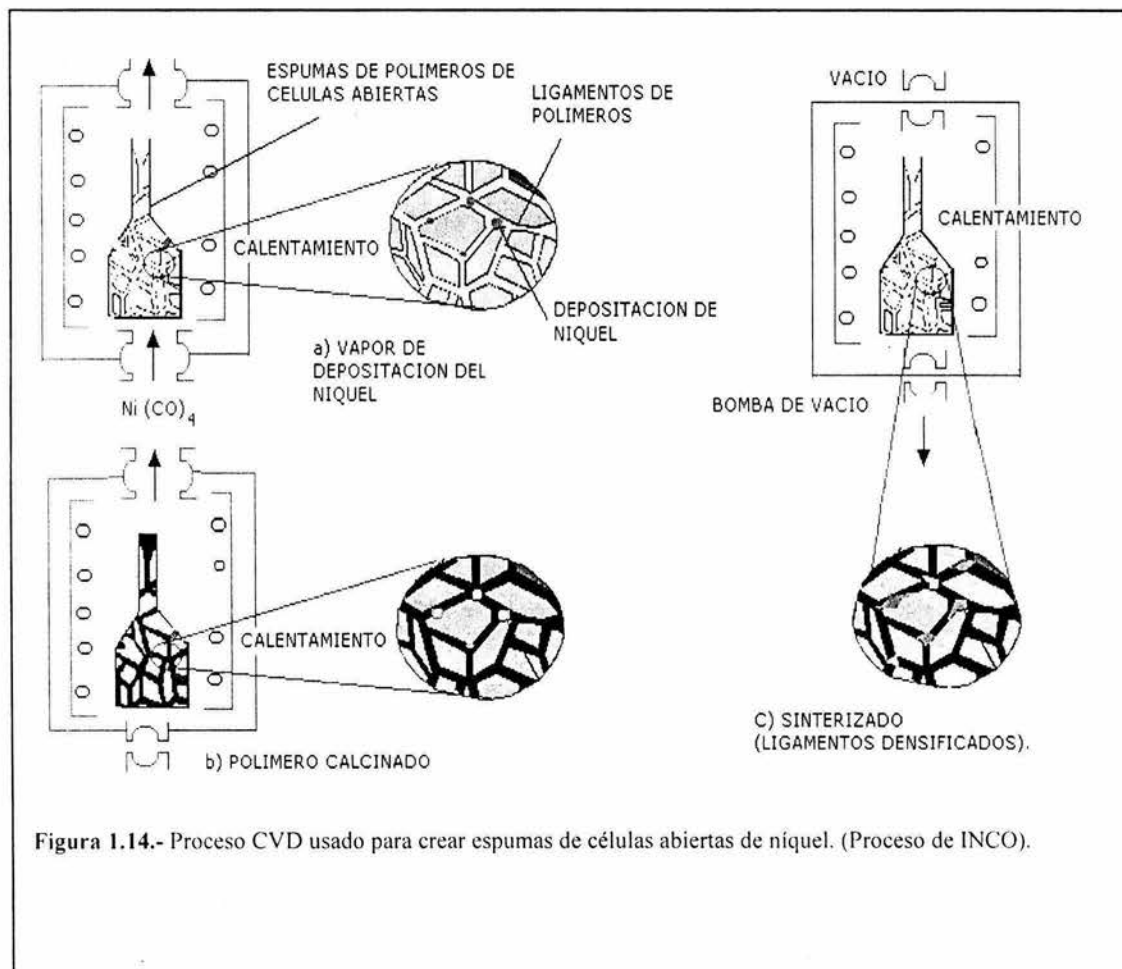


Figura 1.14.- Proceso CVD usado para crear espumas de células abiertas de níquel. (Proceso de INCO).

1.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA (MMC).

INTRODUCCIÓN.

Un material compuesto es un sistema integrado por una mezcla o combinación de dos o más micro o macro constituyentes que difieren en forma y composición química y que son esencialmente insolubles entre sí. Los composites de matriz metálica, cuyas siglas en inglés son MMC (METAL MATRIX COMPOSITES), son materiales reforzados con fibras continuas, fibras discontinuas y con partículas, los cuales tienen propiedades mecánicas superiores a los obtenidos por la matriz y buena resistencia a la corrosión, por lo tanto son atractivos para aplicaciones ingenieriles ^[22].

Los materiales MMC reforzados con fibras continuas incluyen fibras y hojuelas de B, SiC, B₄C, grafito, Al₂O₃, ZrO₂ y Kevlar. Por medios discontinuos se emplean diferentes técnicas, metalurgia de polvos, infiltración líquida, rheocasting, depositación y agitación. En este trabajo nos enfocamos al método de agitación (Método de vortex). ^[21, 22, 23]

1.2.1 MÉTODO DE VORTEX.

El método de vortex es uno de los más prácticos para obtener materiales compuestos, esto se debe a su fácil adaptabilidad y su bajo costo. Esta técnica produce una buena distribución del cerámico en la matriz, y consiste en agitar vigorosamente el metal líquido formando un vortex en la superficie para introducir el reforzante. En la figura 1.15, se observa el dispositivo utilizado para la técnica de vortex, en la figura 1.16 se observan el vortex formado en la superficie del líquido

agitado y en la figura 1.17 los diseños de agitadores [24,25].

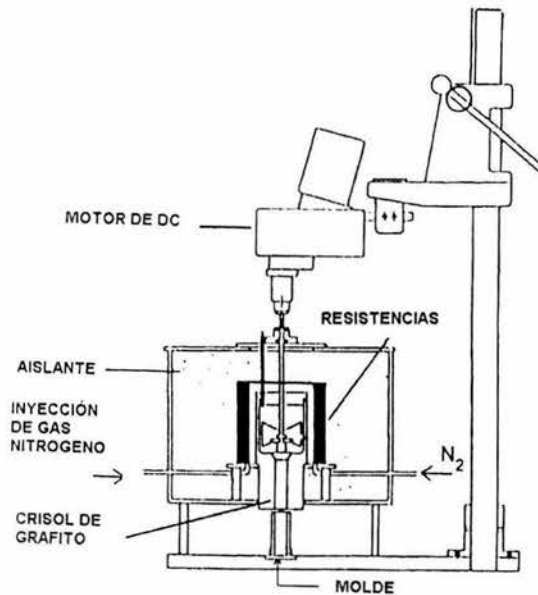


Figura 1.15.- Dispositivo utilizado en el método de vortex

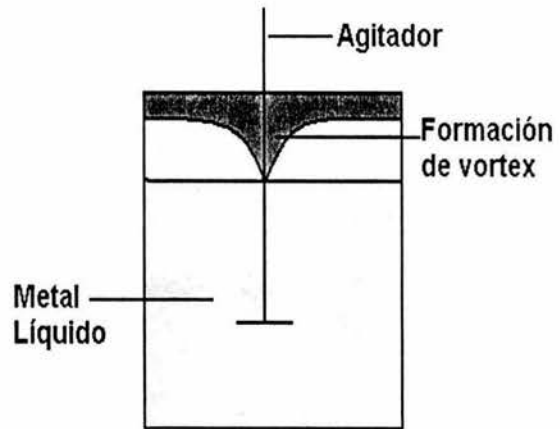
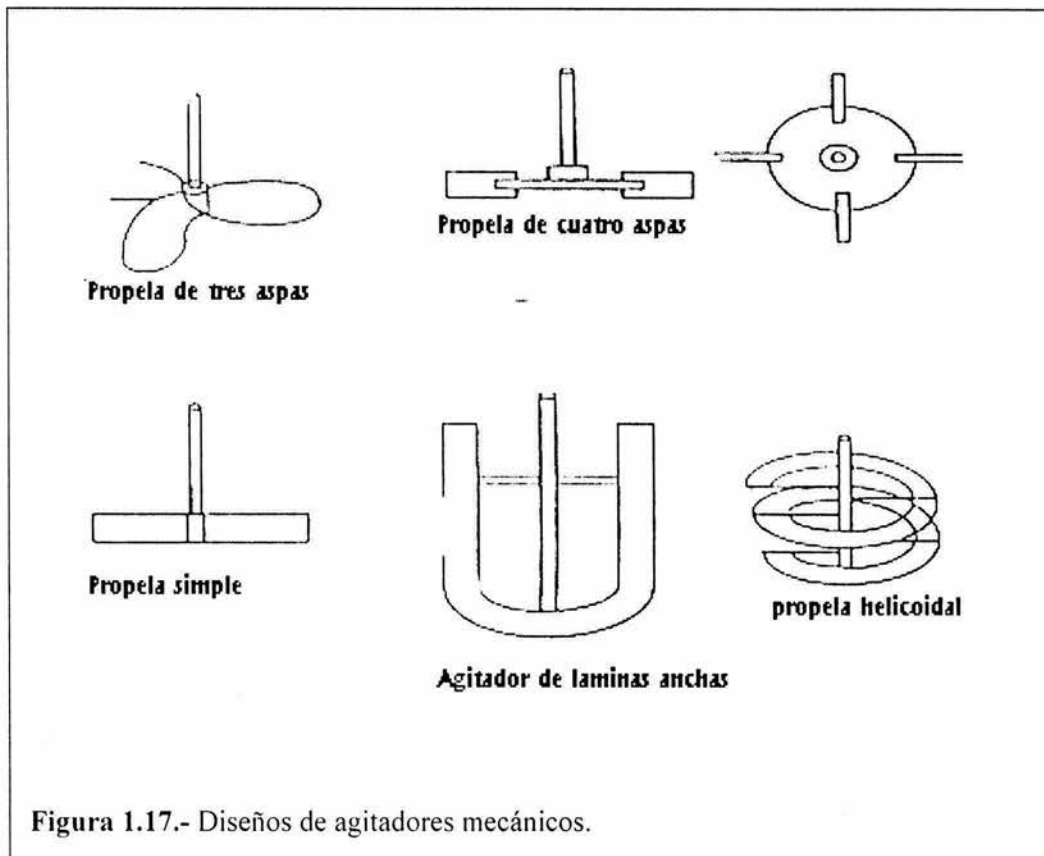


Figura 1.16.- Vortex formado en el metal.

Este método permite dos aspectos importantes, transferir el cerámico y mantenerlo en un estado de suspensión. Un aspecto importante es hacer notar que el vortex también atrapa burbujas de aire provenientes de la superficie e impurezas no deseadas, lo que aumenta la porosidad del material. Se ha reportado que la disminución de hidrógeno en la aleación disminuye la aglomeración de partículas, para esto se desgasifica con un gas inerte Argón, gas reactivo (cloro) o una combinación adecuada de ambos [26].



1.2.2 MOJABILIDAD DEL REFORZANTE POR LA MATRIZ.

Ha sido ampliamente estudiado que la interfase entre el reforzamiento y la matriz juega un rol importante en las propiedades mecánicas de los materiales MMC [24, 25, 27], desafortunadamente, la humectabilidad de las partículas cerámicas y el metal es muy pobre. La mojabilidad o humectabilidad de las partículas es importante ya que evita la formación de aglomerados en la fusión (cuando una partícula es totalmente mojada la probabilidad de aglomeración es más baja, dicho problema de aglomeración es mayor cuando se manejan partículas menores a 20 μm , se ha reportado que la humectabilidad disminuye al aumentar el porcentaje de partículas reforzantes.

Falta página

N° 26

reacciones químicas que ocurren en la interfase sustrato - metal, la cual además necesita de cierto tiempo para romper la capa superficial de óxido, antes de alcanzar el contacto real con el sustrato.

La humectabilidad es difícil de alcanzar en los sistemas metal - cerámico como resultado de la alta tensión superficial asociada al metal líquido, no obstante, la humectabilidad puede ser apropiada en estos sistemas promoviendo un decremento en el ángulo de contacto mediante:

- Incremento en la energía superficial del sólido
- Disminuyendo la energía interfacial sólido - líquido
- Disminuyendo la tensión superficial del metal líquido

Esto puede ser alcanzado en la práctica:

- A. Aplicando una capa metálica a las partículas cerámicas
- B. Aleación de la matriz metálica con elementos reactivos
- C. Tratamiento térmico a las partículas cerámicas.

A) La aplicación de capas de Ni y Cu a las partículas cerámicas reduce la energía superficial total de las partículas debido a que altera la naturaleza de la interfase metal - cerámico pasando a metal - metal, por lo que la interacción es alcanzada por efecto de una fuerte interacción entre la interfase y el refuerzo.

B) La adición de elementos aleantes tiene un sensible efecto sobre el ángulo de humectación, lo que favorece la fácil incorporación de muchos reforzantes. La adición efectiva de los elementos aleantes cae dentro de dos grupos.

Adiciones que promueven la reacción entre el refuerzo y la matriz, tal es el caso de Li en aluminio para fibras Al_2O_3 , Li y Mg para SiC en aluminio para partículas y fibras, Si

en Aluminio para humectar partículas de grafito. Su efecto se refiere a que promueve la reactividad entre el metal y el sustrato disminuyendo indirectamente el ángulo de contacto.

Adiciones de Magnesio o Litio no promueven la reacción con el reforzante, pero modifican las características de la capas superficial de óxido en la superficie del aluminio con partículas de SiC.

Cualquiera que sea el elemento aleante adicionado se induce la reacción interfacial matriz – cerámico y se modifica la capa de óxido, las reacciones entre el refuerzo y la matriz son generalmente indeseables ya que puede disminuir la resistencia del refuerzo.

C) Tratamiento térmico a las partículas cerámicas.

La técnica incluye el tratamiento superficial a los refuerzos Al_2O_3 , SiC y grafito en partículas, con lo cual se promueve su incorporación dentro del aluminio líquido. Este fenómeno se atribuye a la desorción de las especies gaseosas de la superficie del reforzante durante el tratamiento térmico. Es decir en presencia de oxígeno, los metales con alta energía de formación de óxidos forman óxidos estables (SiO_2 , MgO), los cuales actúan como barreras para la libre difusión, disminuyendo el nivel de interacción en la interfase. La humectabilidad proporcionada por los óxidos es pobre, a menos que a cierta temperatura el óxido pueda ser penetrado por el líquido mejorando la humectabilidad.

1.2.3.- SOLIDIFICACIÓN EN LA INTERFACE DURANTE EL PROCESO DE COMPOSITOS EN LA MATRIZ METÁLICA Al-Si.

La presencia de partículas suspendidas en la aleación cambia severamente algunas de las propiedades del metal que se está solidificando, lo cual influye en la formación estructural [28]. Esos cambios son especialmente de propiedades de transporte de calor y la presencia de pequeñas partículas con diferentes propiedades térmicas influye en la velocidad de enfriamiento, como también los gradientes locales de temperatura, los cuales influyen en los fenómenos de solidificación.

La solidificación en compositos depende fuertemente de la interacción líquido - cerámico. Dicha interacción puede ser visualizada en cuatro fenómenos:

- A. Nucleación
- B. Interacción de partículas con el frente de solidificación
- C. Reacción química entre el reforzante y la matriz
- D. Asentamiento de partículas [29, 30].

A) Nucleación o ausencia de partículas.

Se ha encontrado en diversos trabajos que el cerámico puede ser centro de nucleación, si existe cierta compatibilidad de la estructura cristalina entre el reforzante y la fase a solidificar proveniente del metal líquido, ya que tal situación puede conducir a la formación de una baja energía.

En las aleaciones Al- Si se puede dar esta nucleación entre la fase α - Al y el reforzante, entre el Si primario y el reforzante o entre el eutéctico Al-Si y el reforzante [31, 32]. Dichas interfases han sido observadas excepto la interfase formada por la fase

α - Al y el SiC. La ausencia de la nucleación en la fase α - Al sobre el reforzante (SiC o Al_2O_3) ha sido atribuida a la presencia de campos térmicos y un alta energía interfacial y superficial entre el reforzante y el metal líquido.

Los efectos de refinación de grano y de la modificación del eutéctico Al-Si por presencia de partículas es un tema que aún está en discusión.

B) Interacción de partículas con el frente de solidificación.

La distribución de las partículas en los composites de matriz metálica manufacturados por una técnica de fusión depende fuertemente de la interacción entre las partículas cerámicas y el crecimiento del frente de solidificación.

La interfase sólido-líquido en movimiento puede tener la siguiente morfología planar, celular o dendrítica y el campo solutal puede jugar un papel importante en la interacción partícula interfase.

Varios factores influyen en esta relación, tales como fuerzas boyantes, energía de superficie, fracción del volumen de partículas y la morfología en la interfase, afectando el comportamiento de las partículas en el frente de solidificación, y por lo tanto, el final de la distribución en la solidificación del composite ^[28, 33].

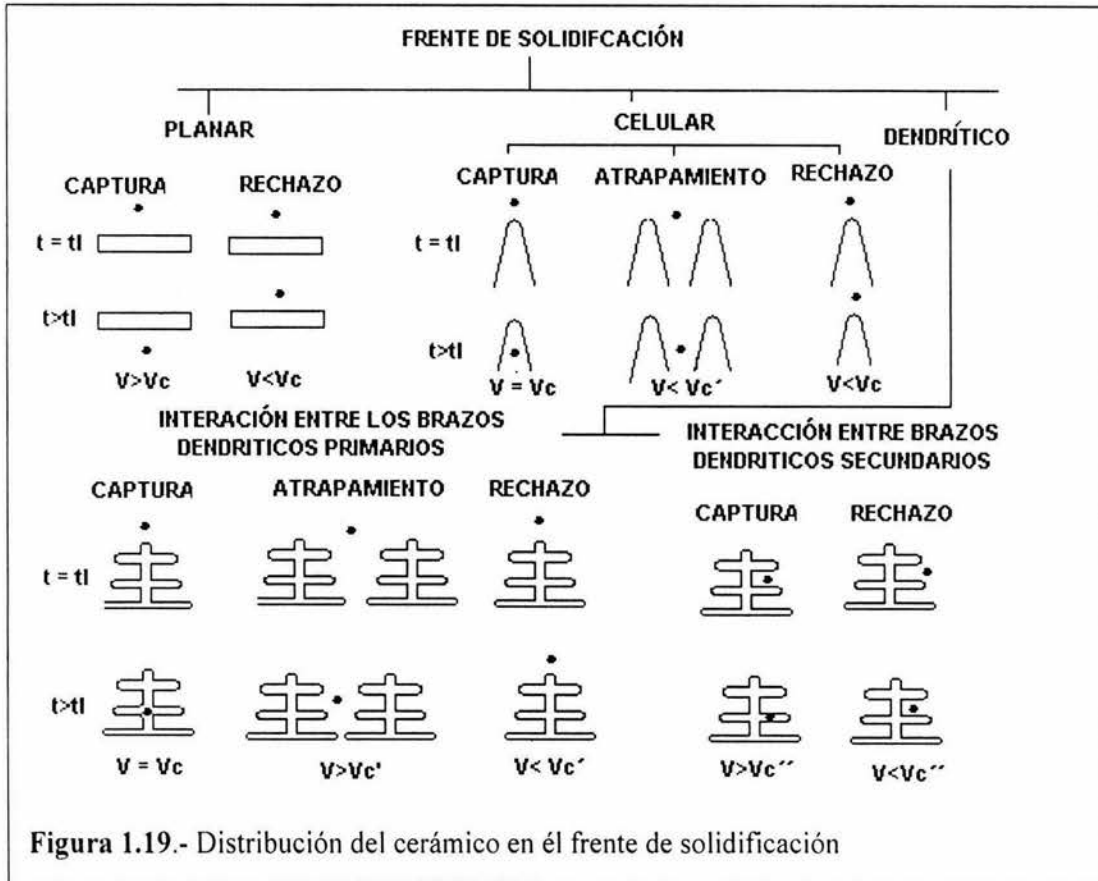
El efecto resultante de la interacción de las partículas con el frente de solidificación puede ser de dos tipos, captura o el rechazo, en la cual la partícula puede ser atrapada o rechazada. Las partículas empujadas por el frente de solidificación a regiones donde ocurre la última solidificación del metal producen macrosegregación. Ésta se ha observado en la morfología planar, dendrítica o celular. Se dice que una partícula es capturada cuando es rodeada completamente por la fase primaria α - Al

de la aleación matriz, resultando en una distribución uniforme de partículas para cada morfología del frente de crecimiento, este tipo de distribución uniforme es la más deseada. Para un frente planar, únicamente la partícula puede ser capturada o empujada. Sin embargo, en el caso del frente celular y dendrítico, la partícula puede ser capturada, atrapada o empujada. Las partículas pueden ser empujadas hacia las fronteras dendríticas / celulares y permanecer mecánicamente atrapadas en esas posiciones. La segregación en regiones intercelulares e inter dendríticas se conoce como micro segregación.

Estudios de la interacción entre partículas de SiC y el frente de solidificación en aleaciones Al-Si, encontraron que el rechazo y/o captura del reforzante está determinada por el contenido de Si [34, 35, 36, 37]. En aleaciones hipoeutécticas donde las dendritas de α - Al solidifican primero, la distribución de partículas después de la solidificación es dependiente de la velocidad de enfriamiento. A bajas velocidades de enfriamiento, donde el espacio inter dendrítico secundario SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) es más grande que el tamaño de partícula (TP), las partículas son segregadas a regiones inter dendríticas. A altas velocidades de enfriamiento, donde el SDAS es menor al TP, las partículas llegan a inmovilizarse y la solidificación no induce segregación, produciendo así una matriz con partículas distribuidas homogéneamente.

En aleaciones hipereutécticas o eutécticas donde ocurre el frente de crecimiento eutéctico Al-Si y / o cristales de Si primario, las partículas no son rechazadas por el frente de solidificación y no importa la velocidad de enfriamiento. Lo mencionado anteriormente indica que la condición de captura o rechazo por el frente de

solidificación está íntimamente relacionado a la condición de nucleación heterogénea comentado en el inciso a). La figura 1.19 representa la interacción de las partículas con el frente de solidificación.



C) Reacciones químicas entre el reforzante y la matriz

Cuando la partícula de SiC está en contacto con un metal líquido (aleación matriz Base Aluminio) es posible que ocurran ciertas reacciones entre el reforzante y el Aluminio. Se ha documentado que a 800 ° C ocurre la siguiente reacción ^[38].



Los cristales de Al₄C₃ son poco deseables ya que degradan las propiedades mecánicas y físicas de los materiales compuestos. Para evitar la formación de

carburos de aluminio se recomienda, disminuir la temperatura del metal líquido, minimizar los tiempos de permanencia durante la fabricación del metal compuesto lo cual limita la formación del compuesto Al_4C_3 .

d) Asentamiento de partículas

Uno de los problemas fundamentales entre el metal y el reforzante es la diferencia de densidades, lo cual produce asentamiento de las partículas reforzantes durante tiempos de permanencia en el horno y/o durante la colada del material. Este problema se soluciona promoviendo la agitación del material compuesto; ya que ésta ayuda a obtener una distribución homogénea del reforzante en la aleación de la matriz.

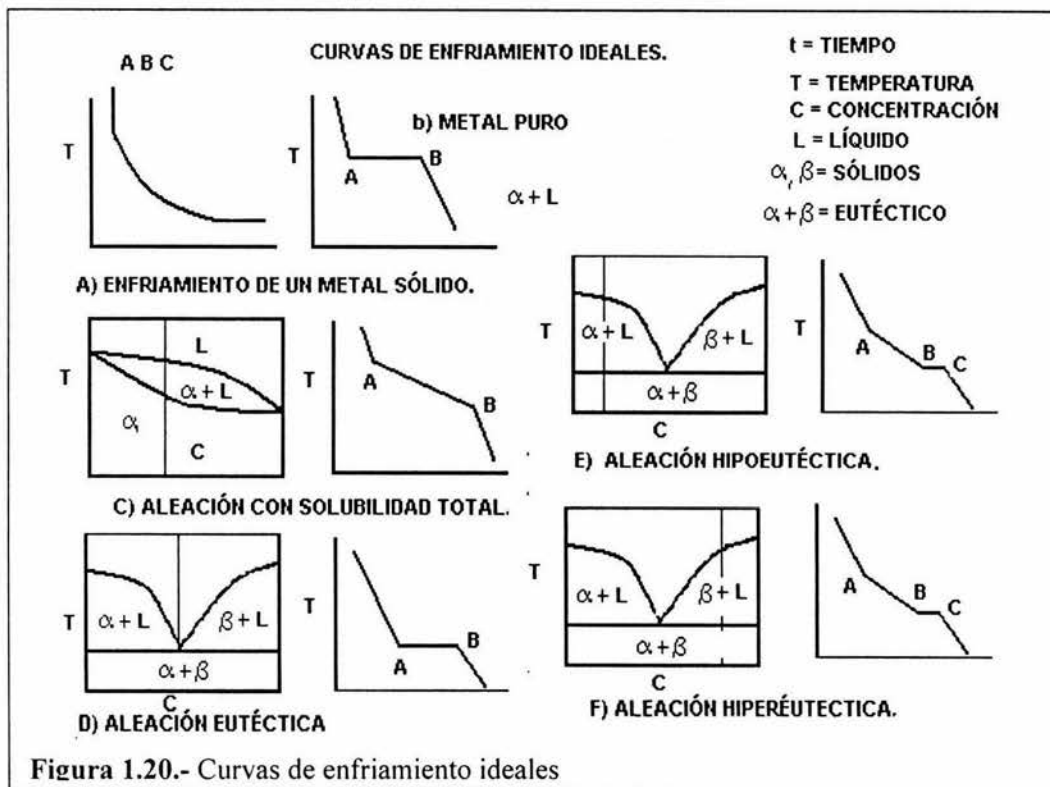
El asentamiento de partículas podría tomar zonas ricas del reforzante que contribuiría a producir variaciones espaciales en la microestructura de la aleación matriz y por consiguiente variaciones en las propiedades. La solidificación rápida, como la fundición a presión, garantizan la obtención de una distribución homogénea de partículas en la estructura solidificada ya que se obtiene tamaños dendríticos muy finos y un mínimo asentamiento de partículas.

1.2.4.- CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

La técnica del análisis térmico se ha usado para establecer la relación entre la historia de la solidificación y la microestructura desarrollada ^[29, 39]. El resultado de un análisis térmico presenta que los parámetros son influenciados por la velocidad de enfriamiento. La velocidad de solidificación determina el grosor de las

microestructuras, porosidades, distribución de las partículas reforzadas, segregación y propiedades mecánicas.

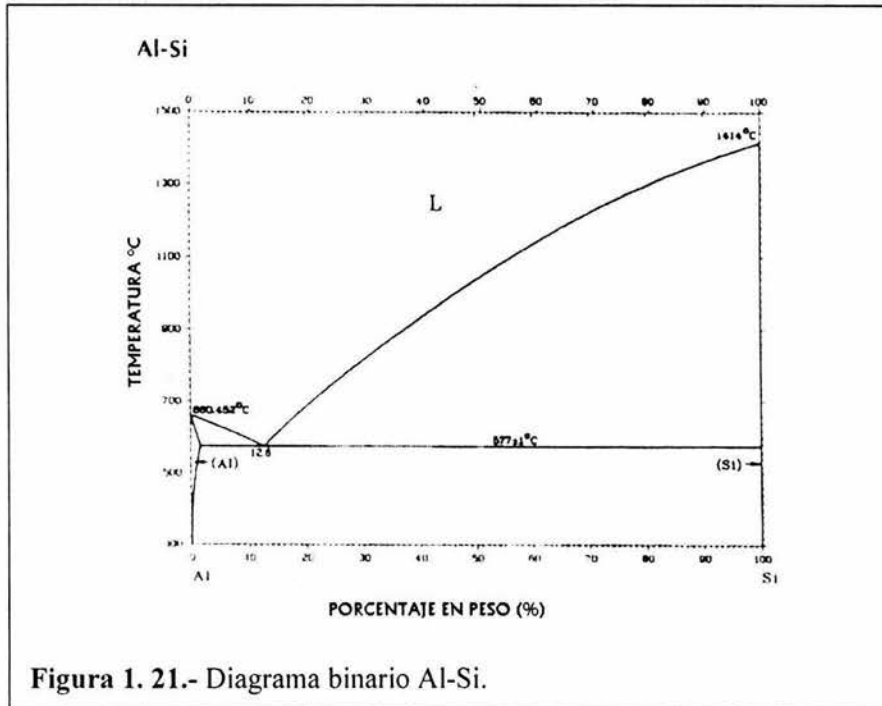
Las curvas de enfriamiento se utilizan para determinar la formación de varias fases durante la solidificación en materiales no - ferrosos, las cuales son gráficas Temperatura - Tiempo.



El cambio de temperatura ocurre en la aleación en la curva por el calor latente de transformación liberado durante la solidificación. Esta evolución de calor establece un punto térmico el cual establece la transformación de fase. Así la curva de enfriamiento establece la historia de la solidificación de un proceso en particular.

En la figura 1.20 se observan las curvas ideales de enfriamiento para aleaciones con solubilidad total, y aleaciones eutécticas (hipoeutécticas e hipereutécticas), así como los diagramas binarios respectivamente. La figura 1.21 muestra el diagrama binario

Al-Si, observe que al 12 % de silicio y a la temperatura de 577 ° C existe la formación del eutéctico α Al-Si.



1.2.5 CURVAS DE ENFRIAMIENTO REALES

Mientras que la forma de una curva típica de enfriamiento ideal es parecida a una curva real, ésta posee dos importantes diferencias. La primera diferencia se debe a que el proceso de solidificación requiere de un sobreenfriamiento, fuerza motriz termodinámica, para que dé inicio el proceso de nucleación y crecimiento. Este sobreenfriamiento aparece en la curva de enfriamiento como una disminución de temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio (temperatura de liquidus) (T_L) o temperatura eutéctica (T_E). Una vez que la solidificación empieza, se libera calor latente de solidificación y la temperatura se eleva hasta un cierto valor cercano a la temperatura de equilibrio, posteriormente continúa el proceso de solidificación, a este fenómeno se le conoce como recalcancia. Un sobreenfriamiento acompañado de

recalescencia está usualmente asociado con la solidificación de las fases α - Al y eutéctica. La magnitud de dicho sobreenfriamiento es importante en la evolución de la microestructura de colada.

La segunda diferencia radica en la complejidad química de las aleaciones comerciales actuales, es decir presentan diferentes constituyentes (Ternarias o cuaternarias).

1.2.7 PARAMETROS DE LA CURVA Al-Si (HIPOEUTÉCTICA).

A.- Curva de enfriamiento.

En la figura 1.22 se muestra una curva típica de enfriamiento a una velocidad de 6 °C/s para una aleación Al - 7Si. La velocidad de enfriamiento en la curva es $\dot{T} = dT / dt$, es decir la primera derivada está representada en la figura 1.23, la cual consta de tres picos principales el primero representa el crecimiento dendrítico, el segundo representa el crecimiento eutéctico, y el tercero la formación de la fase eutéctica, Al Mg₂Si.

B .- Tiempo total de solidificación.

El tiempo total de solidificación t_s , en el presente trabajo se define por el intervalo de tiempo entre el inicio de la solidificación y el fin de la reacción eutéctica, la cual se obtiene por la derivada de la curva. La cual puede expresarse como:

$$t_s = A(dT / dt)^{-n} \quad 1.3$$

Donde:

dT / dt es la velocidad de enfriamiento (\dot{T}):

Los valores de n y A Se obtienen de las curvas experimentalmente a partir de las curvas y depende de los materiales usados.

C.- Sobreenfriamiento.

El sobreenfriamiento ΔT_u se refiere a la diferencia de temperatura entre la temperatura de transformación de equilibrio y la temperatura a la cual se enfría el material y en la cual se inicia la transformación. Este parámetro varía con respecto de la velocidad de enfriamiento y el gradiente térmico establecido por el tipo de molde. Cuando la magnitud del sobreenfriamiento de temperatura y el tiempo incrementan, la nucleación potencial de la fusión decrece, y da como resultados estructuras de granos gruesos.

D.- Temperatura de crecimiento eutéctico.

La temperatura de crecimiento eutéctico para una aleación Al-Si ha sido reportada en la literatura como 577 °C, en el diagrama de fases. En la realidad este punto puede ser más bajo debido a impurezas en el material tales como Cu, Mg, Fe, y Ni.

El eutéctico Al-Si tiene una forma acicular irregular y para modificarla a una estructura uniforme de esferoidización se pueden adicionar elementos como Na, Sr, Sb y tierras raras.

C.- Formación de la fase disiliciuro de magnesio.

Durante la solidificación se ha reportado la combinación con silicio y aluminio de la forma eutéctica ternaria Al - Mg₂Si - Si. La presencia de SiC como reforzamiento suprime la formación de Mg₂Si y por lo tanto no se nota en la curva.

La primera derivada (figura 1.24) de la curva de enfriamiento en la aleación Al-Si-Mg sin reforzamiento marca tres picos principales, el primero marca la nucleación de la fase primaria α Al, el segundo pico representa la nucleación del eutéctico y finalmente el tercer punto la nucleación de la fase ternaria Al - Mg₂Si - Si.

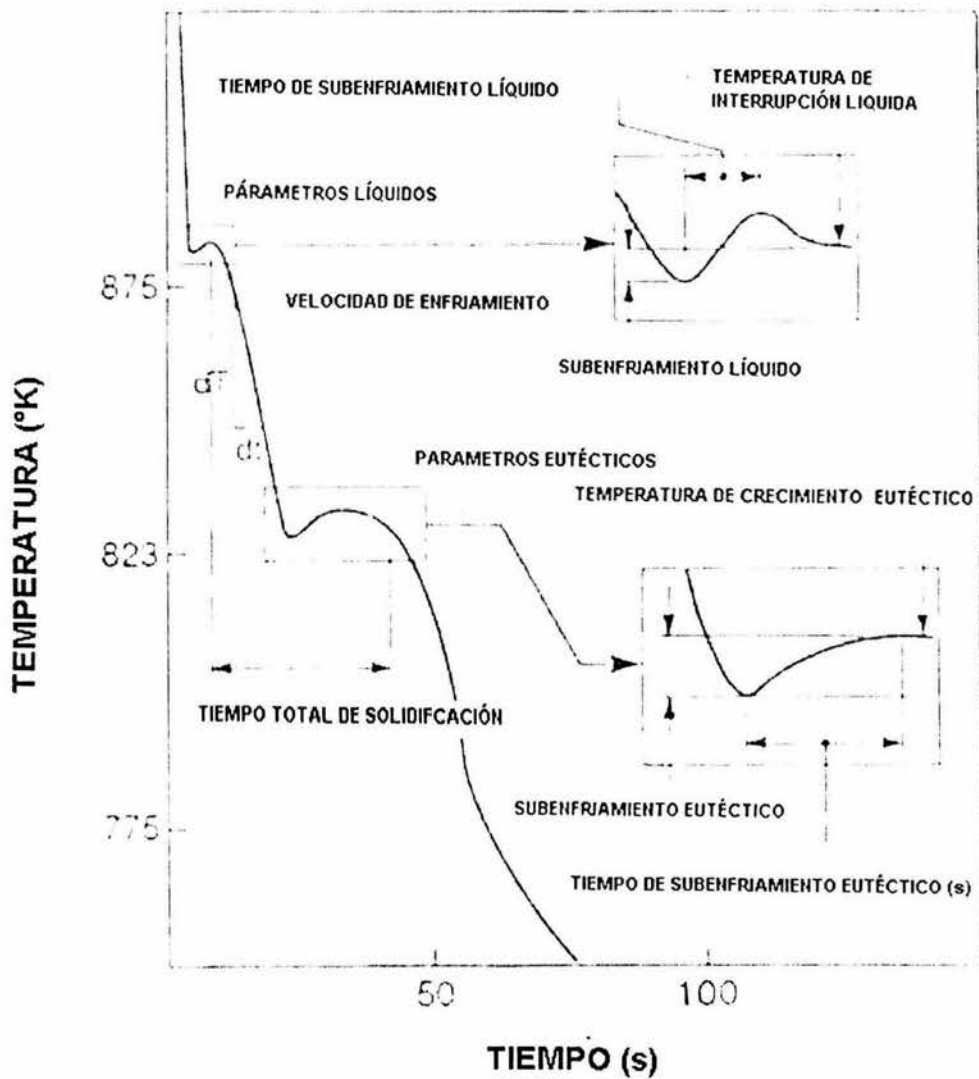
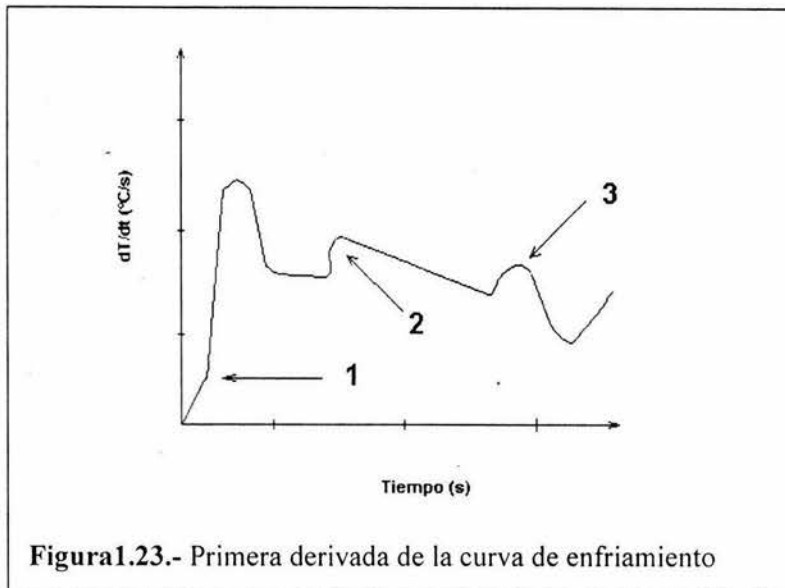


Figura 1.22.- Curva de Enfriamiento Al-7% Si a una velocidad de enfriamiento 6°K/s



C.- Espaciamiento dendrítico primario y espaciamiento eutéctico.

El espaciamiento dendrítico primario puede ser calculado:

$$PDAS = A(dT/dt)^{-n} = \lambda_1 = K_1 V^{1/3} \quad 1.4$$

Donde A es una constante del material y toma el valor 1/3 y 1/2.

Y en el cual se observa que ha mayor velocidad de enfriamiento existe una refinación en el espaciamiento dendrítico. La velocidad de enfriamiento en el proceso de solidificación afecta los parámetros de sobreenfriamiento al iniciar la solidificación y durante la reacción eutéctica.

El espaciamiento eutéctico puede ser calculado:

$$\lambda_1 = KV^{1/2} \quad 1.5$$

Esta ecuación predice que a mayor velocidad de enfriamiento existe una refinación en el espaciamiento eutéctico λ .

1.3 MECANISMO DE FORMACIÓN DE BURBUJAS PARA FABRICAR ESPUMAS DE ALUMINIO.

Las espumas se relacionan con las emulsiones por un factor que representa un estado físico en el cual una fase de algún fluido es finamente dispersada en una segunda fase y el estado de la dispersión y la estabilidad en que persisten, normalmente dependen de la composición del sistema. En las emulsiones la segunda fase es otro fluido mientras que en las espumas la segunda fase es un gas (Figura 1.23)^[40].

La espuma se puede evitar, destruir o controlar, debido a que solo se producen espumas en los sistemas que poseen la combinación adecuada de tensión superficial, viscosidad, volatilidad y concentración del soluto o sólido suspendido.

Desde el punto de vista de pulverizado

de gas, la formación de espumas requiere la creación de burbujas pequeñas en un líquido capaz de sostener la espuma.

La espuma metálica, es una dispersión de una pequeña fracción de líquido en un gas, en la cual ocurre una transformación del líquido a sólido. En la formación de espumas metálicas por medio de la inyección ocurren diferentes estados desde la formación de la burbuja, la elevación y finalmente la creación de la espuma lo cual



Figura 1.23.- Espumas formada por una solución de agua, detergente y aire. Se puede observar la morfología polihedral de la espuma

será discutido en párrafos posteriores.

1.3.1. ECUACIONES DE ESTADO DE LA ESPUMA.

Las variables de estado de la espuma son: moles, temperatura, volumen y presión, cuando el gas se incorpora en una espuma, dos variables de estado están operando: área superficial y tensión superficial ^[42].

La ecuación más simple derivada de ese estado es la aplicación de una simple burbuja de radio r , en la cual p denota la presión interna, P es denotada como la presión externa, σ la tensión superficial, n como el número de moles de gas y T la temperatura en ° K, la ecuación de Laplace es descrita como sigue:

$$p - P = 4\sigma / r \quad 1.6$$

Para una esfera de volumen V y área A

$$V / A = r / 6 \quad 1.7$$

Para un gas ideal

$$PV = nRT \quad 1.8$$

Combinando las tres ecuaciones se obtiene

$$PV + 2/3 \sigma A = nRT \quad 1.9$$

1.3.2. ESTABILIDAD TERMODINAMICA.

Las espumas son dispersiones acuosas de gas en una cantidad relativamente pequeña. Es sabido que líquidos puros no pueden hacer estables la espuma. Para un sistema de dos componentes (líquido puro y un gas completamente insoluble), los cuales tiene suficiente área superficial para hacer significativamente contribución a la

energía total, la función de Helmholtz ^[41] está dada por:

$$dF = -SdT - pdV + \sigma_{liq} dA + \mu_1 dn_1 + \mu_2 dn_2 \quad 1.10$$

Donde:

σ_{liq} = tensión superficial del líquido

A = área superficial

Integrando la ecuación anterior a T y V constante y n_i

$$\Delta F = \sigma \Delta A \quad 1.11$$

Donde ΔF es la energía libre de Helmholtz para la coalescencia de burbujas.

Si se toma la ecuación anterior en la coalescencia de espumas celulares, se observa que al decrecer la función de Helmholtz resulta un decrecimiento del área, por lo tanto un gas insoluble en un líquido puro no puede ser estable.

1.3.4 DEFINICIÓN DE BURBUJAS.-

Una burbuja es un glóbulo de gas o de vapor rodeado por una masa de película delgada de líquido. Por extensión, los espacios vacíos globulares de los sólidos se pueden denominar también burbujas ^[40].

La generación espontánea de burbujas de gas en un líquido es teóricamente imposible y la formación de burbujas puede ocurrir por las siguientes causas:

- Se puede formar por sobresaturación de una solución en gas o por la descomposición de un componente líquido.
 - Se puede introducir directamente al líquido por un aspersor o burbujeando o mediante un arrastre mecánico.
 - Puede ser el resultado de la integración de burbujas mayores que se
-

encuentran ya en el líquido.

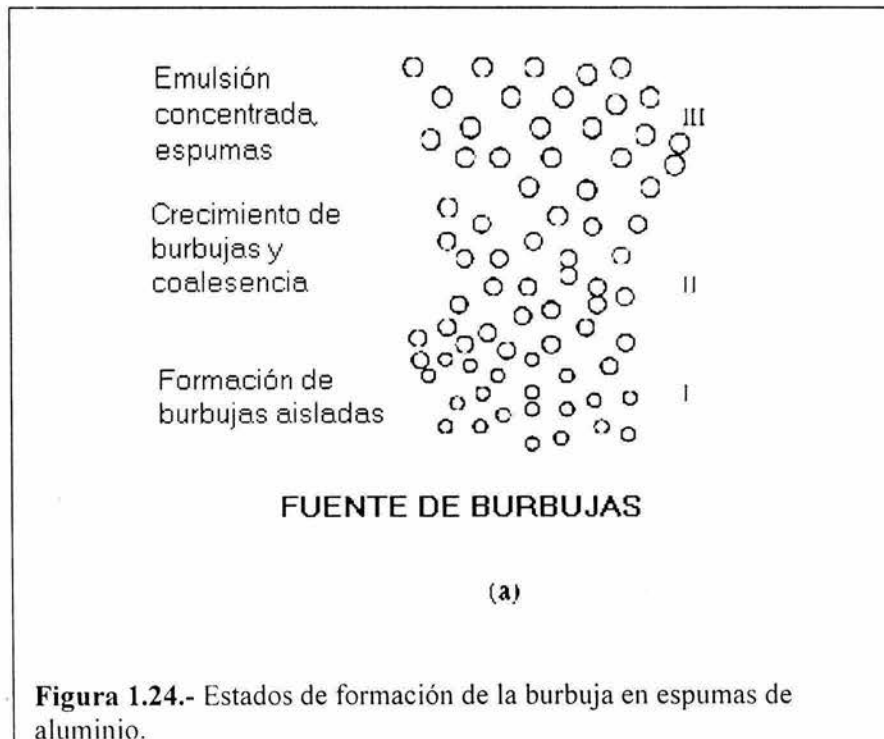
1.3.5 MECANISMO DE LA BURBUJA Y FORMACIÓN EN ESPUMAS DE ALUMINIO.

Para formar, la estructura celular o espumosa por un método de inyección, es necesario describir el desarrollo de las burbujas desde el estado líquido. Así la formación de dichas burbujas se puede dividir en tres etapas, figura 1.24 [42, 43].

I.- El estado inicial de la burbuja, y su efecto sobre la tensión superficial en el metal líquido así como los efectos de sobre presión del sistema exterior, el movimiento y la agitación del sistema.

II.- La interacción entre las diferentes burbujas que se forman y los posibles mecanismos de coalescencia.

III.- La formación de la estructura celular que se ve afectada por la evolución de la difusión del gas y por los efectos de sobre presión.



1.3.6 FORMACIÓN Y ESTADO INICIAL DE LA BURBUJA.

A.- TAMAÑO DE LA BURBUJA SIN MOVIMIENTO DINÁMICO.

Aplicando el modelo de Stone^[43], para la formación y el movimiento de la burbuja en el metal líquido, ver la figura 1.25.

La presión dentro de la burbuja en equilibrio puede ser calculada como:

$$P_{\text{burbuja}} = 2 \gamma / R + \rho_{\text{Al}} g H + P_o \quad 1.12$$

Donde:

P_{burbuja} = presión dentro de la burbuja.

γ = tensión superficial de la burbuja

R = radio de la burbuja

ρ_{Al} = densidad del aluminio

g = fuerza de la gravedad

H = altura desde el centro de la burbuja hasta la capa final del aluminio.

P_o = presión por arriba de la capa de aluminio.

B.- MOVIMIENTO DE LA BURBUJA Y NÚMERO DE REYNOLDS.

La velocidad de la burbuja en asenso es calculada por medio de:

$$U = C \rho_{\text{Al}} g a^2 / \mu_{\text{Al}} \quad 1.13$$

C = se es calculada para:

$C = 1/9$ burbuja es ideal, $Re \gg 1$

$C = 2/9$ esfera es sólida, $Re \ll 1$

$C = 1/3$ burbuja es ideal, $Re \ll 1$

Donde: U = la velocidad de asenso

μ_{Al} = la viscosidad del aluminio.

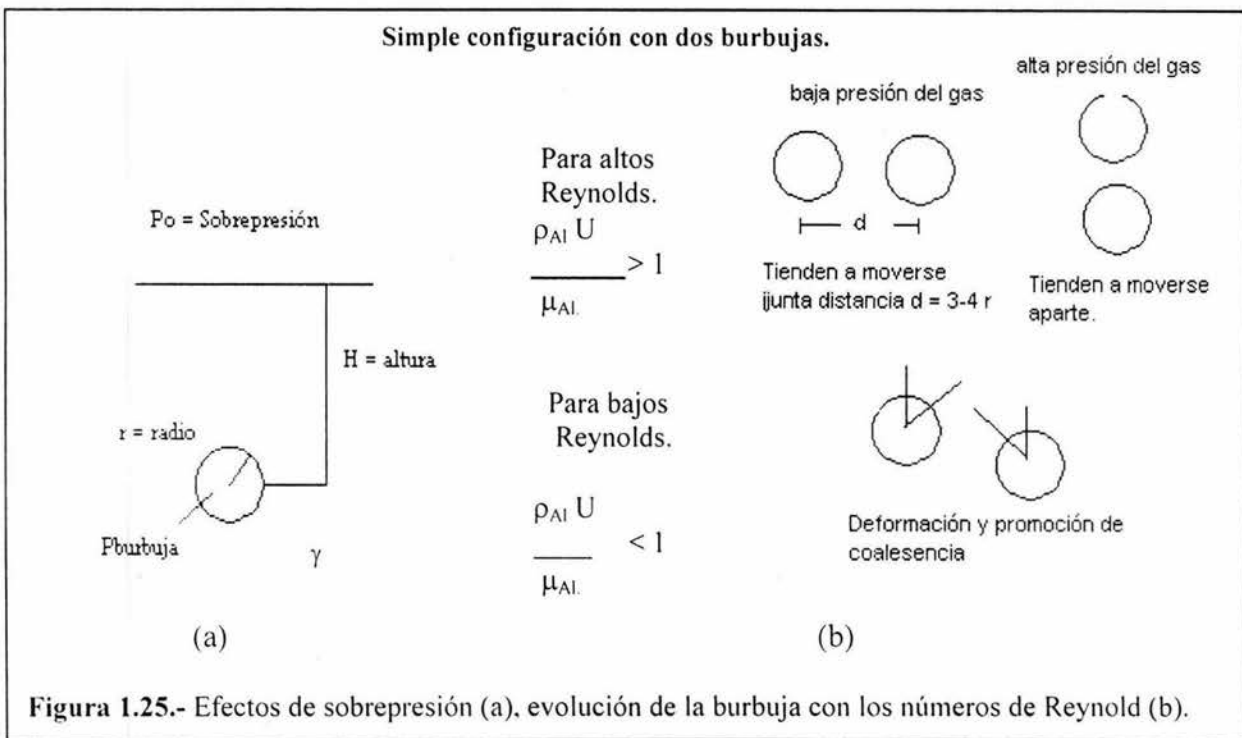
Para Cálcular el tiempo de expansión de la burbuja.

Tomando la ecuación de los gases ideales:

$$P_{burbuja} = n R_{gas} T / [4/3\pi R^3] \quad 1.14$$

Y se puede obtener el tiempo de expansión, del modelo de Stone.

$$t = [4 \pi \rho_{Al} R^5 / 3n R^{gas} T]^{1/2} \quad 1.15$$



C.- MECANISMOS POSIBLES DE COALESCENCIA.

Los posibles mecanismos de coalescencia son:

- Suspensión diluida de burbujas.
- Interacción burbuja - burbuja (coalescencia).
- La Interacción de la burbuja con el movimiento de la propela.

D.-DRENADO DE LA ESPUMA

El drenado es definido como el proceso mediante el cual la burbuja queda dentro del metal líquido, estabilizado con partículas surfactantes^[44]. El drenado de espuma juega una parte importante en la formación y evolución de las espumas líquidas. Un líquido que formó una espuma no está en equilibrio bajo la gravedad, y los líquidos drenan hasta que tal equilibrio se logre. Si la espuma no logra tal equilibrio la película se rompe y la coalescencia de burbujas puede presentarse, lo cual generaría espumas con células grandes.

CAPITULO 2

2.- DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Diferentes problemas son fundamentales en la formación de las espumas de aluminio por un método de inyección, el primer problema es el modificar y estabilizar la interfase metal - gas y se resuelve formando el composito de matriz metálica MMC por un método de vortex, el segundo problema es la generación y la distribución de las burbujas dentro del metal y finalmente el control térmico, lo cual gobierna las microestructuras resultantes de la solidificación de la espuma metálica y permite la formación de la espuma.

La primera parte de este capítulo trata de la implementación de equipos, y la segunda parte trata sobre el proceso a seguir para simular el proceso de espumado de una aleación base aluminio a nivel prototipo.

2.1.- IMPLEMENTACIÓN DE EQUIPOS.

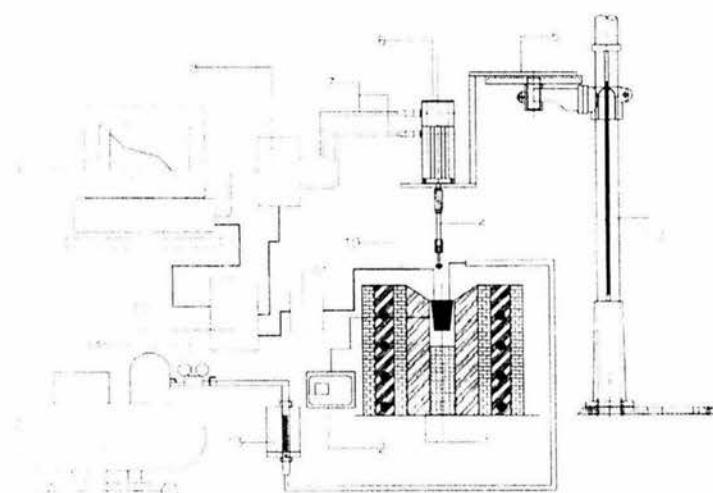
El control de las variables es un aspecto importante en el proceso de producción de las espumas por lo cual se diseñó el sistema mostrado en la figura 2.1, en el cual diferentes elementos fueron acoplados:

2.1.1- Horno vertical.-

Para realizar pruebas de laboratorio se reconstruyó una mufla en forma vertical, figura 2.2, lo cual facilita el manejo del crisol y permite medir la temperatura, así como la agitación e inyección de aire en el metal líquido, su rango de operación es 0

- 1200 ° C. Para la construcción se utilizó la estructura de una mufla, en la cual se instalaron resistencias eléctricas, estas fueron recubiertas con tabique y fibra cerámica. Las resistencias cuentan con un sistema de control, el cual consta de un contactor, un controlador y un termopar. La figura 2.3 muestra la conexión eléctrica, en la que se observa que las resistencias están conectadas a 220 V, mientras que el controlador está a 110 V.

El sistema de control fue colocado en una caja metálica externa para impedir que el calor lo dañe. Para proteger las resistencias de salpicaduras de metal, se colocó una guarda de acero inoxidable 304 de calibre 16 alrededor de la carcasa, por medio de tornillos de acero inoxidable. Finalmente se lijó y pintó con pintura de Aluminio para soportar altas temperaturas.



- | | |
|---|--|
| 1.- Horno vertical | 9.-P.C. |
| 2.- Control del horno vertical | 10.-Termopar |
| 3.- Soporte mecánico | 11.-Interfase para el control de temperatura |
| 4.- Propela | 12.-Tarjeta de adquisición de datos |
| 5.- Soporte para el motor de CD | 13.-Flujo metro de aire |
| 6.-Motor de CD | 14.-Regulador de aire |
| 7.-Cables para controlar el motor de CD | 15.-Compresor de aire |
| 8.-Control del motor de CD | 16.-Inyector de aire |

Figura 2.1.- Sistema diseño para simular el proceso de espumado.

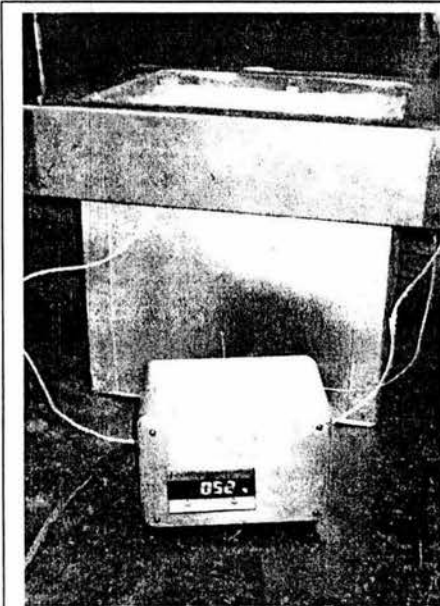


Figura 2.2.- Horno vertical con él control externo.

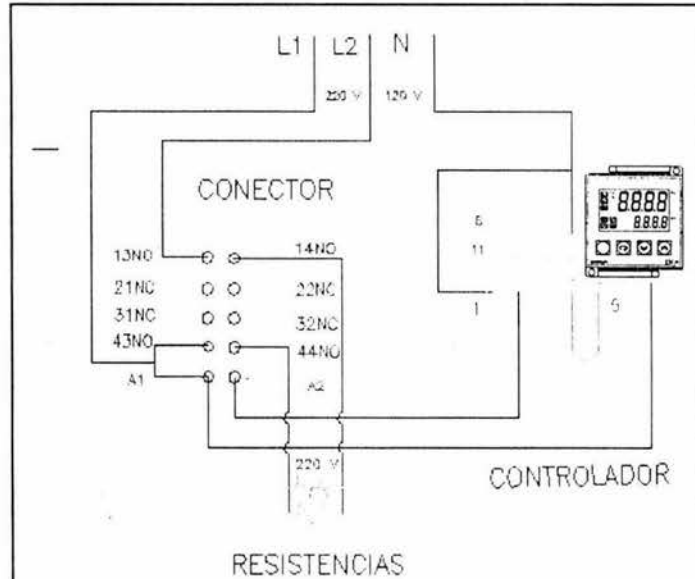


Figura 2.3 Sistema eléctrico del horno vertical, las resistencias están conectadas en serie - paralelo.

2.1.2.-Sistema de agitación.-

La agitación es un proceso primordial en la fabricación del compuesto, se utilizó un motor de corriente directa. El motor consta del control y un software de la marca Thomson, con el cual se puede regular la velocidad. La base de un taladro vertical fue acoplada como se muestra en al figura 2.4, para soportar el motor, y a su vez deslizarlo o rotarlo con facilidad.

Con el fin de proteger el motor del calor, se diseñó una propela de 50 cm. de longitud. Ésta consta de dos coples el primero va unido a el eje del motor y a un tubing de ½ pulgada, el segundo cople une al tubing con un eje sólido de ¼ pulgada roscado de un lado, con el fin de introducir las paletas y asegurarlas con tuercas (Figura 2.5). La propela finalmente se protegía con pintura de zirconia para evitar la corrosión y el desgaste por el metal fundido.

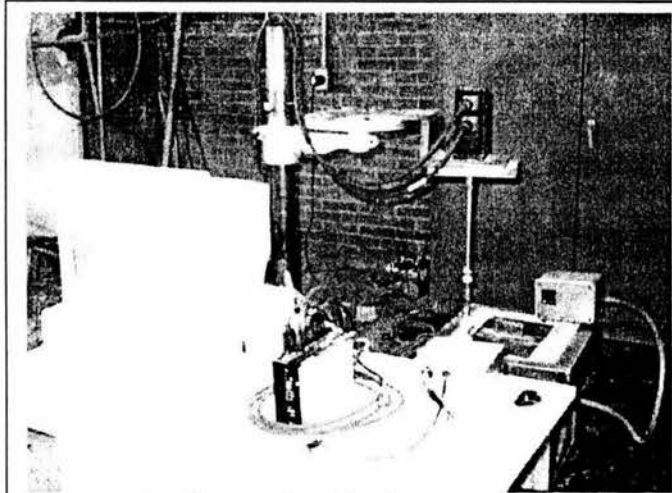


Figura 2.4.- Sistema de agitación, soporte acoplado al motor, control y software

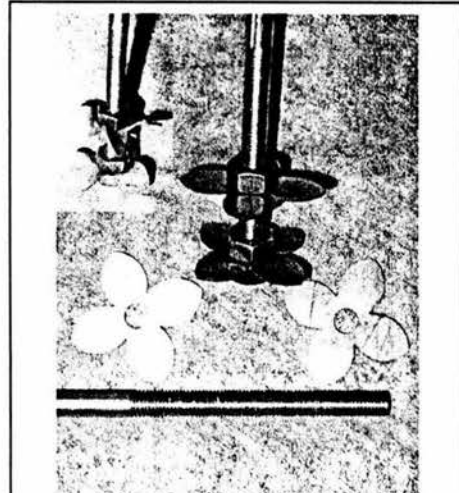


Figura 2.5.- Propela de doble aspa.

2.1.3.- El sistema de adquisición de temperatura.

El sistema de adquisición de temperatura consta principalmente de la tarjeta de propósito general (con 16 canales de entrada analógica con un rango de voltaje de – 10 a +10V), la cual está conectada a la computadora por medio de un puerto paralelo y es controlada por el software el cual

está en un lenguaje visual llamado Genidaq Builder, que está incluido en el software proporcionado por el fabricante de la tarjeta y el cual se acopló a un programa en visual C. Para obtener la ganancia de la señal, se diseñó un dispositivo, el cual



Figura 2.6.- Tarjeta de adquisición de datos advantech

amplifica 7 veces la señal y posteriormente la filtra. Para realizar las mediciones se utilizó alambre de termopar tipo K (cromel – alumel), los cuales se protegieron con

fundas cerámicas y roscados en la punta.

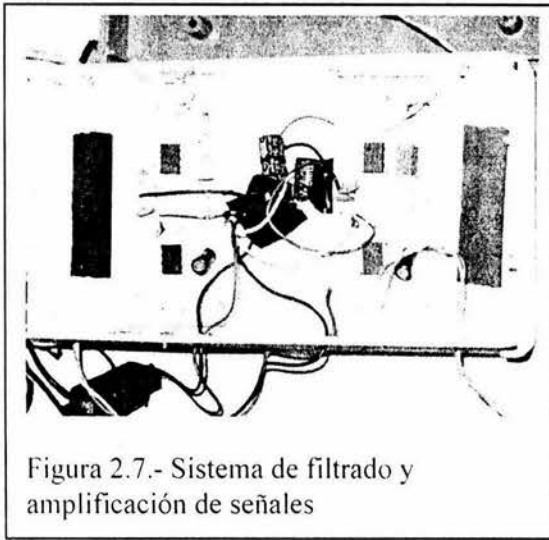


Figura 2.7.- Sistema de filtrado y amplificación de señales

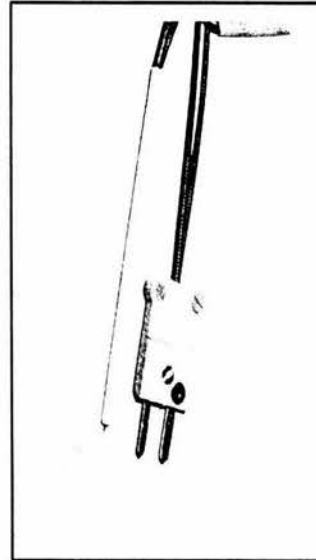


Figura 2.8.- termopar cromel - alumen

1.2.4.- Sistema de Inyección de aire.-

Dentro del equipo de inyección se cuenta con un compresor de 1 hp, un flujómetro con un rango de 0 - 2 litros por minuto, y un inyector de acero inoxidable con un diámetro de 4.76 mm.

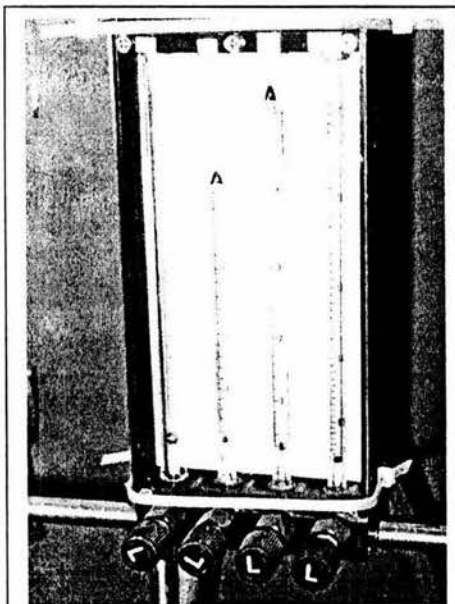


Figura 2.9 Flujo metro de gas.

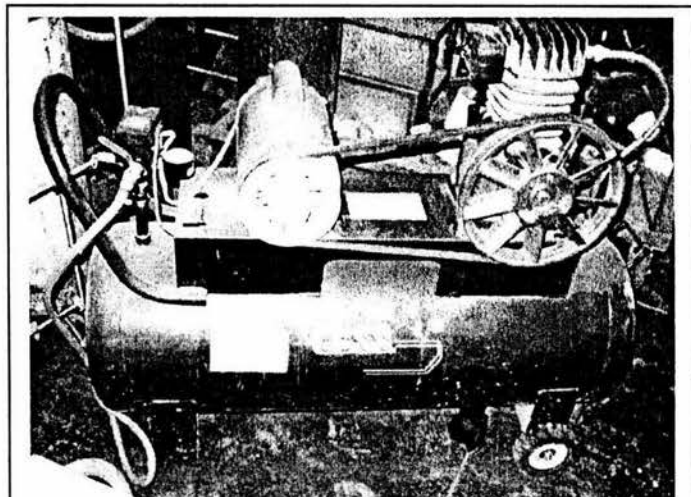


Figura 2.10.- Compresor de aire

2.2.- PROCEDIMIENTO PARA FORMAR LA ESPUMA DE ALUMINIO.

2.2.1.- FORMACIÓN DEL COMPOSITO POR MEDIO DE UN MÉTODO DE VORTEX.

Se parte de una aleación Al -11.5Si (% en peso), los datos de composición se muestran en la tabla 2.1, y se diluye con Al 99.7 % de pureza para formar una aleación Al - 6% Si con el objetivo de tener al final de la solidificación 60 % de la fase α - Al y 40 % del eutéctico.

Tabla 2.1.- Composición química de la aleación Al- Si, obtenidas por medio de chispa.							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni
X	11.49	1.005	0.0265	1.118	0.0462	0.0924	0.0031

	Cr	Pb	Ti	V	Co	Al
X	0.0192	0.0027	0.0121	0.0200	0.0020	86.2

Se utilizó un crisol de SiC cubierto con fibra cerámica con el objetivo de protegerlo, se fundieron aproximadamente 625 g. de material y se elevó la temperatura a los 760 ° C evitando un calentamiento mayor debido a que a los 800 ° C existe la formación de carburos de aluminio.

Posteriormente, se agregó 3 % de magnesio con el objetivo de bajar la tensión superficial del aluminio y mejorar la mojabilidad del cerámico. Se agitó la fusión alrededor de 10 minutos y se agregó el SiC, previamente precalentado aproximadamente a los 300 ° C. Se ocuparon 0, 10, 30 y 50 SiC (% en peso), con

tamaño de 20 μm , vaciándose aproximadamente a los 720 ° C en un molde metálico. metalografía, estas se cortaron y posteriormente se desbastaron con lijas de carburo de silicio 240, 320, 400, 600 y 800, el pulido se llevó a cabo en los paños Texmet y Microcloth, con pasta de diamante de 3 y 0.25 μm respectivamente, previo a pasar al siguiente paño las muestras se limpiaban en alcohol, con ultrasonido para evitar que residuos quedaran incrustados en los poros y rayaran la superficie pulida.

2. 2.2- MÉDICIÓN DE LA TEMPERATURA, PARA OBTENER LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

La temperatura es un parámetro importante por lo que se utiliza una tarjeta de adquisición de datos advantech, para adquirir los datos de temperatura, la que se muestra en la figura 2.6. En la cual se tienen cuatro canales disponibles. Se utiliza alambre de termopar tipo K (Cromel – Alumel) y se protegen con cerámico en la punta. Para calibrar el sistema se utiliza Aluminio 99.7 % de pureza, los datos de temperatura fueron analizados cada 10 segundos y graficados para obtener la curva de enfriamiento. Esta se obtiene a baja velocidad de enfriamiento en el horno cerrado, con el fin de observar los cambios de la curva.

Sin embargo esta gráfica no es la que señala el proceso de formación de la espuma, ya que no muestra la velocidad real de enfriamiento, sin embargo, es una buena referencia en la que nos basamos ya que obtenemos los diferentes puntos de fusión T_1 , T_2 , T_3 y T_4 para los porcentaje 0,10,30,50 SiC (% en peso). Finalmente, los datos recuperados son graficados en el programa, Easy Plot, las curvas y su primera derivada son discutidas en el siguiente capítulo.

2.2. 3.- PROCESO DE ESPUMADO.

La figura 2.11 muestra el proceso de inyección de aire para obtener la espuma de aluminio siguiendo un diseño experimental, el proceso se describe a continuación:

1. Fundir la aleación Al-6% Si (en peso), a los 760 ° C.
2. Agrega 3 % de Mg.
3. Agitar el metal fundido (1200 -1300 rpm) y agregar simultáneamente, las partículas de SiC. Los porcentajes de SiC utilizados en el experimento son 0, 10, 30, y 50 % (en peso).
4. Después de introducido el SiC, se llevó a cabo la inyección de aire a cuatro diferentes temperaturas (T_1 - T_4), donde:

$$T_1 = 630, \quad T_2 = 610, \quad T_3 = 580, \quad T_4 = 560 \text{ (}^\circ\text{C)}.$$

5. Estabilizada la temperatura se procede a inyectar tres valores de flujo (Q_1 - Q_3).

Donde:

$$Q_1 = 0.5, \quad Q_2 = 1.25, \quad Q_3 = 2.0 \text{ (litros / minutos)}.$$

Es decir se realizó la matriz mostrada en la tabla 2.2., para 0,10, 30 y 50 % (en peso) de SiC.

Tabla 2.2 Matriz de espumado para 0,10, 30 y 50 % (en peso) SiC.

$T_1 = 630$	$T_2 = 610$	$T_3 = 580$	$T_4 = 560$
$Q_1 = 0.5$	$Q_1 = 0.5$	$Q_1 = 0.5$	$Q_1 = 0.5$
$Q_2 = 1.25$	$Q_2 = 1.25$	$Q_2 = 1.25$	$Q_2 = 1.25$
$Q_3 = 2.0$	$Q_3 = 2.0$	$Q_3 = 2.0$	$Q_3 = 2.0$

6. Finalmente se cortaron las muestras y se observaron las condiciones óptimas para la formación de la espuma, la figura 2.12 representa una acercamiento del proceso de espumado. Dadas las mejores condiciones bajo las cuales se forma la espuma, se propuso simular un sistema continuo de espumado obteniendo una malla metálica. Los resultados obtenidos son presentados y discutidos en el capítulo siguiente.

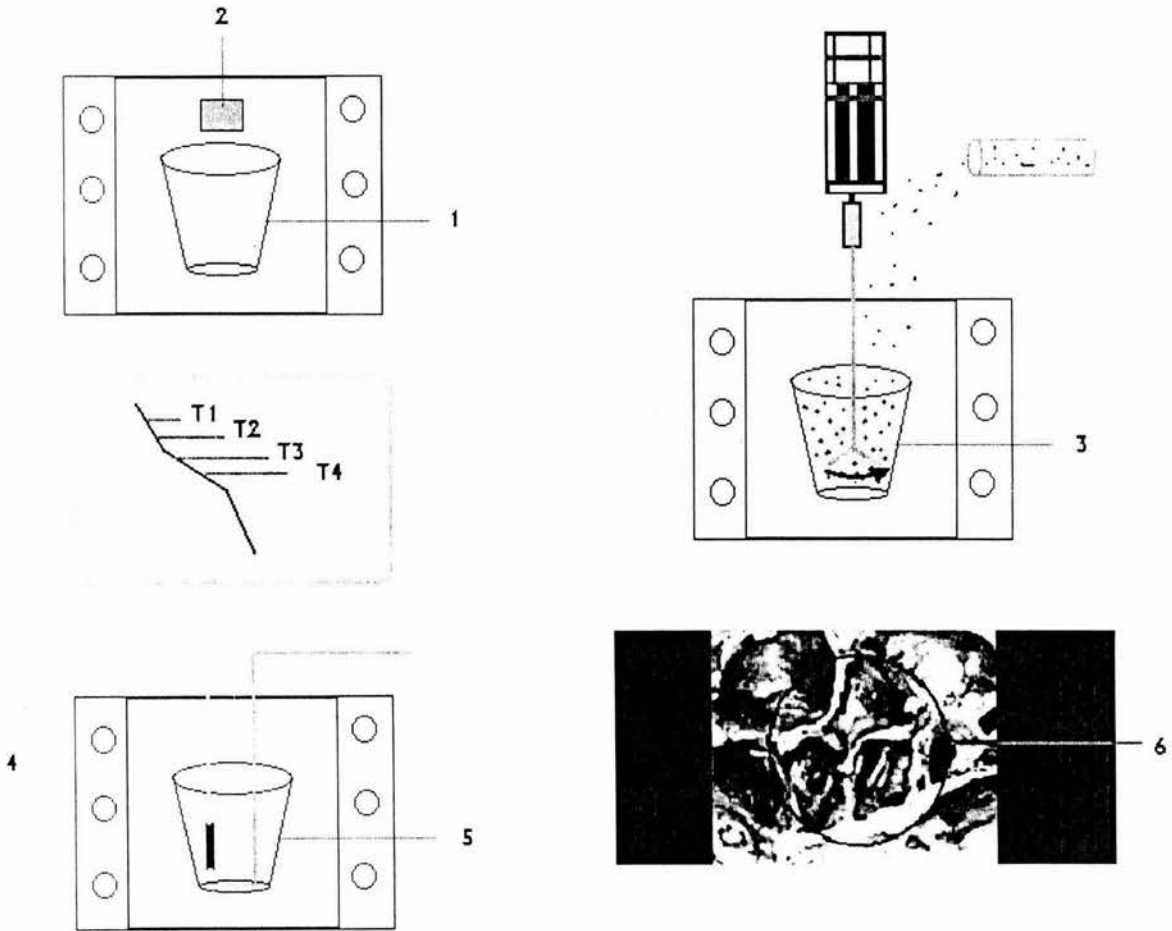


Figura 2.11 Proceso de Espumado.

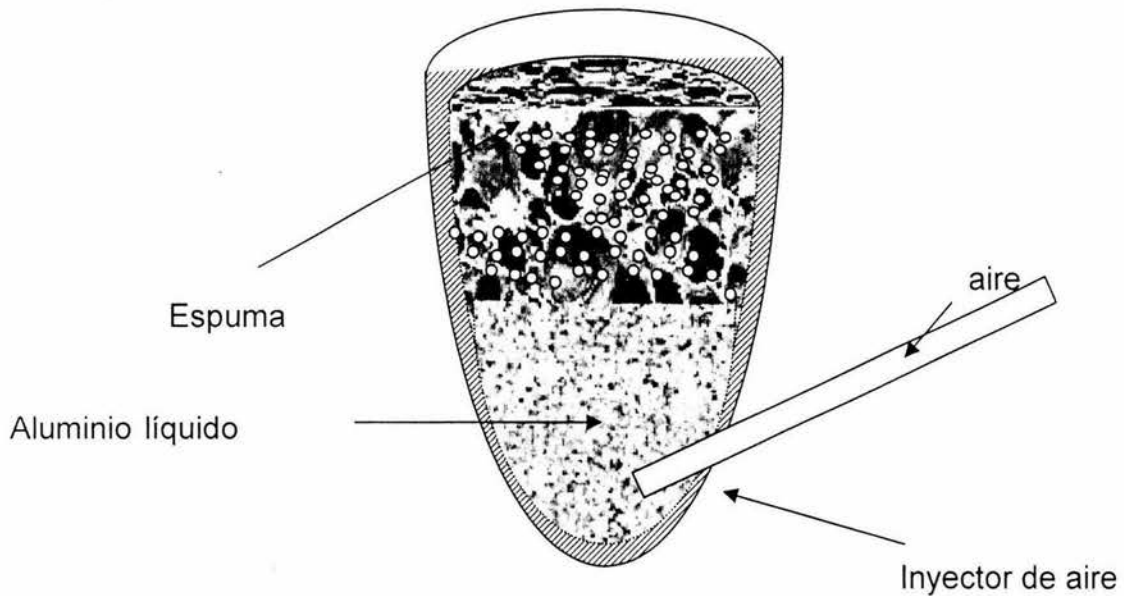


Figura 2.12.- Sistema propuesto de inyección.

2.2.4.- PREPARACIÓN DE LAS ESPUMAS PARA METALOGRAFÍA Y SEM.

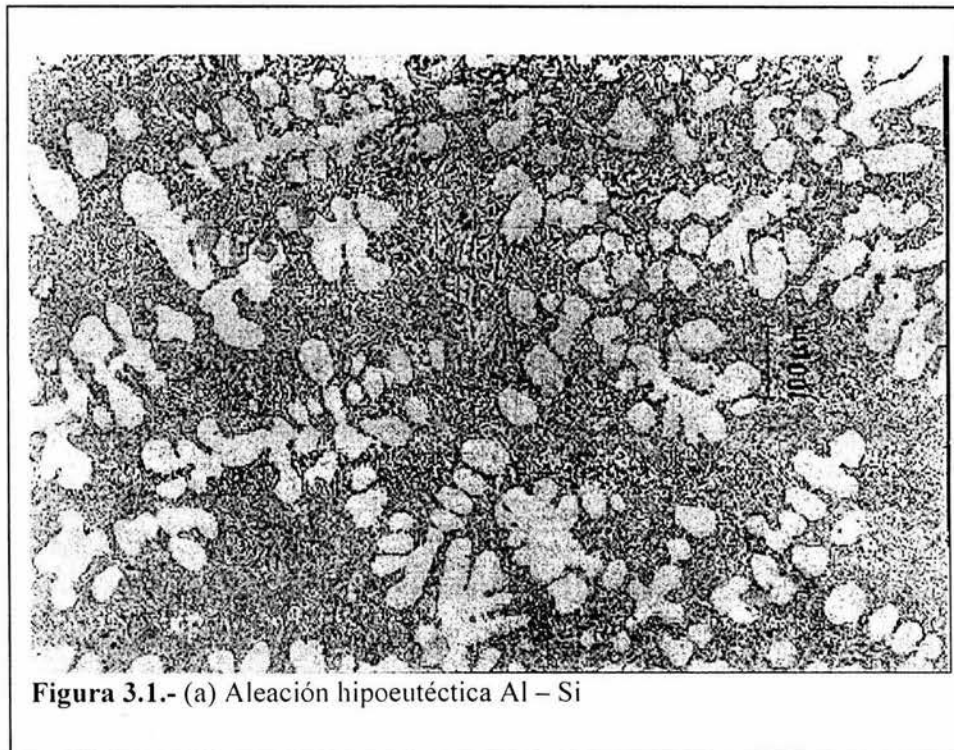
Las espumas fueron cortadas y montadas en resina epóxica, se utilizó un colorante azul, para aumentar el contraste de la espuma y la resina, posteriormente se metieron al vacío para extraer las burbujas de aire y finalmente fueron desbastadas con lijas de carburo de silicio 240, 320, 400, 600 y 800, el pulido se llevó a cabo en los paños Texmet y Microcloth, con pasta de diamante de 3 y 0.25 μm respectivamente.

CAPITULO 3.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1.- Aleación hipoeutéctica Al – Si.

En la figura 3.1 se puede observar la aleación hipoeutéctica utilizada, la cual se encuentra al lado izquierdo del punto eutéctico, en ella se observa la fase α -Al y el eutéctico el cual tiene una forma de agujas irregulares y las cuales se pueden observar en la figura 3.2, en el diagrama de equilibrio Al-Si el punto eutéctico está definido al 12 % de Si, en la tabla 2.1 se muestra la composición química de las fotografías observadas.



Los eutécticos pueden tener diferentes formas, laminares, globulares en forma de aguja o aciculares, dependiendo de la apariencia y distribución de las dos fases de los sólidos que componen o constituyen las aleaciones eutécticas. El término

“acicular” se aplica a los eutécticos, cuya segunda fase tiene forma irregular, un ejemplo es el eutéctico Al-Si, en la cual el silicio está en forma de agujas, circundada por la solución sólida de aluminio, figura 3.2. Este acomodo irregular de agujas en la segunda fase, ocurre en sistemas en que la composición del líquido eutéctico está más cercana a la composición de una fase sólida que a la otra y en la que está presente cierta cantidad de anisotropía.

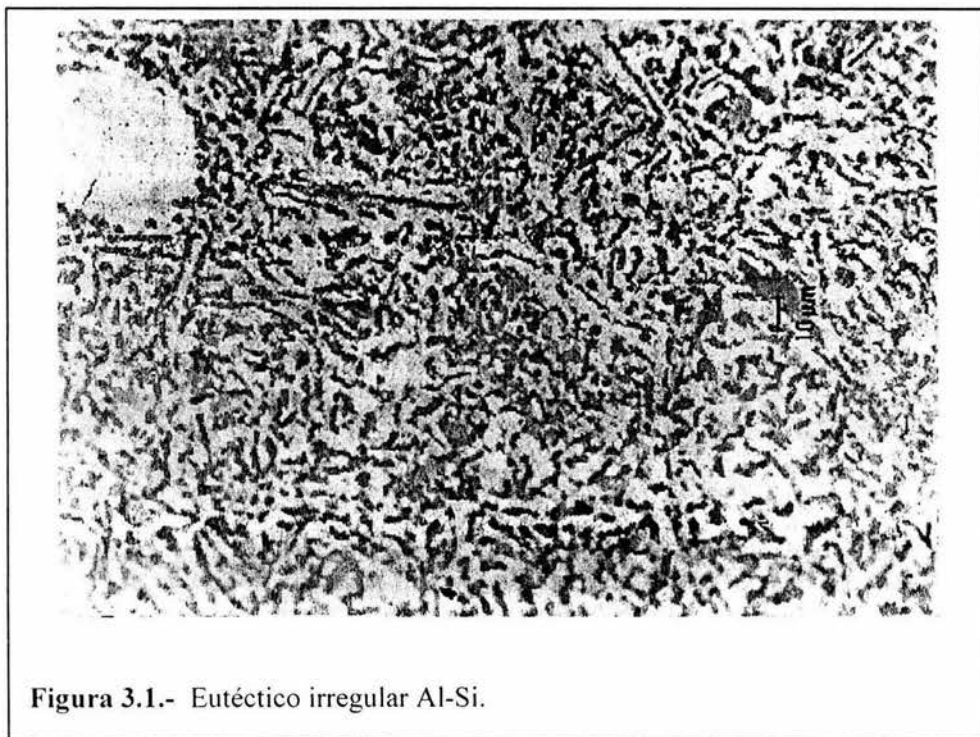
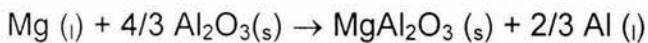


Figura 3.1.- Eutéctico irregular Al-Si.

3.2 Efectos de la adición de Magnesio en la aleación hipoeutéctica Al –Si /SiC.

La adición del magnesio es un paso crucial en la fabricación de composites obtenidos por la técnica de vortex, ya que mejora la mojabilidad metal - cerámico. Una de las principales razones de agregar el magnesio en la aleación Al –Si es para que actúe como un surfactante para reducir el óxido de aluminio (Al_2O_3) que puede estar presente en la aleación de aluminio fundido, ya que tienen afinidad por el

oxígeno y además para reducir el ángulo de contacto Al - SiC y mejorar la humectabilidad y con esto la incorporación. La alúmina (Al_2O_3) es termodinámicamente estable en contacto con el aluminio fundido. Sin embargo cuando la aleación contiene magnesio en un porcentaje del 3 % ocurre la siguiente reacción:



Debido a esta reacción ocurre una disminución significativa de la tensión superficial del aluminio fundido. Sin embargo el magnesio tiene una presión baja lo cual tiende a volatizarlo durante el procesamiento [46].

La adición de sales en las aleaciones hipoeutéticas Al - Si por ejemplo Ca, K, Li, Mg, Na, P, Rb y Sr provocan un efecto de refinación en la morfología irregular del silicio. No obstante, algunos elementos indican que el efecto de modificación no es muy efectivo como es el caso del Litio debido a la gran tendencia a formar

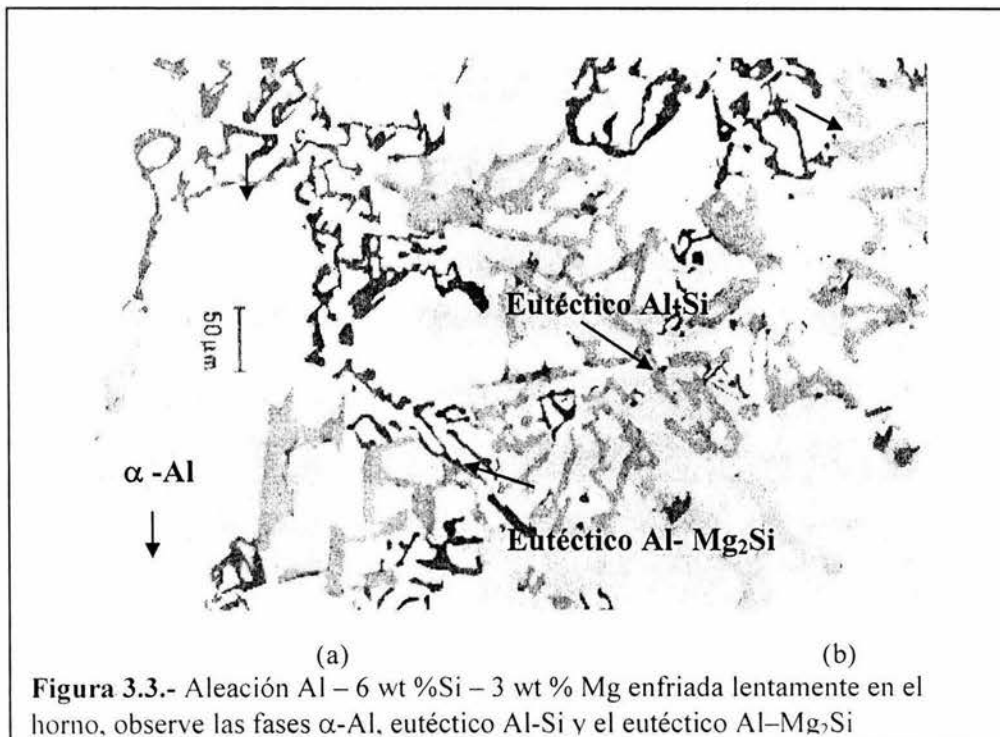


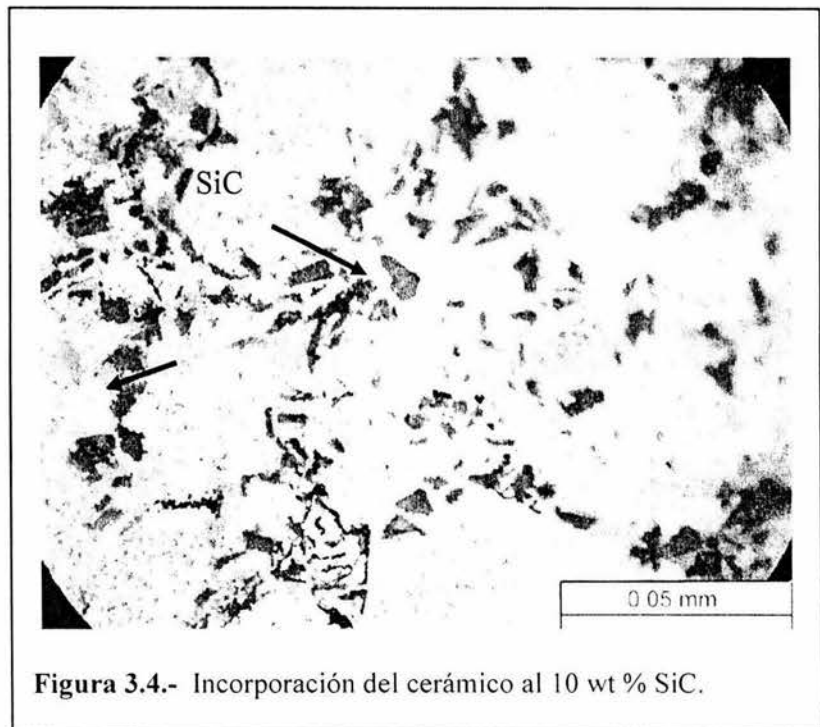
Figura 3.3.- Aleación Al - 6 wt %Si - 3 wt % Mg enfriada lentamente en el horno, observe las fases α -Al, eutéctico Al-Si y el eutéctico Al-Mg₂Si

aluminuros, arriba de 585°C. Por otro lado el magnesio y el calcio forman compuestos lo cual desalienta la modificación de las estructuras [26]. La figura 3.3 presentan la aleación Al – 6 Si – 3 Mg (% en peso), en la cual se pueden observar, la fase α - Al, el eutéctico Al – Si sin modificar de color claro y el eutéctico Al – Mg₂Si de color negro, la cual ha sido documentado por S. Gowri and F.H. Samuel (1992) [39].

3.3.- Obtención del composito con Al – 6 Si – 3 Mg (% en peso) con 10, 30, 50 SiC (% en peso).

Las figuras 3.4 - 3.7 representan la distribución de las partículas a 10, 30 y 50 SiC (% en peso),

respectivamente. Se observa en las figuras que durante la solidificación, la fase α -Al empuja al SiC a los limites de grano, quedando atrapado en la zona eutéctica. Un aspecto importante es que a bajos porcentajes de SiC la fase Mg₂Si está presente mientras



que a porcentajes de 30 y 50 SiC (% en peso), esta fase decrece, lo cual se atribuye a la mojabilidad del cerámico y a la fácil volatilización del magnesio. En la figura 3.4 se observa la distribución del SiC en los límites de grano en la aleación con 10 % se SiC, en la cual se nota la fase Mg₂Si.

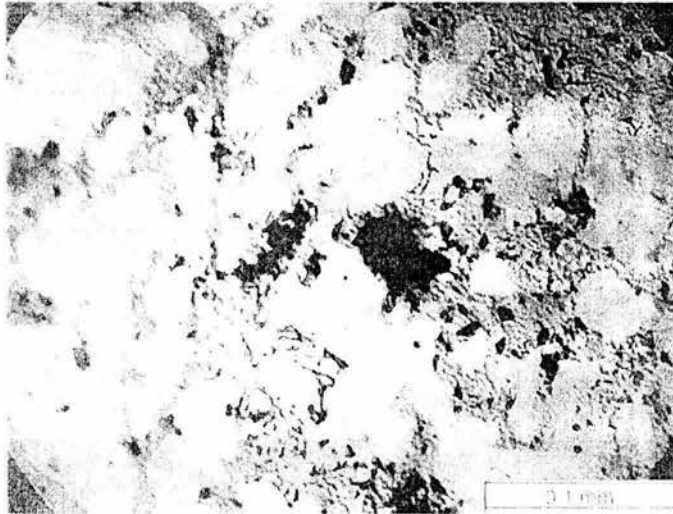


Figura 3.5.- 10 wt % (en peso) SiC

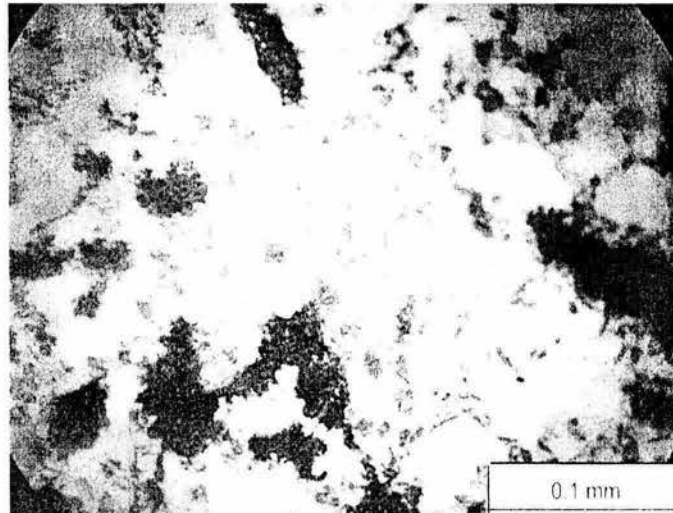


Figura 3.6.- 30 wt % (en peso) SiC

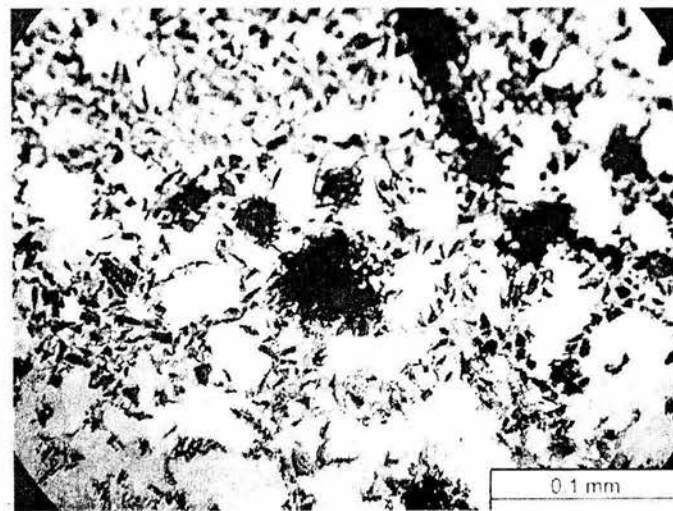


Figura 3.7.- 50 wt % (en peso) SiC

Observe la alta porosidad mostrada en los compositos, esto se debe a que no se desgasificó el material ya que se deseaba observar este efecto.

3.4.- Curvas de enfriamiento.

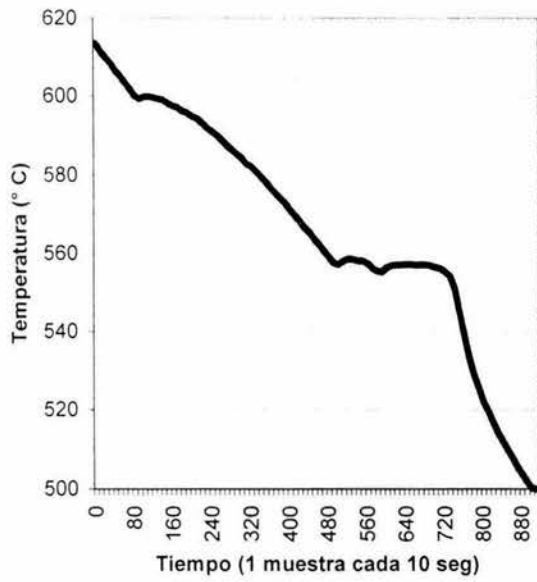
Las curvas de enfriamiento 3.8 (a), muestran la historia de la solidificación de la aleación Al - 6 Si- 3 Mg (% en peso), en la cual se encuentra un primer cambio de pendiente a los 600 ° C, que indica el inicio de la fase α - Al. Posteriormente a los 557 ° C se observa el segundo cambio de pendiente, y se observa una meseta la cual marca la formación del eutéctico Al -Si y finalmente se identifica un segundo eutéctico reportado en la literatura como Al - Mg₂ Si. Las curvas 3.8 (b) (c) y (d) indican la aleación con 10, 30 y 50 SiC (% en peso). Tomando en cuenta las cuatro curvas de enfriamiento, se fijaron cuatro puntos $T_4= 570^{\circ}\text{C}$, $T_3= 580^{\circ}\text{C}$, $T_2 = 610^{\circ}\text{C}$ y $T_1 = 630^{\circ}\text{C}$. Observar en la figura 3.4 (a) que T_4 y T_3 están dentro de la zona pastosa y T_1 , T_2 está en la zona liquidus, con el fin de verificar bajo qué condiciones se obtenía un espumado más estable.

La tabla 3.1 muestra los resultados de la curvas 0, 10, 30, 50 SiC (% en peso), se observa que los parámetros más importantes en las curvas de enfriamiento son la temperatura de crecimiento eutéctico y el tiempo final de solidificación, ya que estos determinan el cambio de concentración de las partículas. Obsérvese que cuando se incrementa, el porcentaje de partículas surfactantes la temperatura de crecimiento eutéctico se incrementa y el tiempo de solidificación se acorta, dicho efecto ha sido documentado por R. Chávez J. Báez y col(2001) ^[47], S. Gowri and F.H. Samuel (1992) ^[39].

El comportamiento de Tiempo final de solidificación puede explicarse como el resultado de la disminución del calor latente liberado durante la solidificación conforme se aumenta el contenido SiC y los cambios de la temperatura de crecimiento eutéctico como función del contenido de partículas podrían deberse a la nucleación del silicio eutéctico sobre el SiC.

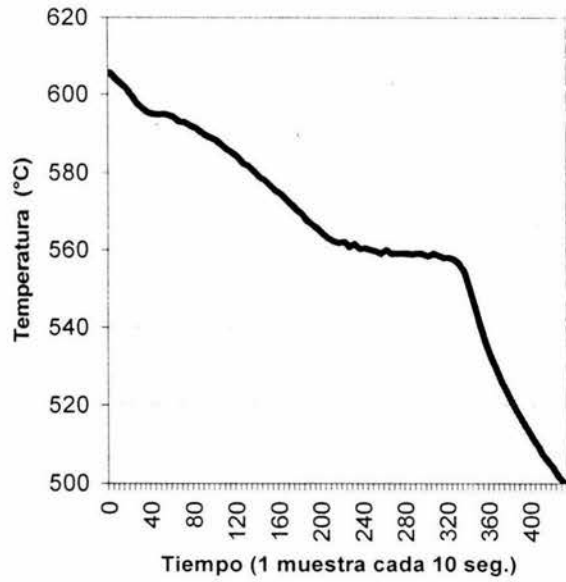
En la figura 3.9 se muestran las gráficas de la primera derivada, donde podemos observar tres diferentes precipitaciones i) α -Al la cual ocurre en los rango de temperatura de 599 a 602 °C para el rango de concentración de SiC de 0 a 50% en peso (pico 1), ii) eutéctico Al-Si el cual ocurre en los rangos de 557 – 567 °C, para el rango de concentraciones de 0 a 50 % (pico 2) y iii) eutéctico Al-Mg₂Si (pico 3). Dichas gráficas muestran que conforme aumenta la cantidad de partículas surfactantes disminuye la formación de la fase Mg₂Si, esto se puede observar debido a al acotamiento del pico 3.

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg



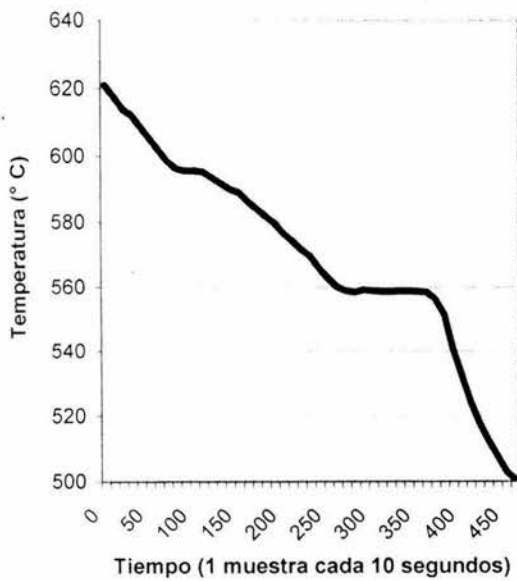
(a)

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg / SiC/50 % p



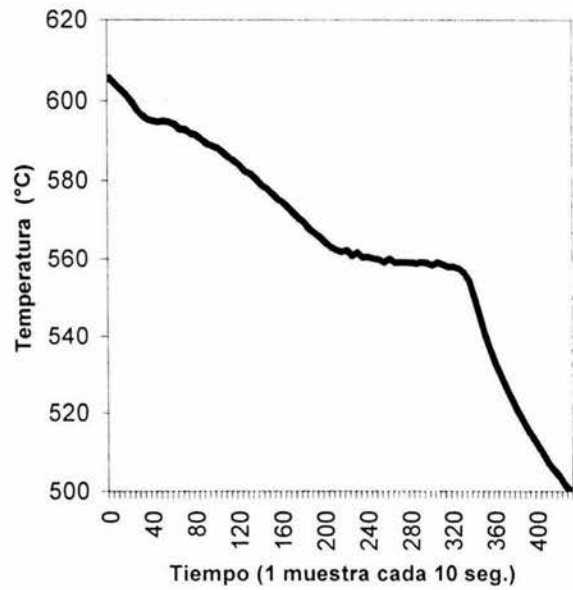
(b)

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg / SiC / 30 % p



(c)

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg / SiC/50 % p

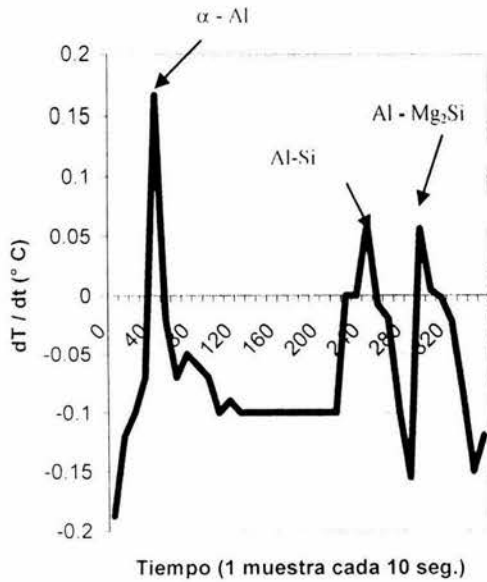


(d)

Figura 3.8.- Curvas de enfriamiento de la aleación Al-6 Si-3 Mg (% en peso), con 0, 10, 30, 50 SiC (% en peso).

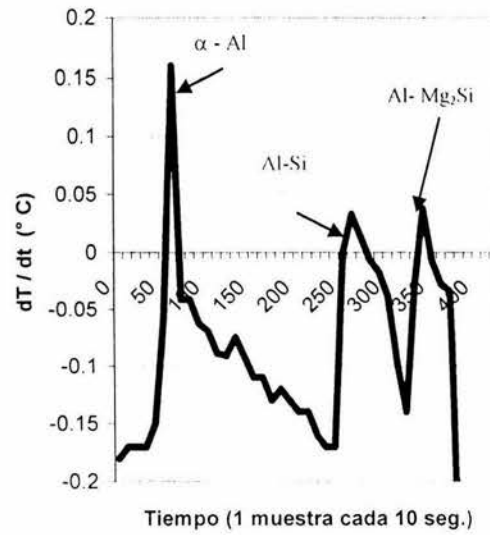
Tabla 3.1.- Parámetros Característicos de las curvas de enfriamiento, ver la curva 1.23.				
	0 (% en peso) SiC.	10 (% en peso) SiC.	30 (% en peso) SiC.	50 (% en peso) SiC.
T_L (°C)	602	598	596	596
ΔT_L (°C)	0.62	0.5	0.65	0.7
T_E (°C)	557.1	564	564.15	567.9
ΔT_E (°C)	0.9	0.85	0.95	0.96
$\Delta T_L / \Delta t$ (°C/s)	0.131	0.122	0.190	0.197
t_s (s)	500	490	260	220

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg
evolución dT/dt vs Tiempo



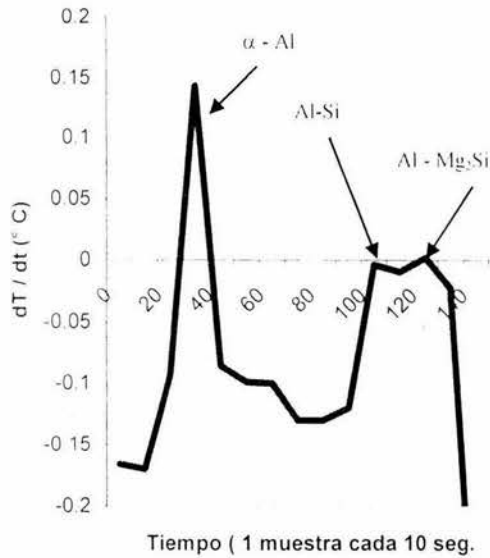
(a)

Al - 6 wt % Si - 3wt % Mg / SiC
/10 % p
evolución dT / dt vs tiempo



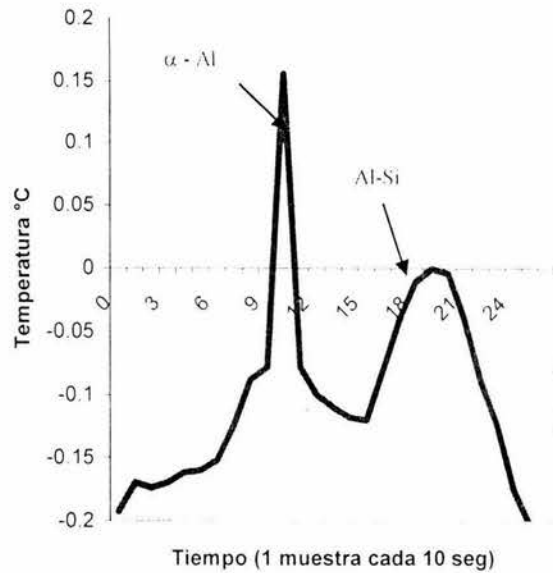
(b)

Al - 6 wt % Si - 3 wt % Mg / SiC / 30 p
evolución dT / dt vs tiempo



(c)

Al- 6 wt % Si - 3 wt % Mg / SiC / 50 p
evolución dT/dt vs tiempo



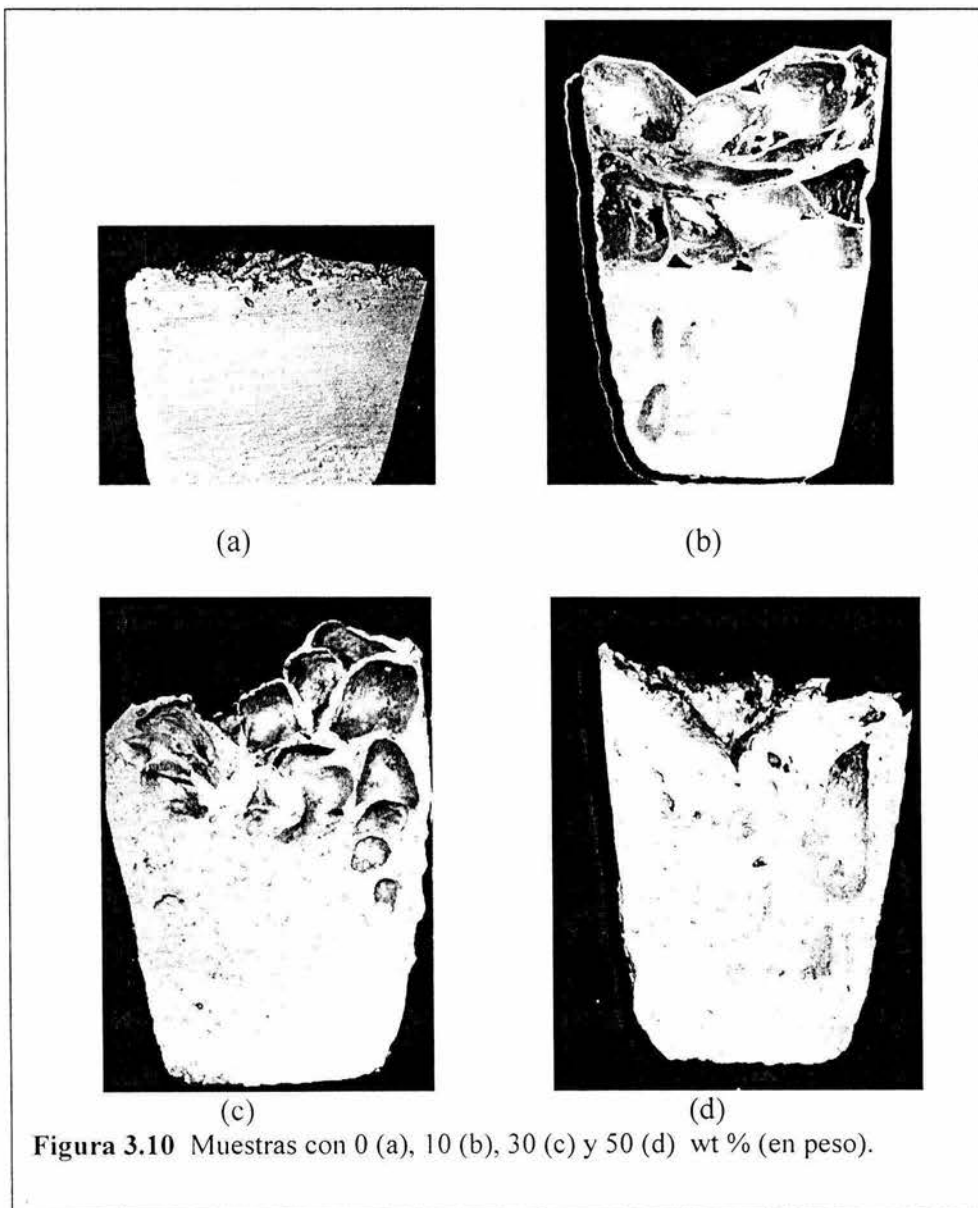
(d)

Figura 3.9.- Primera derivada de las curvas de la aleación Al - 6 Si - 3 Mg (% en peso), con 0, 10, 30, 50 SiC' (% en peso)

3.5.- Formación de la espuma.

La tabla 3.3 muestra los resultados de los experimentos de espumado en el metal líquido. Las temperaturas de proceso fueron seleccionadas a partir de los valores experimentales obtenidos de las curvas de enfriamiento, con el objeto de poder trabajar por encima y por debajo de la temperatura liquidus T_L , por lo que se seleccionaron cuatro temperaturas de operación (ver Tabla 3.1). Se observó que a los valores de temperaturas T_4 , T_3 y T_2 no se formaba el drenado de la burbuja, ya que ésta se fugaba del metal líquido, finalmente se observó que al inyectar en T_1 existía la formación de la espuma ya que la burbuja quedaba atrapada dentro del

metal. De esto puede deducirse que la fracción sólida α -Al no estabiliza la superficie del metal y lo que realmente la estabiliza es el SiC, lo cual hace más grande el área de contacto permitiendo el drenado de la espuma, Ross Sindney y Col (1998) ^[41]. Se asume que fracciones sólidas tienden a formar pequeñas áreas, lo cual permite que se escapen las burbujas, deduciendo que el metal debe estar en estado líquido sin ninguna fracción sólida.



Observe en la figura 3.10 que cuando no hay cerámico y cuando la solución está sobresaturada no existe la formación de burbujas ha sido documentado, que en sustancias puras o sobresaturadas no existe la formación de espumas Perry (2000) [40]. La función de Helmholtz 1.11, muestra que en líquidos puros resulta un decrecimiento del área, por lo tanto un gas insoluble en un líquido puro no puede ser estable. Por otro lado la ecuación de Gibbs 1.12, muestra que la formación de burbujas con exceso de partículas cerámicas es imposible.

La tabla 3.2 indica los resultados cuando se inyectó un flujo de 2 Litros / minutos, donde $\Delta_{Tf} = T_i - T_L$

T_i = Temperatura de inyección

T_L = Temperatura de liquidus

Observe que la formación se realiza en el rango $\Delta_{Tf} = 28$ y 31 ° C, pero también depende de la fracción de SiC (10 -30 %), como se muestra en la gráfica 3.11.

Tabla 3.2.- Resultados de el proceso de espumado

Tabla 3.2.- Resultados de el proceso de espumado				
	$Q_3 = 2$ LITROS / MIN			
T_i	0%	10%	30%	50%
$T_1 = 630$ ° C	$\Delta_{Tf} = 31$	$\Delta_{Tf} = 32$ Espuma	$\Delta_{Tf} = 30$ Espuma	$\Delta_{Tf} = 28$
$T_2 = 610$	$\Delta_{Tf} = 11$	$\Delta_{Tf} = 12$	$\Delta_{Tf} = 10$	$\Delta_{Tf} = 8$
$T_3 = 580$	$\Delta_{Tf} = -19$	$\Delta_{Tf} = -18$	$\Delta_{Tf} = -20$	$\Delta_{Tf} = -22$
$T_4 = 500$	$\Delta_{Tf} = -29$	$\Delta_{Tf} = -28$	$\Delta_{Tf} = -30$	$\Delta_{Tf} = -32$

REGIÓN DE FORMACIÓN DE LA ESPUMA

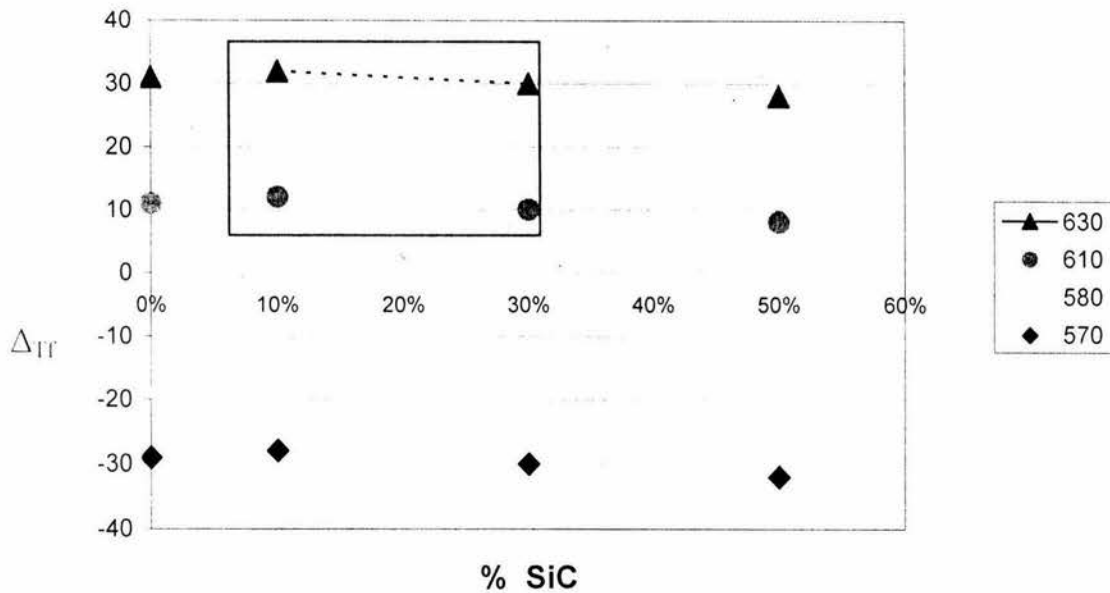


Figura 3.11.- Región de formación de la espuma.

Una vez encontradas las mejores condiciones de proceso de formación de la espuma, se realizó el experimento con T_1 y 10 % de SiC a flujos de $Q = 0.5$ y $Q = 1.25$ respectivamente y con 10 % SiC. Observándose la formación de burbujas aisladas. Esto se puede atribuir a que el flujo de aire no fue suficiente para formar la espuma con el sistema de inyección empleado.

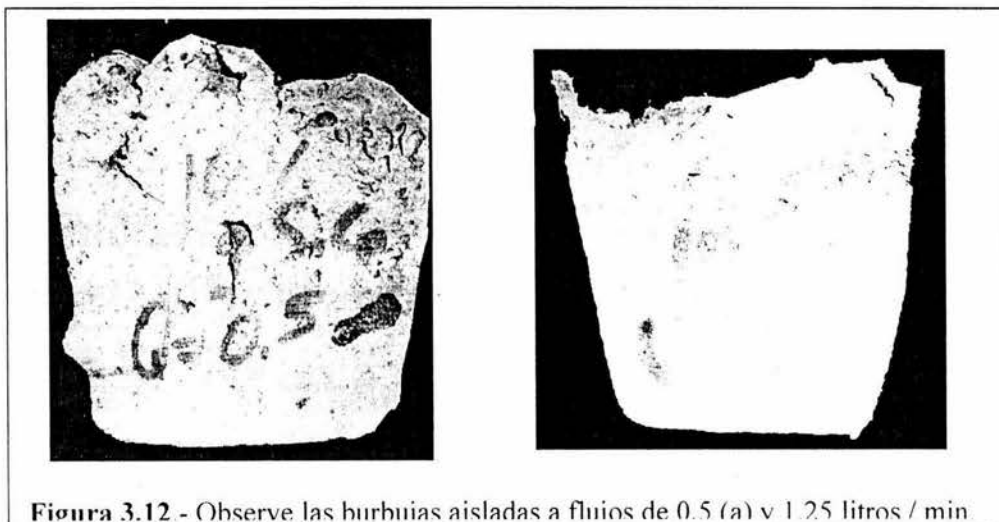
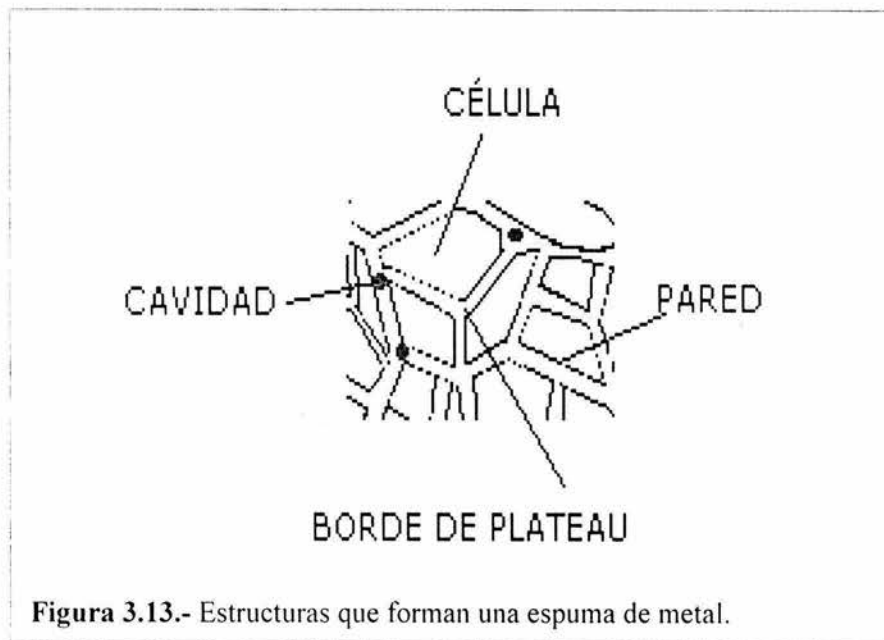


Figura 3.12 - Observe las burbujas aisladas a flujos de 0.5 (a) v 1.25 litros / min.

3.5.1 Estructura Celular de la espuma.

Si consideramos una espuma de aluminio a una escala macroscópica, ésta tiene una estructura de poros cerrados. Por lo general una célula está formada de bordes celulares (paredes), pequeñas cavidades en los bordes y los borde de Plateau (meseta), en los cuales se interconectan los bordes celulares Figura 3.13.



3.5.2 Caracterización-Variación de los bordes con el contenido de SiC.

La figura 3.14 muestra los bordes celulares a 10 y 30 SiC (% en peso), la tabla 3.3 indica que el tamaño en los bordes celulares aumenta con la cantidad de partículas surfactantes, y los tamaños celulares aumentan cuando aumenta la cantidad de SiC, por lo cual se deduce que se necesitan tamaños de borde pequeños para poder obtener tamaños celulares menores. Aun cuando en este trabajo no se variaron los tamaños de partícula del SiC (20 μm), es de esperarse que tamaños de partícula más pequeños reduzcan los bordes celulares y por consiguiente se obtienen tamaños celulares menores. De la misma manera al cambiar el sistema de inyección

de aire, por uno que produzca un tamaño de burbujas pequeño, como un rotor o un filtro poroso disminuirá considerablemente el tamaño de la célula.

Tabla 3.3.- Variación de tamaño de bordes y tamaños celulares en espumas 10 y 30 SiC (% en peso).

	Tamaño de borde	Tamaño celular
10 SiC (% en peso)	1.8 mm	21.7 mm
30 SiC (% en peso)	2.4 mm	25 mm

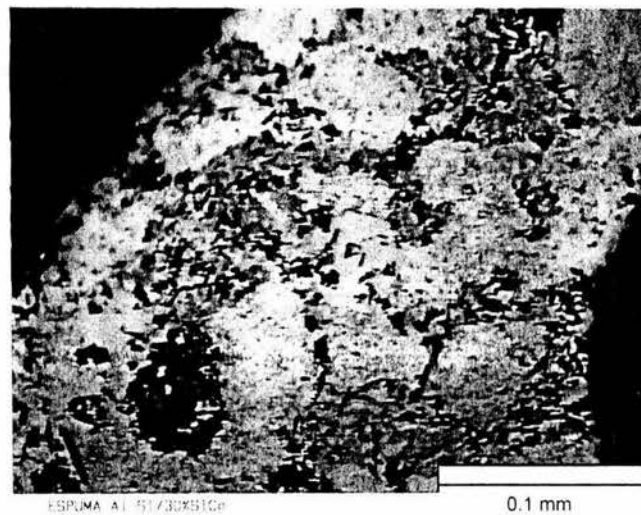
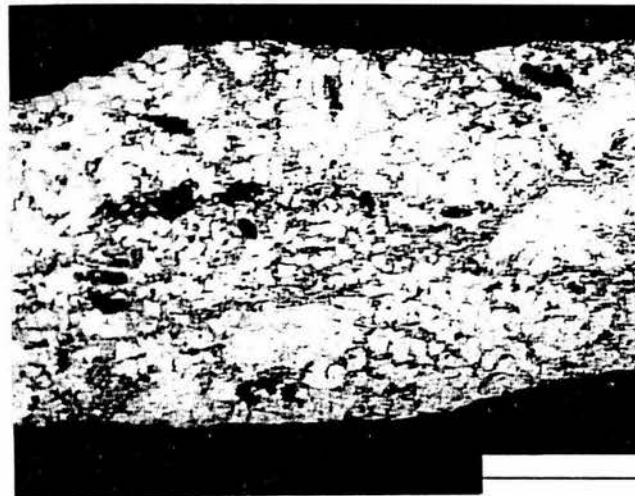


Figura 3.10.- Distribución de partículas 10 (a) y 30 SiC (% en peso) (b), lo cual estabiliza las capas, para la formación de la espuma

3.6.- Desarrollo de un proceso continuo.

En base a los resultados obtenidos se decidió obtener una espuma de aluminio con menor cantidad de partículas surfactantes 10 SiC (% en peso), observe en la figura 3.10 que existe colapso en las células de las espumas 3.6 (b) y 3.6 (c), debido a que no se sustrajo la espuma del crisol, por lo que se decidió utilizar una guía metálica para desarrollar un proceso continuo de espumado. Asimismo se decidió subir la temperatura a 680 ° C ya que en esta temperatura se observa el ángulo óptimo de humectabilidad de las partículas SiC en la aleación Al-Si , tal argumento es reforzado por Y. Q. Sun y T. Gao (2002) ^[51] y V. Lauren y colaboradores(1987) ^[50].

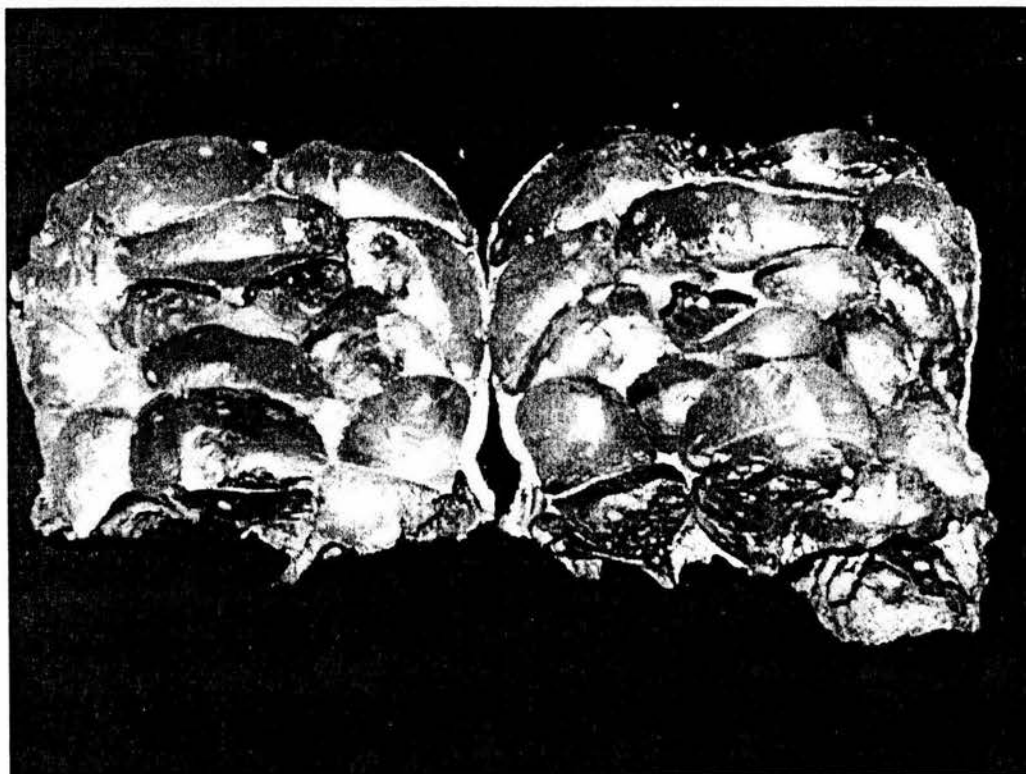


Figura 3.15.- Espuma 10 SiC (% en peso).

Ellos utilizaron la técnica de la gota sensible y la ecuación (2.1), para calcular el

ángulo óptimo de humectabilidad (75°C) en la aleación Al –Si, reforzada con partículas de SiC. La figura 3.15 presenta la espuma al 10 SiC (% en peso), la cual se obtuvo con una guía metálica y una temperatura de 680 ° C. Se observa que elevando la temperatura de la línea liquidus se obtendrá un mejor ángulo de mojabilidad, sin embargo la formación de Al₄C₃ es poco deseable y se obtiene aproximadamente a los 700 ° C. Temperaturas por debajo de la línea liquidus deben evitarse en el proceso ya que la formación de una fracción sólida impide la formación de la burbuja y cuando esta fracción es muy grande se observa que las burbujas se fugan del metal.

Tabla 3.4.- Datos de la espuma 10 SiC (% en peso).

Volumen (V), cm ³ .	62.5
Peso (W), gm.	60
Densidad de la espuma (δ_e), g/cm ³ .	0.96
Densidad del sólido (δ_s), g/cm ³ .	2.7
Densidad relativa (δ_r) = δ_e / δ_s	0.354
Tamaño celular horizontal (T _{CH}), Mm.	22.58
Tamaño celular vertical (T _{CV}), mm.	15.74
Tamaño de borde (T _B), mm.	0.89

3.7 Formación de la espuma, efectos de la inyección de aire.

Dado el sistema propuesto en las figura 2 .11 y 2.12, se obtiene el volumen de un crisol de alúmina (Al_2O_3) el cual es de 400 ml, se llena con aproximadamente 250 ml de la aleación base aluminio, cuyo peso aproximado es de 675 g de aluminio, que equivalen a $(1 \text{ kg} = 9.8 \text{ N}) = 6.4 \text{ N}$. Para el área de trabajo que se va a ejercer se tiene una presión de 415.6 N/m^2 .

Para garantizar la formación de las burbujas es necesario aplicar una presión de gas mayor que la presión metalostática calculada y con esto la formación de la espuma, figura 3.12. Con ello se forman burbujas de un tamaño V_1 que al llegar a la superficie cambiarán su tamaño a V_2 , debido a los efectos de temperatura y presión; utilizando la ley de Boyle de los gases ideales.

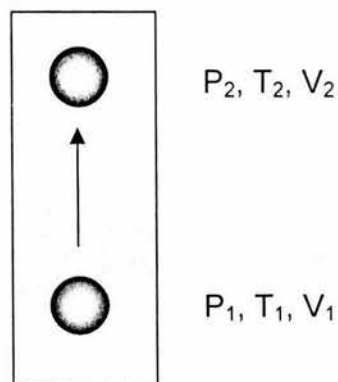


Figura 3.12.- Condiciones de proceso

$$\frac{P_1 V_1}{T_1} = \frac{P_2 V_2}{T_2} \quad 3.1$$

La burbuja inicialmente se formará a un temperatura $T_1 = 680^\circ\text{C}$ y una presión P_1 , al final tiene una presión P_2 igual a la 1 atmósfera y solidificará a un temperatura de T_2

= 600°C aproximadamente.

Para calcular la presión P_1 del metal se utiliza

$$P_1 = \text{densidad} * \text{gravedad} * \text{altura} \quad 3.2$$

A una profundidad de 0.15 m, la presión es igual a:

$$P_1 = 2700 \text{ kg/m}^3 * 9.8 \text{ m/sec}^2 * 0.15 \text{ m}$$

$$P_1 = 3969.4 \text{ N/m}^2 = 39.69 \text{ mbar}$$

Usando estos datos podremos conocer la relación de cambio en el volumen de la burbuja, así tendremos.

$$\frac{V_2}{V_1} = \frac{P_1 T_2}{P_2 T_1} = 0.35 \quad 3.3$$

Esto quiere decir que la burbuja reducirá su tamaño en un 65% debido al enfriamiento del gas, para este caso hipotético. El tamaño promedio de la espuma obtenida medida longitudinalmente es 20.58 mm., es decir es más grande que el orificio del inyector 4.76 mm esto se explica debido a efectos de coalescencia. La figura 3.14, muestra los tres estados desde la formación de la burbuja, el ascenso unión con otras burbujas (coalescencia) y la formación de la espuma metálica.

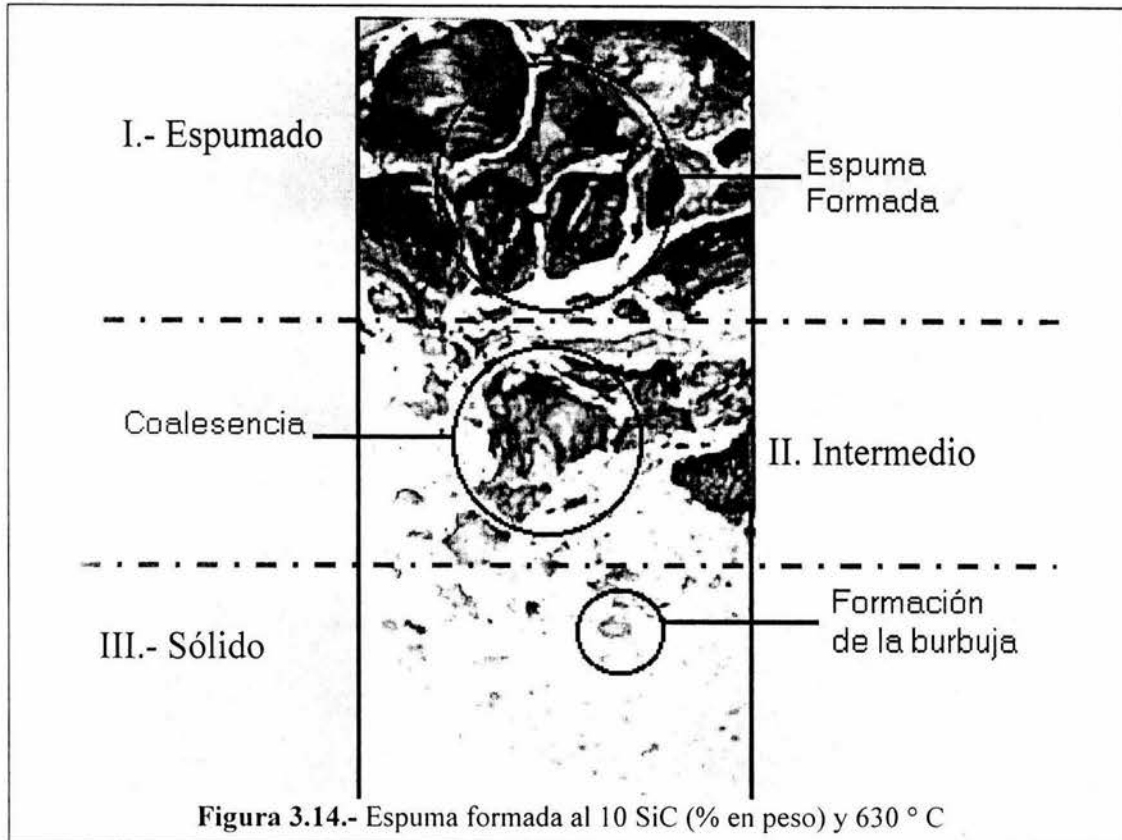


Figura 3.14.- Espuma formada al 10 SiC (% en peso) y 630 ° C

La muestra presenta en la parte inferior aluminio en estado sólido indicando que esta porción de la muestra colapso completamente en una región de aproximadamente 3 cm de altura, esto es debido a que la parte inferior soporta un mayor peso de aleación, favoreciendo la ruptura de la aleación de la burbuja y el flujo de metal líquido. La parte superior de la muestra presenta la formación de espuma metálica observándose una región intermedia donde ya hay indicios de colapsamiento, mientras que en la parte más alta la estabilidad de la espuma se mantuvo, es de notar que la estabilidad de la burbuja en la parte superior es una función del tiempo de solidificación, a mayores tiempos habrá mayor colapsamiento y por otro lado contrario a menores tiempos tendremos una mayor volumen de espuma formada.

El colapsamiento de burbuja para la aleación Al-6Si-3Mg se debió a dos factores principales (a) altas concentraciones de SiC (50 %), lo cual significa que a esta concentración no se permitió que la pared de la burbuja se adelgazara lo suficiente provocando dicho rompimiento, y (b) a $\Delta T < 0$ en la región pastosa muestra que al precipitarse αAl había un rompimiento de burbujas a ciertos espesores de pared causando su colapsamiento.

Un estudio detallado del movimiento de la burbuja ha sido descrito por H. A. Stone [43], figura 3.13.

Tomando la ecuación de los gases ideales:

$$P_{\text{burbuja}} = n R_{\text{gas}} T / [4/3\pi R^3] \quad 1.18$$

Se puede calcular la Presión dentro de la burbuja, de acuerdo a las condiciones experimentales obtenidas:

$$P_{\text{burbuja}} = 3328.6 \text{ Pa}$$

De la misma manera se calcula el tiempo de expansión de la burbuja.

$$t = [4 \pi \rho_{\text{Al}} R^5 / 3n R^{\text{gas}} T]^{1/2} \quad 1.19$$

$$t = 1.26 \times 10^{-6} = 1.26 \mu\text{s}$$

La velocidad de la burbuja U , en ascenso puede ser calculada por:

$$U = C \rho_{\text{Al}} g a^2 / \mu_{\text{Al}} \quad 1.16$$

C = puede es calculada para:

$C = 1/9$ burbuja es ideal, $Re \gg 1$

$C = 2/9$ esfera es sólida, $Re \ll 1$

$C = 1/3$ burbuja es ideal, $Re \ll 1$

$$U = 3 \text{ cm / s}$$

$$\text{Reynold} = \rho_{Al} UR / \mu_{Al}$$

$$\text{Reynold} = 2.3 (3) (0.476) / 0.3 = 1.098 \text{ para } Re \gg 1, C = 1/9.$$

Los resultados indican que el número de Reynolds para nuestro sistema, es aproximadamente 1, por lo cual la burbuja va a desplazarse en forma helicoidal, promoviendo la coalescencia y finalmente la burbuja tendrá la forma de una elipse. La tabla 3.4 indica la variación en el cual el tamaño celular longitudinal es mayor al lado vertical.

Tabla 3.5 .- Datos utilizados en el modelo de Stone para el ascenso de la burbuja.	
R _{aire} Constante del aire	0.287 KJ / Kg ° K
n Número de moles	18.37 x 10 ¹⁹ mol
T Temperatura de fusión	680 ° C , 953 ° K
ρ _{Al} Densidad del aluminio	2.3 g / cm ³ , 2.36 x 10 ³ kg / m ³
P _{burbuja} Presión de la burbuja	3328.651 Pa
R Radio de la burbuja	4.76 mm
g Gravedad	9.81 m / S ²
γ Tensión superficial de la burbuja	1 N / m = 10 ³ g / s ²
H (altura del centro de la burbuja a la parte superior del metal líquido).	15 cm.

3.8. Análisis microestructural de las espumas de aluminio.

Las microestructuras de las espumas obtenidas por un método de inyección de aire son en su mayor parte una función del comportamiento de la espuma líquida de aluminio anterior a la solidificación. En ellos se observa un crecimiento

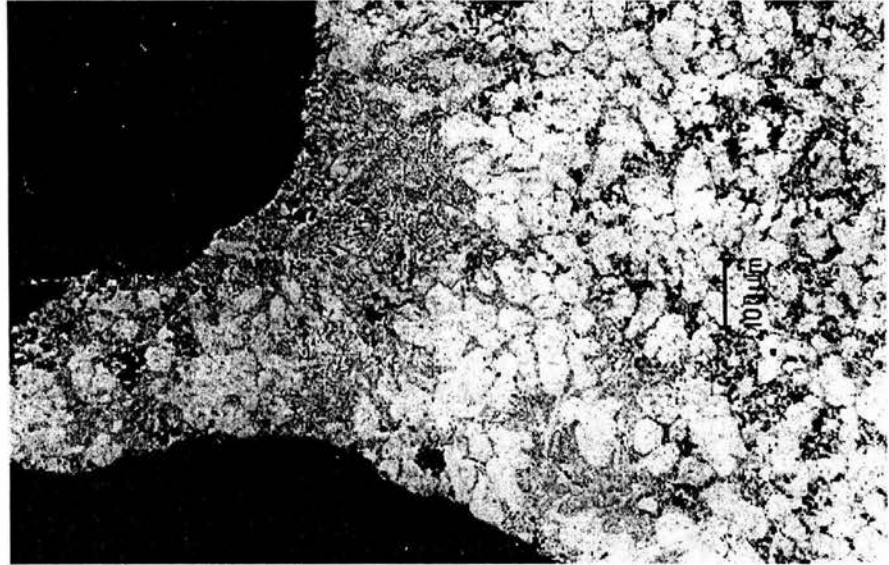


Figura 3.15.- Microestructuras de la espuma, borde celular.

dendrítico α -Al equiaxial, en la matriz eutéctica Al- Si, y el eutéctico Al- Mg_2Si , se observa que el SiC tiende a distribuirse en las paredes celulares de la espuma, figura 3.16. Un número de revisiones bibliográficas avalan la evolución y el comportamiento de las espumas líquidas^[52]. Un balance de tensión

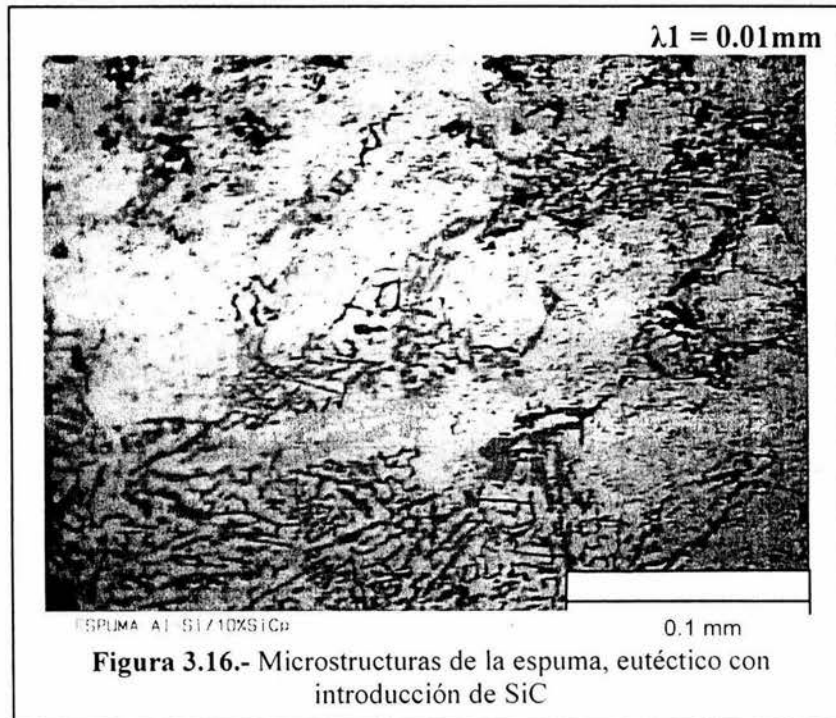
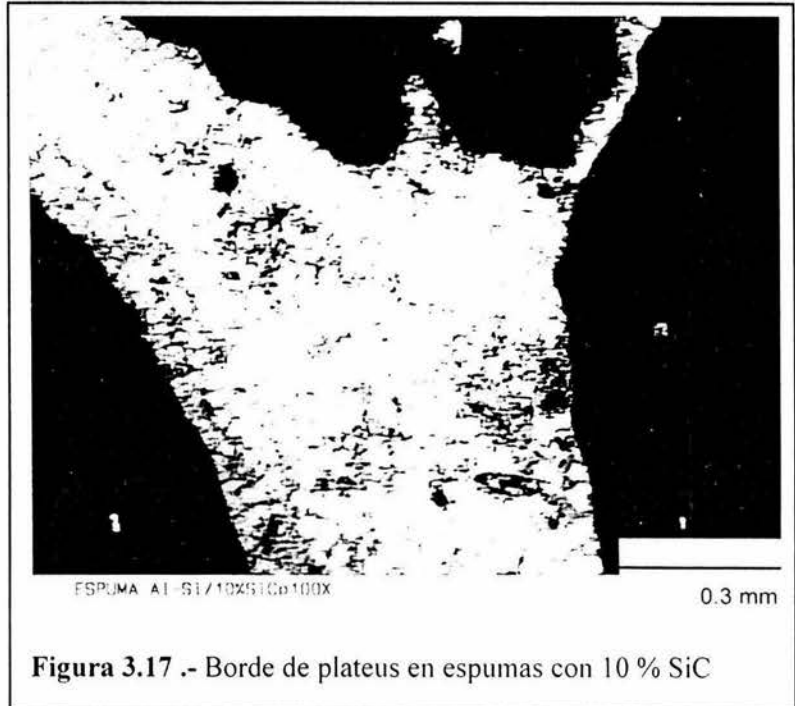


Figura 3.16.- Microestructuras de la espuma, eutéctico con introducción de SiC

superficial en la espuma líquida hace estable la interfase líquido - gas y el peso de las paredes celulares líquidas con la presión del aire dentro de las células. Un balance simple de fuerzas indica que un aumento en la presión de aire disminuye el tamaño de célula. En el borde celular, donde las células se encuentran, las fuerzas de tensión superficial causan que la interfase líquido - gas tenga una curvatura en un arco



llamado borde de plateau, observe la figura 3.17. Esto ocasiona que la presión en el fluido en el borde de la célula pueda ser menor que en la pared de la célula, creando los bordes celulares. Durante el drenado los bordes de Plateau decrecen en tamaño y las paredes celulares de la espuma líquida tienden a ser más delgadas. En un líquido puro sin impurezas, la tensión de superficie es generalmente demasiado fuerte para ser estable y la paredes de célula inmediatamente explotan. A fin de que una espuma líquida pueda llegar a ser estable en la interfase líquido - gas en cada célula debe alterarse a fin de reducir la influencia de la tensión superficial. Una espuma líquida puede estabilizarse por introducción de surfactantes que bajan la energía de superficie de la interfase líquido - gas o aumentando la viscosidad de la capa de superficie. Las espumas líquidas de aluminio por inyección de aire son estabilizadas

por la adición de SiC. La pared celular en una espuma líquida estabilizada, drenará hasta alcanzar algunos espesores críticos y entonces detenerse.

Una espuma líquida completamente drenada, se conoce como espuma seca, por lo tanto tiene paredes celulares de espesores aproximadamente uniformes y pequeños bordes de Plateau. Los factores que determinan el espesor crítico en el cual la espuma drena no han sido bien comprendidos. En espumas acuosas donde se introducen surfactantes, este espesor crítico es determinado mediante las fuerzas de Van der Waals con una repulsión eléctrica de dos capas surfactantes, muy pocos trabajos en esta área han sido enfocados hacia espumas líquidas no acuosas, por lo tanto el espesor crítico es presumiblemente determinado por el espesor de la viscosidad en las capas. Reduciendo el espesor crítico de las paredes celulares es necesario para producir espumas de baja densidad con pequeñas células

La distribución de partículas en muchas de las paredes celulares es más probable debido a la alta densidad encontrada en ellas. Si las partículas de SiC bajan la energía de superficie en la interfase líquido-gas, las partículas pueden reducir la influencia de tensión superficial y estabilizar las espumas del mismo modo que un surfactante A. E. Simone and L.J. Gibson (1998) ^[52]. Aun cuando está más allá de este trabajo un modelo matemático para interpretar la formación de la espuma, este debe ser complejo ya que involucra la competición entre el drenado del líquido y la transferencia de calor, para transformar la espuma líquida en espuma sólida S.J. Cox and Col (2001) ^[49].

3.9.- Defectos microestructurales de las espumas obtenidas por inyección de aire.

La anisotropía y heterogeneidad de las espumas obtenidas por el método de burbujeo es atribuible al método de producción. En adición a la variación en tamaños celulares de espesor de pared y su densidad relativa causada por el drenado, la anisotropía de la estructura celular y la variación de anisotropía mediante los paneles es debida al colado de la espuma líquida hacia la

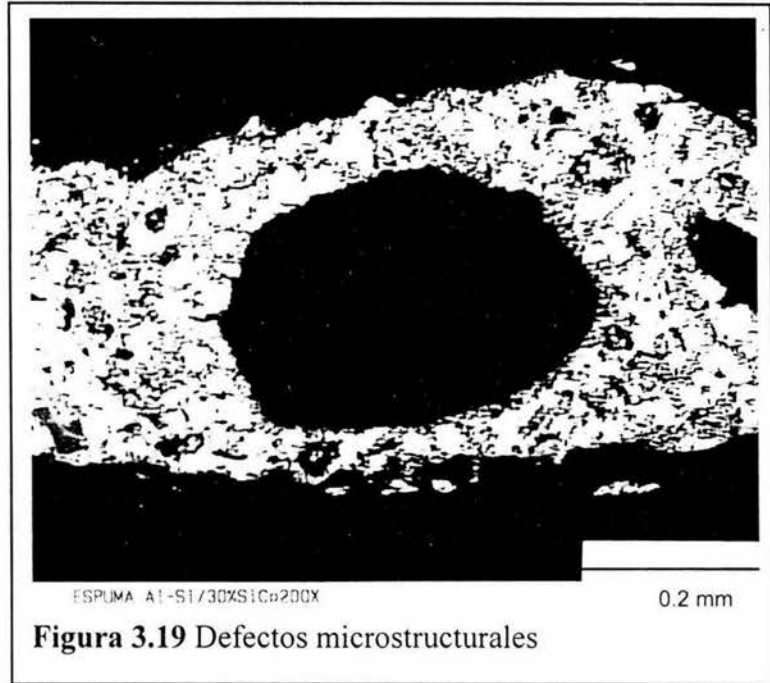


Figura 3.18.- Inclusión de poros y corrugaciones en la espuma metálica de aluminio.

solidificación, la espuma líquida puede ser distorsionada en sus células o aplastadas en el acomodo celular. También el tamaño relativo de células adyacentes en una espuma líquida está inversamente relacionada a la presión relativa del gas interno. Cuando la estabilización de espumas líquidas es transmitida mecánicamente de la fusión, el gran peso se lleva al fondo de la porción de la espuma líquida causando incremento en la presión un tamaño celular pequeño y aplanamiento en la forma de las células.

En las espumas obtenidas por este método la paredes celulares se ven corrugadas, esto se debe al proceso de solidificación. La eficiencia y perfeccionamiento de la espumas, están relacionados al proceso y estructuras más uniformes e isotrópicas y deben formarse para obtener productos de mejor calidad. El nivel de drenado antes

de la solidificación es importante porque la distribución de material sólido entre las paredes y el borde celular pueden producir espumas de mejor calidad. La solidificación vertical de la espuma líquida puede también reducir la orientación celular y el tamaño en la espuma solidificada. El perfeccionamiento de la estructura puede llevarse a cabo reduciendo defectos en



las paredes celulares (curvaturas, corrugaciones, inclusión de poros), los cuales están representados en la figura 3.19. Estos defectos de pared pueden dañar sensiblemente las propiedades mecánicas de las espumas, las inclusiones porosas pueden evitarse reduciendo la distribución de tamaños de células y controlando las condiciones de fusión para evitar efectos de convección.

3.10.- Estudio de SEM y WDS análisis.

La figura 3.20 (a) muestra la aleación Al – Si – Mg. Las zonas clara definen la fase α -Al, las zonas blancas indican la presencia del Si y las zonas oscuras el eutéctico Al-Mg₂Si, la figura (b) representa la espuma 10 SiC (% en peso), a una temperatura de 680 ° C, en la cual se observa que el SiC se distribuye en las regiones interdendríticas, se observa la fase α -Al equiaxial, y el Si de color blanco.

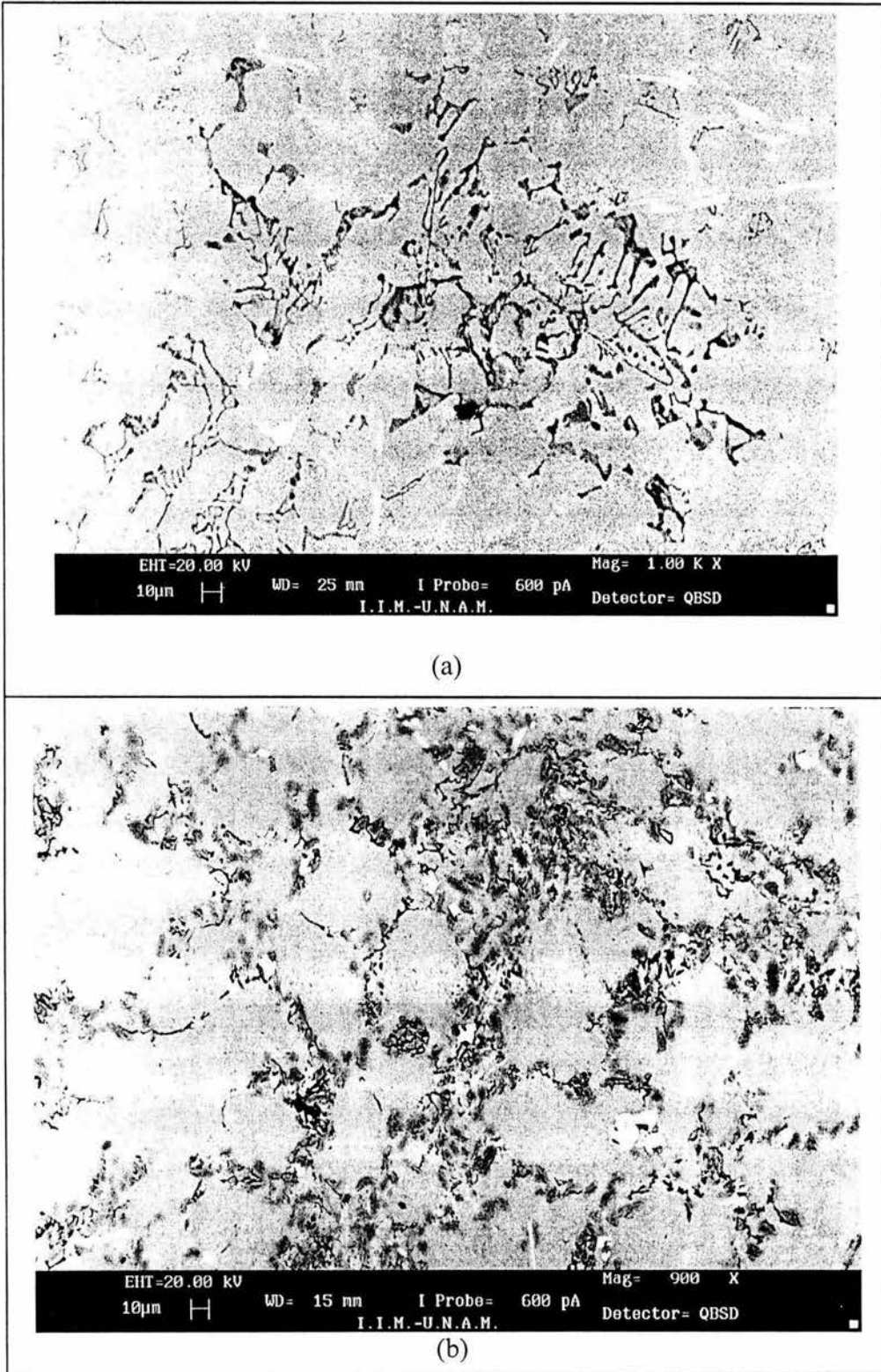


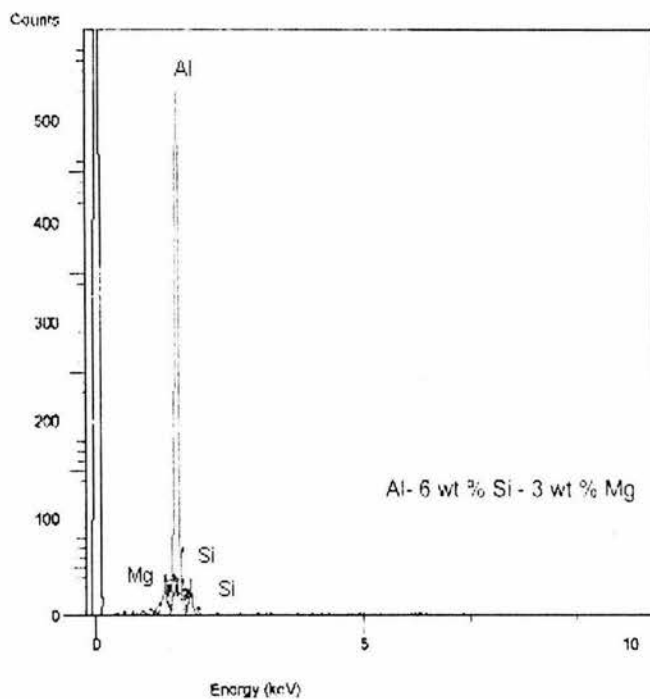
Figura 3.20.- Aleación Al – 6 Si- 3 Mg (% en peso) (a) y Espuma 10 SiC (% en peso) (b), por medio de SEM.

El análisis semicuantitativo químico del SEM (figura 3. 21, y tabla 3.6), muestra que las espumas de 10 SiC (% en peso) tienen una menor cantidad de Magnesio (b) en comparación con la aleación Al -6 Si -3Mg (% en peso) (a), lo cual se debe a la adición del SiC.

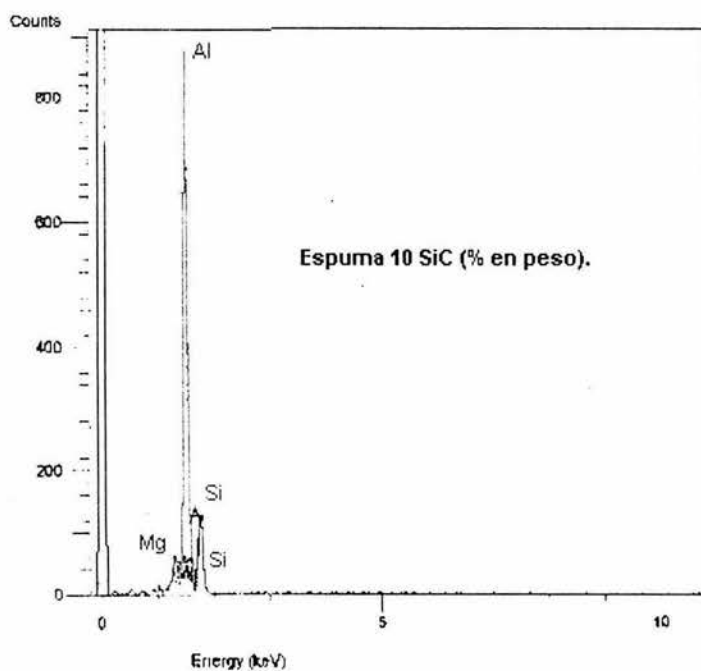
Tabla 3.6.- Análisis químico por medio del SEM.

Al – 6 Si – 3 Mg (% en peso) Espuma 10 SiC (% en peso) a 680°C.

	Elemento	Atómico	Elemento	Atómico
Mg	3.23	3.56	1.17	1.99
Si	11.79	11.23	26.10	25.-28
Al	85.02	85.12	72.13	72.13



(a)



(b)

Figura 3.21.- Análisis químico obtenido por SEM (a) Al - 6Si -3 Mg (% en peso), b) Espuma 10 SiC (% en peso).

4.-RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS.

Las propiedades físicas y mecánicas de las espumas, están íntimamente relacionadas a la estructura celular del material (cerrada o abierta) y la densidad relativa. Ambas dependen directamente del método de producción que se esté utilizando y de las variables de proceso involucradas en cada uno de ellos. Es importante hacer notar que las propiedades mecánicas de las espumas metálicas están por debajo de los valores del metal sólido ^[3], por lo que su uso debe ser bien especificado. Sin embargo es obvio que de las propiedades, la más importante es la baja densidad, siendo muy importantes en la industria del transporte, como resultado de la resistencia mecánica, ésta resistencia se mejora construyendo estructuras de tipo emparedado teniendo de coraza la espuma metálica. En contraste con los materiales sólidos las espumas cambian su densidad cuando son deformadas, y si la deformación es elástica se lleva a cabo de manera uniforme dentro del material, en el régimen plástico se caracteriza por el colapso de las células formando bandas de apilamiento, este comportamiento permite la absorción de energía; Las estructuras celulares también permiten la absorción de sonido, para tener un mejor desempeño, la células deben de estar interconectadas. Las estructuras celulares también se pueden utilizar como aislantes térmicos debido a su baja conductividad térmica, sin embargo, debido a la alta conductividad de las células y la gran área de contacto se puede utilizar como intercambiadores de calor en el caso de estructuras con células abiertas. Es importante mencionar que el gran potencial de las espumas metálicas se encuentra en la combinación de sus propiedades.

Las espumas metálicas ofrecen un gran potencial a nivel industrial y hay muchas mejoras técnicas sobre las cuales se pueden realizar trabajos de investigación. Una de ellas es la homogeneidad de la estructura, ya que si no es homogénea la variación de sus propiedades es grande, además de que la eficiencia de absorción de energía caería drásticamente. En general, el reto está en sus propiedades mecánicas, ya que están por debajo de los resultados teóricos esperados, lo cual se ha podido explicar debido a los múltiples defectos micro/macro estructurales, algunos de los cuales han sido identificados, el mecanismo para evitarlos aún no es claro. Como las células en las estructuras de tipo células cerradas en realidad están conectadas algunas veces por pequeños defectos de proceso o grietas, aún hay un gran campo de investigación en esta área, incluyendo la reducción de los costos y su viabilidad.

Este trabajo de tesis debe ser complementado con nuevos estudios, dentro de los cuales se recomienda: (a) Observar la variación de los bordes celulares con la variación del tamaño de partícula, (b) aplicar sistemas de Inyección más complejos, (c) Inyectar flujos mayores a 2 litros / minuto pero con agitación simultánea variando las rpm del motor, (d) Inyección de diferentes gases en el metal, (e) medición de las propiedades mecánicas, etc. De hecho las espumas metálicas están en proceso de investigación, por lo cual nuevas técnicas y mecanismo deben ser desarrolladas ofreciendo un amplio campo a nivel industrial y de investigación.

5.- CONCLUSIONES.

- Se construyó un sistema prototipo para fabricar la espuma base aluminio. Aun cuando dicho sistema tiene sus limitaciones, en él se pueden realizar fusiones con materiales de bajo punto de fusión, agitar e inyectar el metal, realizar mediciones de temperatura y flujo de aire. El sistema muestra que el proceso de espumado puede ser factible en aleaciones base aluminio.
 - Los cambios de pendiente en las curvas de enfriamiento, así como en las primeras derivadas de estas curvas sugieren una secuencia de solidificación en donde se forma primero la fase α -Al, el eutéctico Al-Si y finalmente el eutéctico Al- Mg_2Si . Asimismo se observa que un incremento en el contenido de SiC provoca que desaparezca el pico asociado con el Al- Mg_2Si sugiriendo esto que impide su formación.
 - La presencia de partículas de SiC en la aleación Al-Si modifica la curva de enfriamiento, conforme aumenta el contenido de SiC existe un aumento en la temperatura de crecimiento eutéctico y una disminución del tiempo de solidificación.
 - Se concluye que en las condiciones analizadas la espuma no puede formarse en una aleación líquida sin presencia de partículas SiC y que partículas surfactantes deben introducirse para estabilizar la interfase gas - líquido. El método de inyección de aire es factible para la producción de las espumas de
-

aluminio y en la aleación Al - Si estudiada se obtiene bajo condiciones controladas, de temperatura (630 - 680 ° C), contenido de SiC (10 - 30 wt %) y con un flujo de aire adecuado (2 litros / min.).

- Se observan tres etapas en el proceso de formación de la espuma metálica en el dispositivo experimental implementado: 1) la formación de la burbuja en el inyector, (2) la coalescencia y (3) la formación de la espuma líquida. Un balance termodinámico se realizó para conocer el tamaño de la burbuja, y en éste se observa que el tamaño es menor al obtenido. Este efecto se explica como resultado de la coalescencia de burbujas al formase la espuma metálica.
- Se observan en la micrografías ópticas y de SEM la formación de la fase α - Al, Al - Si eutéctico, y Al - Mg₂Si eutéctico en la espuma. La formación de estos micro constituyentes se manifiestan en la curva de enfriamiento como cambios de pendientes. La fase dendrítica α - Al, empuja las partículas de SiC hacia el líquido remanente en donde se forma el micro constituyente eutéctico y el Al - Mg₂Si eventualmente.
- El estudio semicuantitativo de SEM en la espuma 10 % wt SiC a 680 ° C muestra que existe una reducción de Magnesio debido a la adición del SiC durante el proceso.

BIBLIOGRAFÍAS.

1. John Banhart, Journal JOM, Vol. 52, pp. 22-27, (2000).
2. Michael F. Ashby, Anthony Evans, Norman A. Fleck, L.J. Gibson, J.W. Huitchinson and H.N.G. Wadley, Metal Foam: A Design Guide, Ed. Butterworth Heinemann, (2000).
3. Carolin Korner and Robert F. Singer Advanced Engineering Materials, Vol. 2, pp. 159-165, (2000).
4. Davies G. J., Zhen Shu, Journal of Materials Sci, Vol. 18, pp. 1899-1911, (1983).
5. www.msm.cam.ac.uk/mmc/people/dave/dave.html.
6. Doucel:, ERG, Oakland, CA, (1998).
7. Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Sakaguchi, M.Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Mukai, K.Higashi, Materials Science and Engineering, A 272, pp. 455-458 (1999).
8. Zhen-Lun Song, Liqun Ma ,Zhao-Jin Wu and De Ping He., Journal of Material Science, Vol. 35, pp.15-20, (2000).
9. Iljonh Jin Kings, Lorne D. Kenny, Harry Sang, United States Patent, Patent Number 4,973,358, (1992).
10. Iljonh Jin Kings, Lorne D. Kenny, Harry Sang, United States Patent, Patent Number 4, pp. 973,358, (1990).
11. CYMAT Corp. (Canada), [http:// www.cymat.com](http://www.cymat.com), (1999).
12. O. Anderson, U. Waag, L.Schneider, G. Stephani, MIT Publishing, Bremen, pp. 183-188, (1999).
13. A. Evans, Harvard University and Massachussets of Technology, (1999).
14. S. Kishimoto, N. Shinya, Materials and Design, pp. 575-578, (2000).
15. Vlado Gergely and bill Clyne, Advanced Engineering Materials, Vol. 2, pp. 175-178, (2000).
16. Frank Baumgärtner, Isabel Duarte, and John Banhart, Advanced Engineering Materials, Vol. 2, pp. 168-174, (2000).
17. Elicie Maine and Michel F. Ashby Advanced Engineering Materials, Vol. 2, (2000).
18. John Banhart and Joachin Baumeister, Ultralight Metals Structures Conference Presentation. Fraunhofer-Institute for Applied Materials Research (IFAM), (1999).

-
19. Frank Baumgärtner, Isabel Duarte, and John Banhart, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 2, pp. 168-174, (2000).
 20. www.incoscp.com/battery_products.htm
 21. Smith F. William, *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de materiales*, 2º Edición, Mc Graw Hill, (1993).
 22. Brian Terry, Glyn Jones, *Metal Matrix Composites*, Elsevier Advanced Technology, (1987).
 23. Pai B. C. , R.M. Pillai and K.G. Satyanarayana *Engineering Materials*, Vol. 79-80 pp. 117-128, (1993).
 24. J. Hashim, L. Looney, M.S.J. Hashmi, *Journal de Materials Processing Technology*, Vol. 119, pp. 329 – 335, (2001).
 25. J. Hashim, L. Looney, M.S.J. Hashmi, *Journal de Materials Processing Technology*, Vol. 92-93, pp. 1- 7, (1999).
 26. Alejandro Manzano Ramírez, *Tratamiento del Aluminio Líquido*, Sociedad Mexicana de Fundidores, (1997).
 27. J. Hashim, L. Looney, M.S.J. Hashmi, *Journal de Materials Processing Technology*, Vol. 119, pp. 324 – 328, (2001).
 28. Pradeep Roatgi, *Solidification of Metal Matrix Composite*, TMS, (1999).
 29. Heriberto Torres García, *Tesis de Maestría*, UNAM (1999).
 30. Doru M. Stefanescu, Avijit Moitra. A Sedat Kacar, Brij K. Dhindaw. *Metallurgical Transaction A*, Vol.21 A, pp.231-239, (1990)
 31. Axel Kolsgaard, Lars Arnberg, Stig Brusethautg, *Materials Science and Engineering A173*, pp. 243-250, (1993).
 32. I.Jin, D. J. Lloyd, Kingston Research and Development Centre, Ontario, Canada, *Conference Proceedings “fabrication of particulars reinforced metal composites*, Ed. J. Masounave and F.G. Hamel, pp. 41-46 .
 33. Stefanescu D.M. *Engineering Materials*, Vol. 79-80, pp. 75-90, (1993).
 34. Kim K. J. and Roathgi K.P. *metallurgical and Materials Transaction A*, Vol 31A, pp. 1295-2000, (2000).
 35. Y. Wu, H. Liu, E.J. Lavernia, *Acta Metall Mater*, Vol 42, pp. 825-837, (1994).
 36. Roathgi K.P., Ray S., Asthana R. and Narendranath C. S., *Materials Science Engineering*, a162, pp. 163-174, (1993).
 37. Yarandi M. F., Roatgi K.P. and Ray S. *Engineering Materials*, Vol. 79-80, pp. 91-104, (1993).
-

-
38. Jae – Chul Lee Jae- Pyoung Ahn, Zhongliang Shi, Jae-Hyeok Shim, Ho-In Lee, Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 32A, pp. 1541-1549, (1997).
 39. S. Gowri and F.H. Samuel, Metallurgical Transaction A, Vol. 23A, pp. 3369-3376, (1992).
 40. Perry's, Chemical Engineers' Handbook, Mc Graw Hill (2000).
 41. Ross, Sidney and Cabbage, Foam and Emulsion, (1998).
 42. www.seas.ucla.edu/stenstro/newbubble.pdf
 43. H. A. Stone, Ultralight Metal Structures, Conference Presentation, Harvard University, (1996).
 44. Denis Weaire and Stefan Hutzler, The Physic of Foams, Clerendo Press Oxford, (1999).
 45. S.M. Oak, B.J. Kim, W T. Kim, M S. Chun, and Y.H. Moon, Journal of Material Processing Technology, Vol. 130-131, pp. 304-309, (2002).
 46. M. Rodríguez Reyes, M.I. Pech Canul, E.E. Parras Medécigo, Memorias “ V Reunión de Materiales Compuestos”, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, pp. 1-16, (2001).
 47. M. R. Chávez C., A. García Hinojosa, S. García y C. González R., Memorias “ V Reunión de Materiales Compuestos”, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, pp. 40-49, (2001).
 48. Luis Daniel de la Rosa Canales, Tesis de Licenciatura, UNAM (2001).
 49. S. J. Cox, G. Bradley and D.Weaire, The European Physical Journal Applied Physics, 14, pp.87-96, (2001).
 50. V. Laurent, D. Chatain and N. Eustathopoulos, Journal of Materials Science, 32 pp. 244 -250, (1987).
 51. Y.Q Sun and T. Gao, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, pp. 3285-3291, (2002).
 52. E. Simone and L.J. Gibson, Acta Mater, Vol 46, No 9, pp. 3109-3123, (1998).
 53. A. Juárez Hernandez y L. D. De la Rosa Canales, Memorias “V Reunión de Materiales Compuestos”, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, pp. 200-209, (2001).
 54. L. D. De la Rosa Canales, A. Juárez Hernandez, J. A. Juárez Islas, Materials Meeting, Materials Research Institute of The Nacional Autonomous University of Mexico, pp. 87, 2003.

ANEXO. GLOSARIO DE TÉRMINOS.

T_L = Temperatura de Liquidus

T_E = Temperatura Eutéctica

\dot{T} = La Velocidad de Enfriamiento

ΔT_u = Sobreenfriamiento Líquido

ΔT_E = Sobreenfriamiento Eutéctico

t_s = Tiempo Total de Solidificación

W = Peso

δ_c = Densidad de la Espuma

δ_s = Densidad del Sólido

δ_r = Densidad Relativa

T_{CH} = Tamaño Celular Horizontal

T_{CV} = Tamaño Celular Vertical

T_B = Tamaño de Borde

R = Radio de la Burbuja

P = Presión Interna

P = presión Externa

σ = Tensión Superficial

n = Número de Moles de Gas

T = Temperatura

V = Volumen

A = Área

R_{gas} = Constante Universal de los Gases

Γ = Exceso de Superficie

C = Concentración del soluto

P_{burbuja} = Presión dentro de la Burbuja.

γ = Tensión Superficial de la Burbuja

ρ_{Al} = Densidad del Aluminio

g = Gravedad

H = Altura desde el Centro de la Burbuja hasta la Capa final del Aluminio.

P_0 = Presión por Arriba de la Capa del Aluminio.

U = Velocidad de Ascenso de la Burbuja.

μ_{Al} = Viscosidad del Aluminio

Estudio de las Variables de Proceso en la Formación de Espuma de Aluminio en una Aleación Al-6Si-3Mg.

J. M. de la Rosa-Canales¹, L. D. de la Rosa-Canales², A. Juárez-Hernández³,
A. Huerta-Cerdán¹ y C. González-Rivera¹.

1. Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Circuito Institutos, C.P. 04510, México D.F. email: jmdlrc51@hotmail.com

2. Instituto de Investigación en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Circuito Institutos, C.P. 04510, México D.F.

3. CIATEQ A. C., Calzada del Retablo 150, Col. Fovisste, C. P. 76150, Querétaro.

RESUMEN. El objetivo de este trabajo fue entender las condiciones de proceso bajo las cuales la aleación Al-6Si-3Mg formaba una espuma estable por el método de inyección de gas. Para llevar a cabo este estudio se propuso un diseño experimental de 3X3 que nos permitiera conocer las condiciones de proceso de formación de la espuma por lo que se prepararon 3 aleaciones Al-6Si-3Mg con 10, 30 y 50% en peso de carburo de silicio (SiC). Estas aleaciones fueron espumadas a 3 diferentes temperaturas bajo condiciones de flujo y presión de aire constantes (1.5 lt/min. y 4.1 atm.). Las muestras fueron analizadas en un corte transversal donde se observaron dos condiciones experimentales Al-6Si-3Mg (10% de SiC y $\Delta T = 9^\circ\text{C}$) y (30% de SiC y $\Delta T = 6^\circ\text{C}$), bajo las cuales se formó una espuma más estable, mientras que en el resto de los experimentos hubo un rompimiento de burbuja, finalmente se concluye que la formación de espuma es favorecida a concentraciones menores a 30% de SiC y temperaturas superiores a la de liquidus.

Palabras clave: Espumas de aluminio, solidificación, aleaciones Al-Si.

INTRODUCCIÓN.

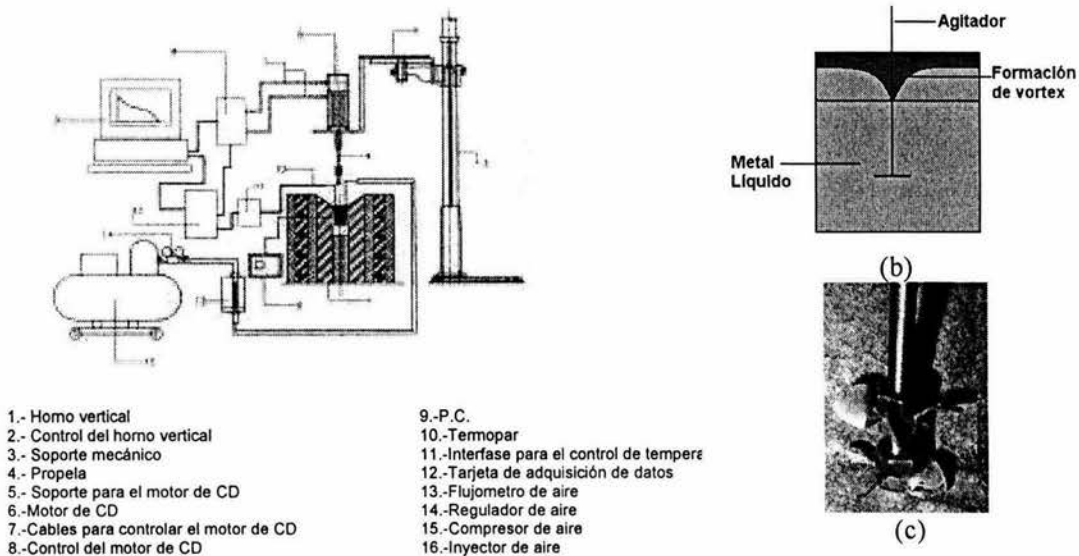
La fabricación de aleaciones de aluminio incluye diferentes tipos de técnicas como son: fundición, solidificación unidireccional, extrusión, forja y más recientemente el espumado. Las metálicas son una clase de materiales que se caracterizan por tener una densidad baja en combinación con sus notables propiedades tales como absorción de energía Maiti¹⁴, Miyoshi¹⁵, Olurin¹⁶, permeabilidad a diferentes fluidos Banhart³, propiedades acústicas Liu¹⁰, por lo que su uso se ha incrementado como un nuevo material de ingeniería, Baumeister⁵. Sus aplicaciones incluyen materiales resistentes al impacto, filtros de fluidos, intercambiadores de calor, electrodos porosos. Existen diferentes métodos para la producción de las espumas de aluminio reportados en la literatura Banhart³, Asbhy¹ y Korner⁹. Dependiendo del método de producción será el tipo de espuma que se forme. Esto proporciona las características de densidad, tamaño de célula, topología de célula, así como el tipo de micro estructura, Ma¹².

Las espumas metálicas son materiales formados por células, cuyo esqueleto es el material sólido lleno de burbujas llenas de aire y gas, que puede ser 5 veces más fuerte que la madera y tener hasta un décimo de su peso, Davies⁶ y Banhart⁴. En la fabricación de espumas de aleación base aluminio y en el caso particular del proceso de inyección de gas, intervienen diferentes variables en el tiempo de proceso como son el tiempo de mezclado, la temperatura del metal líquido, la velocidad de rotación de la propela, la viscosidad del metal, el flujo de gas inyectado, el tipo de aleación, el porcentaje y tamaño de las partículas cerámicas McMurry¹⁴.

DESARROLLO EXPERIMENTAL.

Preparación de la aleación.

Se preparan 3 aleaciones Al-6Si-3Mg 10, 30 y 50% en peso de SiC con aluminio de 99.8% de pureza y lingotes de Al-12Si. La fusión se llevó a cabo en un horno vertical de resistencias eléctricas dentro de un crisol de carburo de silicio. Este horno contiene un controlador y sensor de temperatura que permitió controlar la velocidad de calentamiento y mantenerlo a una temperatura constante deseada (Fig.1). La aleación se preparó a 750°C durante 30 min. Para asegurar la homogenización de la aleación, posteriormente se incorporaron partículas de SiC de un tamaño aproximado de 25 μ m, las cuales fueron mezcladas a una velocidad de 1200 rpm con la ayuda de un sistema de propelas encontradas para tener un vortex mas eficiente, (Fig. 2), en la cual se observó que en la medida en que el SiC se incorporó a la aleación, el metal aumentó su viscosidad paulatinamente, hasta un valor constante, esto se observó indirectamente debido a la corriente que demandaba el motor y a la apariencia física que presentaba, la distribución y la incorporación de las partículas de SiC fueron evaluadas con la ayuda de un microscopio óptico, de esta manera se determinó el tiempo óptimo de mezclado, el cual fue aproximadamente de 20 minutos.



Proceso de espumado.

Una vez que se había preparado la aleación, se procedió a inyectar el aire por medio de una lanza. Para esta etapa se utilizó un sistema de medición de presión y de flujo, este sistema sirve para tener una referencia acerca de la cantidad de aire (1.5 lt/min.) así como la presión (60 PSI) a la que es inyectado. Después de haber agitado la aleación, se inyectó el aire para dar inicio a la formación de la espuma, ya que como se ha reportado en la literatura, el proceso de fabricación de espumas las fuerzas principales que actúan son, la gravedad, la viscosidad y efectos capilares, de ahí que es necesario controlar la cantidad de gas inyectado, la temperatura y porcentaje de cerámico Goldfarb⁷ y Bhakata². Las únicas condiciones que variaron en la experimentación para producir espumas fueron el porcentaje de cerámico y la temperatura a la que el gas es inyectado.

RESULTADOS.

Curvas de enfriamiento.

Con el fin de determinar las condiciones de temperatura bajo las cuales se tenía una mejor estabilidad de la burbuja, se procedió a trazar la curva de enfriamiento de cada una de las aleaciones. En la Fig. 2, se puede ver la curva de enfriamiento de la aleación con un 10, 30 y 50% de partículas cerámicas respectivamente; de este resultado se puede observar un ligero descenso en la temperatura de liquidus, T_L de 604, 602 y 595 °C, respectivamente; observaciones reportadas en sistemas Al-Si, González⁸. Tomando como base las curvas de enfriamiento y utilizando como referencia la T_L , se llevó a cabo el diseño experimental como se indica en la tabla 1 y se determinó la temperatura del metal T_M , a la cual se debía inyectar el gas para poder producir las espumas $\Delta T = T_M - T_L$.

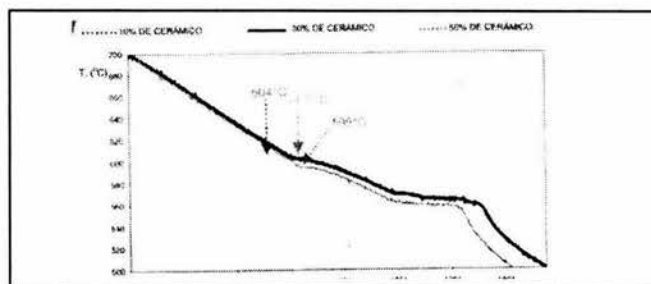


Fig 2. Curvas de enfriamiento para las aleaciones Al-6Si-3Mg 10,30 y 50 % SiC.

Tabla 1. Diseño Experimental.

Experimento	Temperatura del Metal (°C)	$\Delta T = T_M - T_L$ (°C)	Porcentaje de Cerámico (SiC)	Resultado de Espumado
ES1	615	9	10	SI
ES2	600	-6	10	NO
ES3	585	-21	10	NO
ES4	610	6	30	SI
ES5	595	-9	30	NO
ES6	580	-24	30	NO
ES7	605	3	50	NO
ES8	590	-12	50	NO
ES9	575	-27	50	NO

Obtención de espumas de aluminio.

El objetivo principal de agregar las partículas del SiC fue obtener burbujas más estables que evitaran el colapso de éstas, junto con una viscosidad adecuada del metal en estado líquido, la cual es una función directa de la temperatura. Sin embargo, a porcentajes de SiC de 50% esta estabilidad disminuyó debido a que existió un colapso a las 3 diferentes temperaturas propuestas, observar la Fig. 3c.

Una vez que el metal era preparado para ser espumado en el crisol se inyectó aire hasta que las burbujas alcanzaban cierta estabilidad, hecho esto, el crisol era retirado de la mufla para ser enfriado a temperatura ambiente y así poder hacer un análisis macroestructural de la formación de la espuma. En la Fig. 3 se comparan las macroestructuras de las espumas formadas bajo dos diferentes condiciones experimentales que permitieron formar una espuma mas estable, ES1 (10% de SiC y $\Delta T= 9^{\circ}\text{C}$) y ES4 (30% de SiC y $\Delta T= 6^{\circ}\text{C}$), donde podemos observar un mayor colapso y un menor espesor de pared de burbujas de ES1 con respecto a ES4.

Basado en estas observaciones el siguiente paso fue extraer el volumen de espuma ya formada con una velocidad tal que nos permitiera tener un volumen mayor de espuma con el fin de empezar a probar de una manera preliminar el proceso de colada continua; para llevar a cabo estos experimentos se trabajó bajo las condiciones experimentales ES1, el diseño se observa en la Fig. 3d en la que se puede ver que la espuma no solidificó junto con el bloque de sólido, mostrando una macroestructura más regular y una altura mayor de espumado.

DISCUSIÓN.

Las aleaciones mostradas en este estudio mostraron un incremento en la viscosidad en la medida que se disminuyo la temperatura y se incremento el porcentaje de SiC, por lo que se propuso trabajar en la región pastosa $\Delta T < 0$ (líquido + αAl), los resultados no fueron exitosos ya que se observó un rompimiento de éstas. De esta manera se determinaron las condiciones de proceso bajo las cuales es posible formar una espuma estable para la aleación Al-6Si-3Mg, Fig. 4.

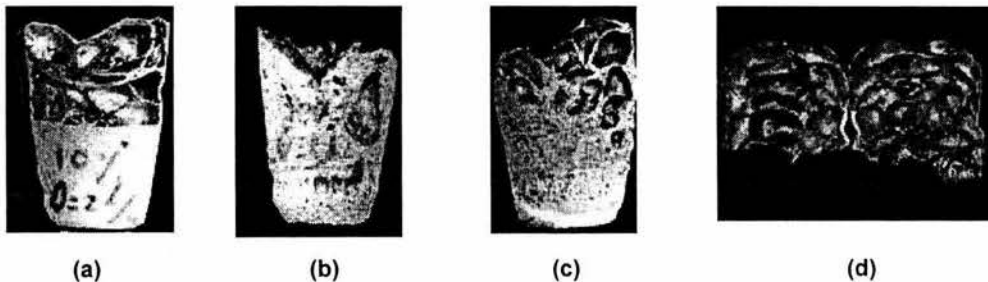


Fig. 3. Resultados de inyección (a)Espuma ES1, (b)Espuma ES4, (c)Metal Poroso ES7, Espuma extraída del crisol

Obtención de Espumas de aluminio

Las muestras presentan en la parte inferior aluminio en estado sólido, indicando que esta porción de la muestra colapso completamente en una región de aproximadamente 3 cm. de altura, esto es debido a que la parte inferior soporta un mayor peso de la aleación, favoreciendo la ruptura de la burbuja y el peso del metal líquido. La parte superior de las muestras presenta la formación de espuma metálica, observándose una región intermedia donde ya hay indicios de colapsamiento, mientras que en la parte mas alta la estabilidad de las burbujas se mantuvo, es de notar que la estabilidad de la burbujas en la parte superior es una función del tiempo de solidificación, a mayores tiempos habrá un mayor colapsamiento y por el contrario, a menores tiempos tendremos un mayor volumen de espuma formada.

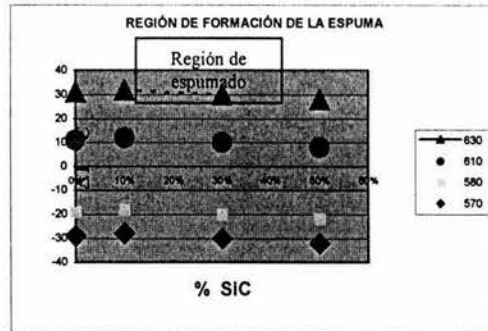


Fig 4. Diagrama de proceso ΔT vs % SiC para la aleación Al-6Si3%Mg.

Colapsamiento de burbujas.

El colapsamiento de burbujas para la aleación Al-6Si-3Mg se debió a dos factores principales (a) altas concentraciones de SiC (50%) lo cual significa que a esta concentración no permitió que la pared de la burbuja se adelgazara lo suficiente provocando dicho rompimiento y (b) a $\Delta T < 0$ en la región pastosa muestra que al precipitar α -Al había un rompimiento de burbuja a ciertos espesores de pared causando su colapsamiento.

Análisis microestructural de las espumas de aluminio.

Las microestructuras de las espumas obtenidas por un método de inyección de aire son en su mayor parte una función del comportamiento de la espuma líquida de aluminio anterior a la solidificación. Se analizó la espuma extraída del crisol, en la cual se observa un crecimiento dendrítico α -Al equiaxial, en la matriz eutéctica Al-Si y el eutéctico Al-Mg₂Si, se observa que el SiC tiende a distribuirse en las paredes celulares de la espuma, lo cual permite la estabilidad para el drenado de la burbuja y así generarse la espuma de aluminio, Fig. 5.

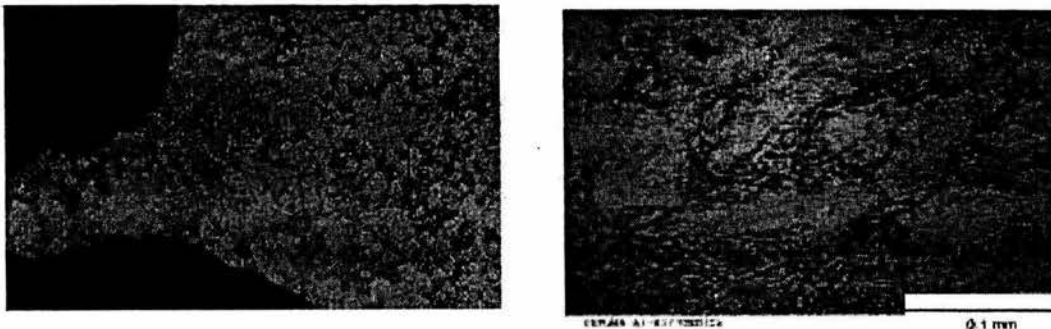


Fig 5. Microestructuras de la espuma, borde celular (a), eutéctico Al-Si con introducción de SiC.

CONCLUSIONES.

1. La fabricación de las espumas de aluminio requiere un buen control de las diferentes variables que afectan la coalescencia de las burbujas formadas.
2. Del arreglo experimental propuesto, podemos concluir que las condiciones más favorables para tener una estabilidad de las burbujas son temperaturas cercanas y superiores a la temperatura líquida de la aleación y concentración de cerámico entre 10 y 30%.
3. Temperaturas por debajo de la temperatura líquida y porcentaje de cerámico del 50% a pesar de aumentar la viscosidad de la aleación, disminuyen las condiciones de estabilidad de las burbujas.
4. El método aquí empleado para producir burbujas por el método de inyección de aire muestra que es factible su producción, pero que se requiere un sistema más sofisticado para hacerlo de manera continua.

REFERENCIAS

1. Ashby M.F, Evans A, Fleck N., Gibson L.J., Huitchinson J.W. and Wadley H.N.G., 2000 in " Metal Foam: A Design Guide ", Ed. Butterworth Heinemann
2. Bhakata A. and Ruckenstein E., Langmuir 11 (1995)1486
3. Banhart J., 2000 b, Manufacturing Routes for Metallic Foams, Journal of Materials, Vol 52, No.12pp22-27
4. Banhart J., 1999, Foam Metal: Europhysics News, 30 17
5. Baumeister J., Banhart J. and Weber M., 1997, Aluminium Foams for Transport Industry, Materials and Design, Vol. 18, No.4-6 pp 217-220
6. Davies G.J yZhen S., J Mater. Sci. 18 (1983) 1899
7. Goldfarb I., Kahn K.B.and Schreiber I., Izv Akad NaukSSSR2(1987)103
8. González-Rivera G., Campillo B. Castro M. Herrera M. Juárez-Islas J., 2000, On the Local Microstructural Characteristics Observed in Sand Al-Si Alloys, Materials Science and Engineering A, 279A, Vol 1-2, pp. 149-159
9. Korner C. and Singer R. F., 2000, Processing of Metal Foams Challenges and Oportunities, Advanced Engineering Materials, Vol. 2, pp. 159-165
10. Liu C.S., Zhu Z.G. and Han F.S., 1998, Internal Friction of Foamed Aluminium in the Range of Acoustic Frequencies, Journal of Materials Science, Vol. 33 pp 1769-1775
11. L.D. De la Rosa Canales, A. Juárez –Hernandez, J. A. Juárez. Aluminium Foams by a Method of Air Injection, Materials Meeting 2003, Abstracts Materials Research Institute of The National Autonomus University of Mexico.
12. Ma L, Song Z. and He D., 1999, Cellular Strcuture Controllable Aluminium Foams Produced by High Pressure Infiltration Process, Scripta Materialia, Vol. 41, No./pp 785-789
13. Maiti S.K., Gibson L.J. and Ashby M.F., 1984, Deformation and Energy Absortion Diagrams for Cellular Solids, Acta Metall 32 pp 1963-1975
14. McMurry S., "Foams Physics" in Trinity College Dublin(1998). Britain
15. Miyoshi T., Itho M., Mukai T., Kanahashi H., 1999, Enhacement of Energy Absorption in Closed Cell Aluminium by the Modification of Cellular
16. Olurin O.B., Fleck N.A. and Ashby, 2000, Deformation and Fracture of Aluminium.Foams, Materials Science and Engineering, A291 pp 136-146

AGRADECIMIENTOS.

Se agradece a CONACYT México por el apoyo financiero aportado para este estudio No. J35281-U.

Study of Process Parameters on Aluminium Foam Formation in the Al-6Si-3Mg Alloy

A. Juárez-Hernández^b, L.D. De La Rosa-Canales^a, C. González-Rivera^c, O. Barceinas-Sánchez^b

^aInstituto de Investigaciones en Materiales, UNAM, Circuito Exterior S/N, Cd. Universitaria, CP 04510, México D.F., México

^bÁrea de Investigación, CIATEQ A.C., Calz. del Retablo 150 Col. Fovissste, Querétaro, CP 76150. e-mail:ajuarez@ciateq.mx

^cDepartamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, UNAM, Circuito Exterior S/N, Edif. "D", Cd. Universitaria, CP 04510, México D.F., México

Abstract: The aim of this research was to study the process parameters that promote the formation of a foam by injecting air into Al-6Si-3Mg molten alloys added with silicon carbide particles (SiC). An experimental design was proposed, in which contents of the SiC particles were 0, 10, 30 and 50 wt%, and foaming temperature T_F had four different values. The flow and pressure of the air blow were constant (2.0 lt/min and 4.1 atm, respectively). Foaming parameters were obtained under two different experimental conditions (10 wt% SiC at $\Delta T > 12$ °C, and 30 wt% SiC at $\Delta T > 10$ °C), were analyzed. The foams obtained under these conditions were the more stable, while the rest of the experiments bubble coalescence occurred. Finally, it was concluded that the foam formation is favoured with SiC contents lower than 30 wt% SiC and temperatures slightly above the liquidus line.

Keywords: Aluminium foam, solidification, Al-Si alloys

1. Introduction

The aluminium foams can be produced by several processes as gas injection (bubbling) and stirring a foaming agent (i.e. TiH_2) in a molten metal, Ashby et al. [1]. These materials are characterized for having a low density in combination with good mechanical properties, such as energy absorption, Maiti S.K. et al. [2], Miyoshi T. et al. [3], Olurin O.B. et al. [4], permeability to fluids, Banhart J. [5], and acoustic insulation, Liu C.S. et al. [6], hence their use has increased as a new engineering material, Baumeister J. et al. [7], Fuganti A. et al. [8]. Their applications include impact resistant shields, filters, heat exchangers and porous electrodes.

Nowadays there are several methods of aluminium foams production reported in the literature, Banhart J. [9], and Korner C. and Singer R. F. [10]. The production method defines the type of foam obtained, its density, cell size and morphology, and microstructure, Ma L. et al. [11].

The metallic foams are materials formed by cells, in which their skeleton is the solid metal filled with bubbles of air or gas, and can be up to five times stronger than the wood, and have a weight of a

tenth of their respective solid, Davies G.J. and Zhen S. [12] and Banhart J., [13].

The production of aluminium based alloys foams by gas injection involves different process variables like mixing time, chemical composition, temperature and viscosity of the molten metal, speed of the stirrer, flow of the gas, concentration and particle size of the ceramic, McMurry S. [14].

2. Experimental Procedure

Alloy preparation

The Al-6Si-3Mg alloy was prepared by melting Al 99.8 wt%, Al – 12 wt%Si, and Mg 98.0 wt% ingots in a silicon carbide crucible in an open electric furnace. Mixtures of this alloy with 10, 30 and 50 %wt SiC powder were prepared. The SiC was previously meshed separating the -25 μm particles. The mixtures were prepared by keeping the alloy at 750 °C for 30 minutes, then adding the SiC, stirring at 1200 rpm with a double propeller, assembled in opposite direction (Fig.1) to achieve an efficient incorporation of the carbide particles. During this stage the molten alloy showed an increase in its viscosity, which could be physically observed by the increase in the electric current consumed by the motor that drove the propeller. Unfortunately, the

viscosity was not measured. The optimum mixing time was determined as 20 min.

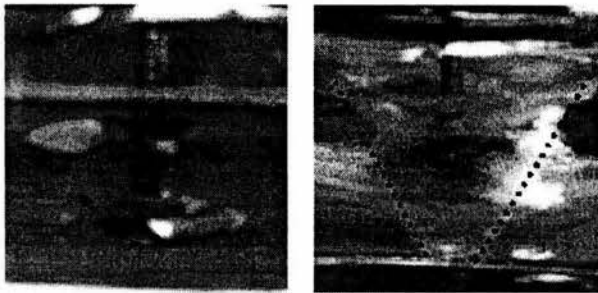


Figure 1. (a) Opposite facing propellers, (b) vortex formed.

Foaming Process

Once the SiC particles distributed homogeneously in the alloy and the temperature stabilized, an air blow was injected into the liquid mixture by means of a tube of 0.5 mm of internal diameter for 10 minutes. The pressure was 4.1 atm and the flow 2.0 lt/min; these conditions allowed the formation of foam. The main forces during foam formation are gravity, viscosity and capillarity, so it has been suggested that the SiC content and the temperature of the mixture are the main parameters to be studied, Goldfarb I. et al. [15].

3. Results

Cooling Curves

Cooling curves were acquired under different processing conditions to determine the transition temperatures of the three mixtures. These transition points were used served to determine the temperature that promotes the more stable foam and retarded that cell coalescence. Figure 2 shows the cooling curves for the Al-6Si-3Mg added with 0, 10, 30 and 50 %wt SiC. It can be seen that the liquidus T_L and eutectic T_{Eu} temperatures increase as the SiC content increases, $T_L = 599, 598, 600$ and 602 °C; and $T_{Eu} = 557.1, 564, 564.2$ and 567.9 respectively, which agrees with Gonzalez C. et al. [16] who studied the Al-Si system. In order to study the effect of viscosity experiments

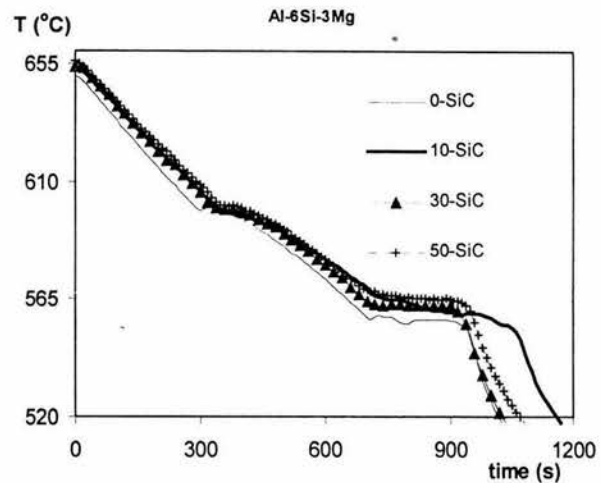


Figure 2. Cooling curves for Al-6Si-3Mg for 0, 10, 30 and 50 wt% SiC alloys.

were carried in different semisolid regions and with different percentage of SiC. Taking the liquidus temperature as a reference the experiments were carried out, fixing the foaming temperature T_F at $T_1 = 630$ °C, $T_2 = 610$ °C, $T_3 = 580$ °C and $T_4 = 570$ °C at which the gas was injected $\Delta T = T_F - T_L$ with $Q = 2$ lt/min

Aluminium Foam Production

Once the alloys solidified and cooled to room temperature their micro and macro structures were analyzed. SiC particles were added to stabilized the bubbles (cells upon cooling), retard or avoid coalescence, and increase the aluminium viscosity, which depends on the temperature. However, with 50 %wt SiC the bubbles were not stable and collapsed; this occurred at the three temperatures used. Figure 3 shows a comparison of the foams macrostructure produced under different conditions: 10 wt% SiC and $\Delta T > 12$ °C; and 30 wt% SiC and $\Delta T > 10$ °C. The former condition promoted more bubble stability.

The next step consisted in removing the formed foam in order to achieve a faster cooling rate and allow a bigger foam volume, which in turn helped to establish a continuous production of foam. These experiments were done with 10 wt% SiC and $\Delta T = 12$ °C. Figure 3c shows a bigger foam volume with no bubble coalescence, which is attributed to the

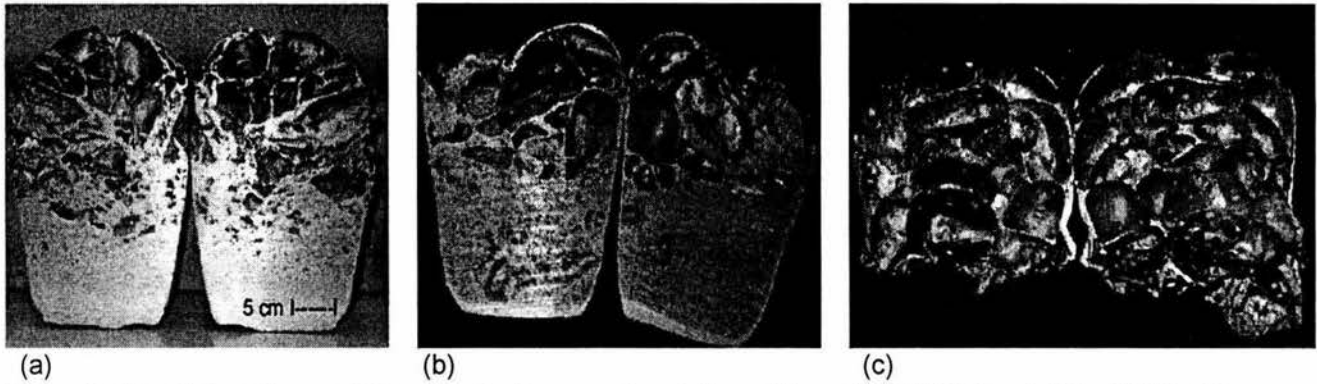


Figure 3. Aluminium foams obtained under the experimental conditions (a) 10%SiC and $\Delta T = 12^\circ\text{C}$, (b) 30%SiC and $\Delta T = 10^\circ\text{C}$, and (c) 10%SiC and $\Delta T = 12^\circ\text{C}$ foam extracted from the crucible.

fact that this batch did not solidify in the crucible; also the cell size is more regular.

4. Discussion

The Al-6Si-3Mg 10, 30 and 50 wt% SiC mixtures showed that the viscosity increased as the SiC content increased and T_F decreased. Therefore, it was proposed to work in the solid-liquid region $\Delta T < 0$ (liquid + $\alpha\text{-Al}$). Under these conditions the bubble formation breaks apart. However, the process parameters which promote bubble stabilization and less collapsing were determined, Fig. 4.

Aluminium Foam Formation

From Fig. 3, it can be observed that the region below the cells there is solid aluminium and large voids, which are evidence of bubble collapse; this region is located about 3 cm from the bottom. The bubble collapse can be attributed to the weight of the upper bubbles and the higher temperature (closer to the molten aluminium).

The upper part of the samples show the foam formation, also revealing an intermediate region where some evidence bubble collapse can be observed, whilst in the upper part the bubbles remained stable. It is important to note that the stability of the bubbles depends on the solidification time; at longer times the bubbles tend to collapse. On the other hand, shorter times proved to be more suitable to obtain larger volumes of foam.

Bubble Collapse

The bubble collapse for the Al-6Si-3Mg alloy was attributed two main factors: (a) high content of SiC (50 wt%), which hinders enough thinning of the bubble wall resulting in bubble breaking, and (b) the precipitation of $\alpha\text{-Al}$ having a $\Delta T < 0$ within the solid-liquid region produces bubble collapse due to wall breaking.

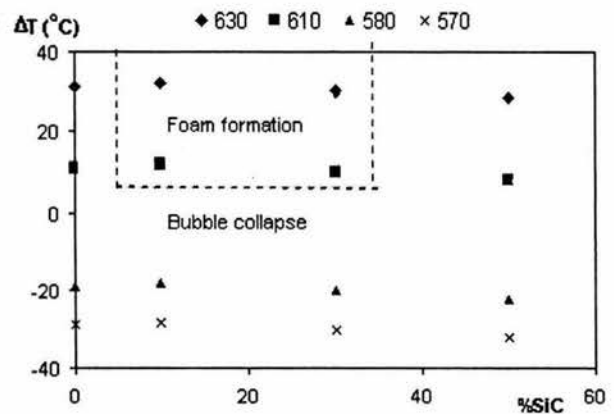


Figure 4. Process parameters diagram ΔT vs wt% SiC for Al-6Si-3Mg alloy foam formation.

5. Conclusions

1. The production of aluminium foams requires a good control of the parameters which affect the stability of the formed bubbles.
2. The most favourable conditions to achieve stability of the bubbles were: temperature close or above the liquidus temperature of the alloy, and SiC content between 10 and 30 wt%.
3. Despite that a temperatura below the liquidus and a SiC content of 50 wt% increase the viscosity of the alloy, decrease the stability of the bubbles.
4. The production of aluminium foams by air injection, achieved in this research, is an evidence that this method is technically feasible, however, a more sophisticated system is required to make a production in a continuous way.

Acknowledgements

The financial support given by CONACYT, México, to undertake this research is greatly acknowledge [Grant N° J35281-U].

REFERENCES

- 1 Ashby M.F, Evans A, Fleck N., Gibson L.J., Huitchinson J.W. and Wadley H.N.G., 2000 in "Metal Foam: A Design Guide ", Ed. Butterworth Heinemann
- 2 Maiti S.K., Gibson L.J. and Ashby M.F., 1984, Deformation and Energy Absortion Diagrams for Cellular Solids, *Acta Metall* 32 pp 1963-1975
- 3 Miyoshi T., Itho M., Mukai T., Kanahashi H., 1999, Enhacement of Energy Absorption in Closed Cell Aluminium by the Modification of Cellular Structures, *Scripta Materialia* Vol. 41, No.10, pp 1055-1060
- 4 Olurin O.B., Fleck N.A. and Ashby, 2000, Deformation and Fracture of Aluminium Foams, *Materials Science and Engineering*, A291 pp 136-146
- 5 Banhart J., 2000 a, Properties and Applications of Cast Aluminium Sponges, *Advance Engineering Materials*, Vol 2, No.4 pp 188-191
- 6 Liu C.S., Zhu Z.G. and Han F.S., 1998, Internal Friction of Foamed Aluminium in the Range of Acoustic Frequencies, *Journal of Materials Science*, Vol. 33 pp 1769-1775
- 7 Baumeister J., Banhart J. and Weber M., 1997, Aluminium Foams for Transport Industry, *Materials and Design*, Vol. 18, No.4-6 pp 217-220
- 8 Fungati A., Lorenzi L., Hanssen G.A. and Langseth M. *Advanced Engineering Materials*, Vol. 2, pp. 200-204
- 9 Banhart J., 2000 b, Manufacturing Routes for Metallic Foams, *Journal of Materials*, Vol 52, No.12 pp 22-27
- 10 Korner C. and Singer R. F., 2000, Processing of Metal Foams Challenges and Oportunities, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 2, pp. 159-165
- 11 Ma L., Song Z. and He D., 1999, Cellular Strcuture Controllable Aluminium Foams Produced by High Pressure Infiltration Process, *Scripta Materialia*, Vol. 41, No./ pp 785-789
- 12 Davies G.J y Zhen S., *J Mater. Sci.* 18 (1983) 1899
- 13 Banhart J., 1999, Foam Metal: *Europhysics News*, 30 17
- 14 McMurry S., "Foams Physics" in Trinity College Dublin (1998). Britain
- 15 Goldfarb I., Kahn K.B. and Schreiber I., *Izv Akand Nauk SSSR* 2 (1987) 103
- [16] González-Rivera G., Campillo B. Castro M. Herrera M. Juárez-Islas J., 2000, On the Local Microestructural Characteristics Observed in Sand Al-Si Alloys, *Materials Science and Engineering A*, 279A, Vol 1-2, pp. 149-159