

00574

2
28



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

ESTUDIO DEL FENOMENO DE ATRAPAMIENTO - RECHAZO
DE PARTICULAS DE SiC EN COMPOSITOS Al-Si-Sr Y
COMPOSITOS Al-Si-Mg POR SOLIDIFICACION DIRECCIONAL.

FALLA DE ORIGEN

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS
(METALURGIA)

P R E S E N T A
MARIA ELENA SANCHEZ VERGARA



MEXICO, D. F.

1995



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

FACULTAD DE QUIMICA

Universidad Nacional Autónoma de México

Estudio del Fenómeno de Atrapamiento - Rechazo
de Partículas de SiC en Compósitos Al-Si-Sr y
Compósitos Al-Si-Mg por Solidificación Direccional

TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS (METALURGIA)

Presenta:

María Elena Sánchez Vergara



Asesor del Tema:

M. en C. José Alejandro García Hinojosa



Tema desarrollado en el Laboratorio de Solidificación
del Departamento de Metalurgia de la Facultad de
Química de la UNAM

1995

INDICE

	Página
Agradecimientos	1
Resumen	4
Objetivo	5
Introducción	6
Antecedentes	7
1. Compósitos de Matriz Metálica	8
2. Procesos de Fundición de Com- pósitos de Matriz Metálica.	15
3. Desventajas y Parámetros a con- trolar en la fabricación de Com- pósitos de Matriz Metálica.	24
4. Solidificación Direccional en - Compósitos de Matriz Metálica.	45
Fundamentos teóricos	52
1. Humectabilidad en Compósitos de Matriz Metálica.	53
2. Solidificación en Compósitos de Matriz Metálica.	71
3. Aplicación de los Compósitos de matriz Metálica.	80
4. Caracterización de los Compó- sitos de Matriz Metálica.	84
Desarrollo Experimental	96
1. Material utilizado	97
2. Equipo Utilizado	97
3. Desarrollo Experimental	98

	Página
4. Modelo Matemático para Solidificación Direccional de Compósitos de Matriz Metálica.....	105
Análisis de Resultados y Discusión	108
1. Análisis de Microestructuras en los Compósitos.....	109
2. Incorporación de Partículas de SiC en la Matriz Metálica.....	126
3. Análisis de los Parámetros de Solidificación Direccional en los Compósitos.....	134
4. Discusión de Resultados	151
Conclusiones y Recomendaciones	153
Bibliografía	156
Anexos	162
1. Anexo 1	163
2. Anexo 2	165

Te puedes vender,
cualquier oferta es buena
si quieres poder.

Que fácil es,
abrir tanto la boca para opinar
y si te piensas echar atrás
tienes muchas huellas que borrar.

No es la primera vez que me encuentro tan cerca
de conocer la locura
y ahora por fin, ya sé que es no poder controlar
ni siquiera tus brazos
y sientes que están, completamente agotados
y no entiendes porqué.

Pierdo el tiempo pensando en lo esencial
que a veces dejo pasar
cuántos instantes he ignorado ya
capaces de haberme cambiado.

Y no hay oración
capaz de decidir por mí.

Héroes del Silencio

A MI SEÑOR DIOS.

Por todo, absolutamente todo lo que me ha dado.

A MI MADRE.

Porque una vez más, me acompañaste durante todo el camino
y todo lo que soy te lo debo a tí.

A MIS HERMANAS

Liliana y Monica; por estar en las buenas y en las malas.

A MIS TIOS

Rebeca, Oscar y Carlos, por todo el apoyo que me brindaron.

Agradezco sinceramente al M. en C. José Alejandro García Hinojosa, por todo su apoyo y dedicación durante este trabajo, así como por compartir sus conocimientos conmigo.

Agradezco a los Ingenieros: Sergio García Galán, Gerardo Aramburo y Adrian Amaro por el apoyo y ayuda para la realización del presente trabajo.

RESUMEN

En el presente trabajo se realizó el estudio comparativo de la respuesta a la incorporación y distribución de partículas de SiC en una matriz base Aluminio, cuando se adiciona Magnesio, como modificador de la Humectabilidad Matriz - Cerámico y diferentes cantidades de Estroncio, por un lado como modificador de la Humectabilidad Matriz - Cerámico y por otro lado, como modificador de la fase eutéctica Al-Si todo con la finalidad de lograr una buena incorporación y distribución del SiC en la matriz de Aluminio. Para tal objeto se fabricaron compósitos de matriz de aluminio-7% Si y 10% en volumen de SiC como refuerzo cerámico por el proceso de fundición llamado "Vórtice", y se solidificaron Direccionalmente, con el fin de evaluar este efecto modificador sobre la incorporación y distribución del SiC. A los compósitos obtenidos se les evaluó por Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido, con objeto de caracterizar el efecto sobre la microestructura y distribución de SiC en la matriz.

El Magnesio es un elemento que se ha reportado en la literatura, como un buen agente promotor de la Humectabilidad entre matrices de Aluminio y refuerzos de SiC; aunque ésto actualmente no se encuentra soportado bajo ninguna Teoría de Estado Sólido y sólo se fundamenta en trabajos hasta cierto punto empírico, se tomó como referencia para evaluar los resultados obtenidos con la adición de estroncio, que encuentra ubicado en el mismo grupo de la tabla Periódica y por lo mismo presenta características químicas similares, aunque como se mencionó anteriormente, esto no tiene que ver con Teorías de Estado Sólido que actualmente se han comenzado a desarrollar, sin llegar todavía a resultados completamente satisfactorios como es el caso de los trabajos desarrollados por Walter y Lambrecht (1), así como por Jena y Shillady (2).

A partir de la Solidificación Direccional, se determinaron los parámetros característicos de ella, como son: el Tiempo Local de solidificación, la Velocidad de Solidificación, el Gradiente Térmico y las Velocidades de las Interfases presentes, todo esto; con la finalidad de determinar las condiciones de Atrapamiento - Rechazo del SiC en la matriz metálica, al compararlos con modelos teóricos de Velocidad Crítica reportados en la literatura.

De los resultados obtenidos, se observa que la incorporación y distribución de las partículas de SiC en los compósitos es óptima, cuando se adiciona 0.05% en peso de Sr; la adición de magnesio en los compósitos fabricados, trae como resultado una conglomeración del SiC, una distribución heterogénea del mismo y la presencia de segundas fases en la matriz.

Por otro lado, durante la Solidificación Direccional, se observó que altas velocidades de solidificación, así como altos gradientes térmicos, traen como resultado tamaños pequeños del espaciamiento interdendrítico y de los espaciamientos laminares del eutéctico, originando esto mayores incorporaciones y mejores distribuciones del SiC que se comprueba con las microestructuras obtenidas. Al comparar estos resultados con los modelos teóricos, se observó una contradicción entre estos mismos y entre los resultados obtenidos experimentalmente, pero por lo demás se encontró que las microestructuras generales concuerdan con los resultados de los cálculos experimentales. En general se comprobó que la Solidificación Direccional en Compósitos de Matriz Metálica, es una herramienta útil para el estudio del Atrapamiento - Rechazo del Refuerzo Cerámico.

OBJETIVO

El objetivo del presente trabajo radica en determinar la respuesta a la incorporación y distribución de partículas de SiC (SiCp) en una matriz base aluminio cuando se adiciona estroncio: como modificador de la humectabilidad matriz-cerámico y como modificador del eutéctico Al-Si y magnesio: como modificador de la humectabilidad matriz-cerámico; todo lo anterior con la finalidad de obtener las mejores condiciones de incorporación y distribución de las partículas de SiC en la matriz cuando el material es solidificado Direccionalmente.

INTRODUCCIÓN

El presente trabajo fue dividido en siete capítulos. El capítulo I denominado Antecedentes, abarca la definición de compuesto, así como los procesos de Fundición y los parámetros a controlar durante el mismo, considerando entre otras cosas, la solidificación direccional en los compósitos. El capítulo II, denominado Fundamentos Teóricos, involucra, como su nombre lo indica, la información básica correspondiente a los principios que rigen entre otras cosas, la fabricación de compósitos, tales como la humectabilidad y la solidificación, así como por otro lado su caracterización y aplicabilidad. En general, en México, los estudios realizados hasta el momento, sobre compósitos de matriz metálica, no han sido todavía perfectamente fundamentados y desarrollados y en algunas áreas, los estudios de compósitos apenas han comenzado, es por esto que en el presente trabajo se cuenta con una gran cantidad de antecedentes bibliográficos, todo esto con la idea de recopilar una parte de esta información y que sirva de apoyo y referencia al presente y futuros trabajos desarrollados sobre el tema.

En el capítulo III denominado Desarrollo Experimental se describe completamente el desarrollo de la experimentación realizada, con el correspondiente material, equipo y procedimientos, con el fin de que entre otras cosas, los experimentos puedan ser reproducidos en otros trabajos que así lo requieran. El Análisis y Discusión de Resultados se efectuó en el capítulo IV, dividiéndose en: análisis de las microestructuras y de los parámetros de solidificación direccional, así como en la discusión de los mismos, con esto último, se generó el capítulo V de Conclusiones y Recomendaciones obtenidos para el presente estudio. La Bibliografía consultada se detalla en el capítulo VI y finalmente, en el capítulo VII siete denominado Anexos, se describen las variables y parámetros calculados y utilizados a lo largo del presente trabajo.

CAPITULO I

ANTECEDENTES

COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

MMC's

DEFINICION

CLASIFICACION Y APLICACIONES

TECNICAS DE FABRICACION

COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

Introducción

Los compósitos de Matriz Metálica (MMC's) son relativamente una nueva clase de materiales de Ingeniería, en el cual; un cerámico es incorporado en una matriz metálica, con el fin de modificar sus propiedades; las propiedades finales son definidas por las proporciones de los diferentes componentes. Existe una gran variedad de procedimientos para fabricar estos Compósitos de Matriz Metálica (MMC's), las técnicas de fundición, se han convertido en un método muy útil de preparación, ya que son de relativa facilidad y bajo costo (3).

En general, los Compósitos de Matriz Metálica (MMC's) son una clase de materiales con potencial para una amplia variedad de aplicaciones estructurales y técnicas. Estos Compósitos son capaces de proveer límites de operación a temperaturas más altas que los materiales convencionales y mejorar características tales como: módulo de rigidez, resistencia térmica, resistencia a la tracción y cedencia, resistencia al desgaste y estabilidad dimensional. A diferencia de los Compósitos de Matriz de resina, no son inflamables, no fugan en el vacío y sufren ataques mínimos por fluidos orgánicos como combustibles y solventes y tienen alta resistencia a la corrosión. El principio de incorporar una segunda fase de alto desempeño en el metal convencional, es con la finalidad de producir una combinación de propiedades que no se tienen en los componentes individuales (4). Estructuralmente, los Compósitos de Matriz Metálica (MMC's), consisten en dispersiones de fibras continuas o discontinuas, fibras cortas o partículas en una matriz aleada que solidifica.

En un Compósito de Matriz Metálica, la fase continua o matriz es una aleación monolítica, y el refuerzo puede constituir del 10 al 60% del volumen del Compósito. Los refuerzos de fibra continua o filamentos, incluyen grafito (Gr), carburo de silicio (SiC), boro (B), óxido de aluminio (Al_2O_3) y metales refractarios. Los refuerzos discontinuos consisten principalmente de carburo de silicio en forma de fibras cortas (W), o de partículas (p) de carburo de silicio, óxido de aluminio o boruro de titanio y fibras pequeñas de óxido de aluminio o grafito. La figura (1), muestra estructuras de compósitos de matriz metálica típicos, con refuerzos continuos y discontinuos.

Las características sobresalientes de los metales como matrices se manifiestan de muchas maneras: en particular, una matriz de metal, le da al Compósito una naturaleza metálica en términos de conductividad térmica y eléctrica, operaciones de manufactura e interacción del medio ambiente. La matriz domina las propiedades mecánicas como los módulos elásticos transversales y la fuerza de los Compósitos reforzados unidireccionalmente (4).

Compósitos de Matriz de Aluminio

La mayoría del trabajo comercial en Compósitos de Matriz Metálica, se ha enfocado en el aluminio como la matriz metálica. La combinación de peso ligero, resistencia al ambiente y propiedades mecánicas útiles, han hecho muy populares las aleaciones de aluminio, éstas propiedades también hacen al aluminio, idóneo para uso como matriz metálica (4). El punto de fusión del aluminio es suficientemente alto para satisfacer muchos requerimientos de aplicación y lo suficientemente bajo, para volver el proceso de fabricación del Compósito, razonablemente conveniente. También el Aluminio puede aceptar una variedad de agentes reforzantes, incluyendo fibras de boro, Al_2O_3 , SiC, grafito en forma de partículas, fibras pequeñas y continuas (5). Las microestructuras de varias MMC's con matriz de Aluminio son mostrados en la figura 1.

Tipos de MMC's base Aluminio con refuerzos continuos

Boro/Aluminio, es un MMC tecnológicamente maduro, de fibra continua (figura (1a)), las aplicaciones para este compuesto, incluyen tubos reforzados, en la estructura de fuselaje de los lanzadores de satélites y placas en microchips electrónicos y portadores de tableros. Los procesos de fabricación para compósitos B/Al, están basados en los métodos de difusión de enlaces por presión caliente o de rocío de plasma (6). Las propiedades de estos compósitos están dados en la tabla 1.

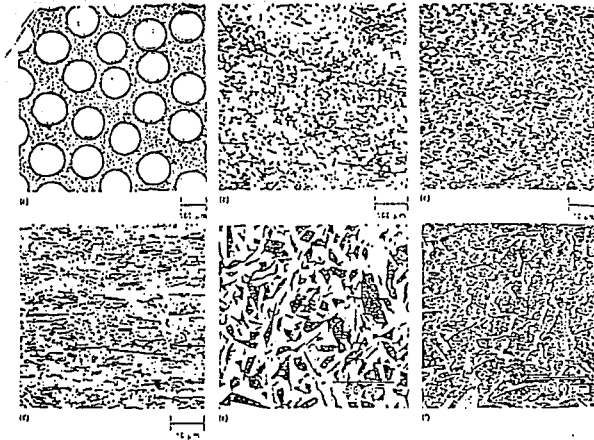


Figura 1. Cortes de Compósitos reforzados con fibra. (a) Compósito de Boro/Aluminio reforzado continuamente con fibras filamentosas de Boro de 142 μ m de diámetro cubiertas con B y C en una matriz de aleación de aluminio 6061. (b) Compósito de Grafite/Aluminio discontinuo: fibras de grafite de 10 μ m de diámetro en una matriz de aleación de aluminio 2014. (c) Matriz de Aleación de Aluminio 6061 reforzada con partículas de SiC. (d) MMC de aluminio reforzado con filamentos de SiC. (e) MMC de aluminio reforzado con Al_2O_3 . (f) MMC altamente reforzado con partículas de SiC en una matriz de aluminio.

Fibras continuas de SiC, ahora están disponibles comercialmente: éstas fibras son candidatas para reemplazar a las de Boro porque tienen propiedades similares y ofrecen una ventaja en el costo. Una de las fibras de SiC denominada SCS, puede ser manufacturada con cualquier superficie química, para mejorar sus enlaces con matrices de aluminio o titanio (7). La fibra SCS-2, diseñada para aluminio, tiene una capa rica en carbón de 1 mm. (0.04mm) de espesor, que se incrementa en contenido de silicio hacia la superficie exterior, el silicio de los MMCs de carburo/aluminio, exhibe una mayor resistencia, así como mayor rigidez, comparada con el aluminio sin refuerzo, esto se obtiene sin perjudicar el peso. Propiedades seleccionadas del SCS-2/Al son dadas en la tabla 1. En contraste con los de base de metal, el compuesto ya tiene su resistencia a la tensión (figura 2). Este material se aplica ampliamente en la industria aerospacial.

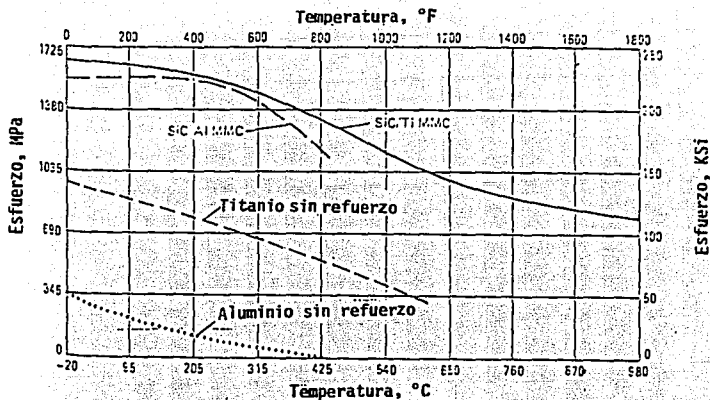


Figura 2. Efecto de la Temperatura sobre la resistencia a la tensión para dos MMC reforzados continuamente y para dos metales no reforzados.

El desarrollo de MMCs de grafito/aluminio (Gr/Al), fue inicialmente estudiado por la aparición comercial de fibras de carbono fuertes y rígidas en los 60's. como se muestra en la figura 3, las fibras de carbono ofrecen un amplio rango de propiedades, incluyendo un módulo elástico arriba de 966 Gpa (140 106 psi) y un coeficiente negativo de expansión térmica, abajo de $-1.62 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (2), sin embargo, el carbono y el aluminio en combinación, son materiales muy difíciles de procesar en un compuesto, ya que se originan reacciones interfaciales entre el carbono y el aluminio, baja humectabilidad del carbono por el aluminio líquido y oxidación del carbono, las cuales son barreras técnicas significantes para la producción de estos compósitos (8). Tres procesos están siendo utilizados para fabricar al MMC Gr/Al: la infiltración del metal líquido en las fibras (9), deposición de vapor en vacío de la matriz (10) y conformado por presión en caliente entre hojas de aluminio (8).

MMC's de aluminio y óxido/aluminio (AL₂O₃/AL), pueden ser fabricados por varios métodos, pero las técnicas de estado líquido o semi-sólido son usados comúnmente. Ciertas fibras de óxido de cerámica usadas como refuerzos, no son caras y proveen al compuesto con propiedades superiores, si se comparan con las aleaciones de aluminio sin refuerzos. Por ejemplo, el compuesto tiene una resistencia mejorada al uso y a la deformación por fatiga térmica, así como un reducido coeficiente de expansión térmica. MMCs de fibras continuas de Al₂O₃/Al, son fabricados arreglando el Al₂O₃ en la orientación deseada para ser una preforma, insertar la preforma en un molde e infiltrar la preforma con aluminio fundido, vía vaciado (11). La compatibilidad matriz-cerámica se adquiere por pequeñas adiciones de litio a la mezcla. Las propiedades a temperatura ambiente de un Al₂O₃/Al unidireccional, están dadas en la tabla 1.

Tipos de MMCs base Aluminio con refuerzos discontinuos

El carburo de silicio discontinuo en matrices base aluminio, es una designación que incluye materiales con partículas de SiC, nódulos, hojuelas o escamas, plaquetas o fibras pequeñas en una matriz de aluminio (ver figura 1). Varias compañías están actualmente involucradas en el desarrollo de la metalurgia de polvos de SiC/Al, usando partículas o filamentos como la fase de refuerzo (12). Existe una tecnología de vaciado para este tipo de MMC y los lingotes producidos por fundición pueden ser fabricados en cualquier forma: productos extruidos, lingotes u hojas roladas para procesos posteriores. Arsenault y Wu: (13), compararon la metalurgia de polvos y los compósitos de SiC/Al discontinuo, producidos por fundición, para determinar si existe una correlación entre la fuerza y el tipo de proceso. Encontraron que si el tamaño, la fracción de volumen, la distribución del refuerzo y la rigidez con la matriz son los mismos, entonces las propiedades de las piezas obtenidas por metalurgia de polvos y por fundición son las mismas.

Las fibras cortas en MMCs, reforzados discontinuamente, pueden ser orientados durante el proceso, para proveer propiedades direccionales. Mc Danels (14), evaluó los efectos del tipo de refuerzo, la aleación matriz, el contenido de refuerzos y la orientación en el comportamiento de tensión de los compósitos de SiC/Al hechos por técnicas de metalurgia de polvos. Concluyó que estos compósitos, ofrecen de un 50 a un 100% de incremento en el módulo elástico, comparado con aluminio sin refuerzo fig. 3. También encontró que esos materiales tienen una resistencia parecida a la del titanio pero con un tercio menos de densidad. La resistencia a la tensión y cedencia de los compósitos de SiC/Al están arriba del 50% de aquellos de matriz de aleación sin refuerzo. Propiedades seleccionadas de los MMCs de SiC/Al están dadas en la tabla 2. Estados de propiedades mecánicas a temperatura elevada de SiC/Al ya sea con 20% de filamentos o 25% de partículas reforzadas indican que el SiC/Al puede ser utilizado efectivamente para largas exposiciones a temperaturas de al menos de 200° C y para exposiciones cortas a 260° C (14).

Propiedad	B7061 Al	SCS-27061 Al	P109 Gr/1661 Al	TP1A1-211(a)
Contenido de fibra, Vol.	48	47	43.5	55
Módulo Longitudinal GPa (10 ⁶ psi).....	214 (31)	204 (29.6)	301 (43.6)	207 (30)
Módulo Transversal GPa (10 ⁶ psi).....	...	118 (17.1)	48 (7.0)	144 (20.9)
Esfuerzo longitudinal MPa (ksi).....	1520 (220)	1462 (212)	543 (79)	552 (80)
Esfuerzo transversal MPa (ksi).....	...	86 (12.5)	13 (2)	172 (25)

Tabla 1. Propiedades a temperatura ambiente de Compósitos de Matriz de Aluminio reforzados continuamente.

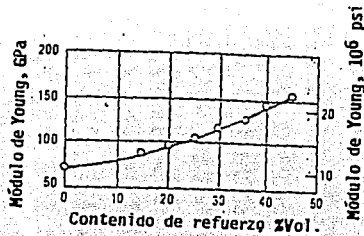


Figura 3. Efecto del contenido de refuerzo sobre el módulo de Young de un Compósito SiC/2124-T6Al.

Propiedad	SiC ₂ /Al-4Cu-1.5Mg(a)	SiC ₂ /Al-4Cu-1.5Mg(b)
Módulo Transversal	20	15
Esfuerzo Tensil Longitudinal	110 (16)	108 (15.7)
Esfuerzo Tensil Transversal	105 (15)	90 (13)
Esfuerzo Longitudinal de fractura, %	648 (94)	663 (99)
Esfuerzo Transversal de fractura, %	641 (93)	545 (79)
Esfuerzo Longitudinal de fractura, σ	5	4.3
Esfuerzo Transversal de fractura, σ	5	7.4

Tabla 2. Propiedades de Compósitos Carburo de Silicio/Aluminio, reforzados discontinuamente.

Compósitos de matriz metálica discontinuos de SiC/Al, están siendo desarrollados por la industria espacial, para usarse en cubiertas de aviones, y equipo eléctrico; estos compósitos pueden ser revestidos para mostrar estabilidad dimensional, es decir, resistencia a la expansión, lo que es importante para la precisión de espejos ópticos y unidades de medida inercial. En la industria electrónica, metales como las aleaciones de Fe-Ni, son usadas a bajas temperaturas y pueden ser reemplazadas por el SiC/Al. El compuesto tiene densidad baja, mejor conductividad térmica ($>=160\text{w/m}^2\text{k}$) y puede ser fabricado para tener un bajo coeficiente de expansión térmica (4).

Los MMCs han sido investigados extensivamente; de las varias técnicas disponibles, los procesos de vaciado son atractivos debido a su efectividad de costo, simplicidad y flexibilidad. A causa de su gran resistencia, rigidez, dureza y su compatibilidad química con aleaciones de aluminio, hasta por lo menos a 500°C, el SiC ha sido uno de los materiales reforzantes más exitosos para aleaciones de aluminio. Desafortunadamente, la humectabilidad del SiC por el Al es pobre a

temperaturas abajo de 1000°C, lo que causa dificultades en la producción de compósitos Al/SiC; aunque, la incorporación del SiC puede ser facilitado por el uso de agitación mecánica.

Técnicas de Fabricación de Compósitos de Matriz Metálica (MMCs)

Los métodos de fabricación de los compósitos de matriz metálica (MMCs), están divididos en 2 categorías: Primaria y Secundaria. El proceso primario es la operación por la cual el compósito es sintetizado a partir de su materia prima; esto incluye el introducir el refuerzo dentro de la matriz, en la ubicación y cantidad apropiadas, y consiguiendo propiedades de unión de los componentes. El proceso secundario consiste en todos los pasos adicionales al primario, necesarios para convertir el compósito primario, en un componente terminado.

Muchos materiales reforzados y con matriz, no son inherentemente compatibles y dichos materiales no pueden ser procesados como compósitos, sino se les revisten o adecuan las propiedades de una interfase entre ellos. En algunos compósitos, el acoplamiento entre el agente reforzador y el metal, es pobre y debe ser mejorado. Para los compósitos de Matriz Metálica (MMCs) hechos de componentes reactivos el reto es evitar el exceso de actividad química en la interfase, ya que degradaría las propiedades del material. Estos problemas normalmente son resueltos por la aplicación de un tratamiento en la superficie, cubriendo el refuerzo, por modificación de la composición de la aleación de la matriz (4).

Las técnicas del proceso de fundición ; unión de estado sólido y deposición de la matriz, han sido utilizadas dentro de las categorías primarias para fabricar los compósitos de Matriz Metálica. El proceso de fundición ofrece la capacidad de manufactura a nivel producción en serie.

El proceso secundario apropiado para un compósito de matriz metálica, depende mucho de cual sea el refuerzo continuo o discontinuo. Compósitos de Matriz Metálica reforzados discontinuamente, son factibles de aplicarse a múltiples operaciones de conformado, comunes en los metales, incluyendo extrusión, estampado y forja. Un alto porcentaje de refuerzos discontinuos utilizados en los MMCs, son los óxidos o carburos que pueden ocasionar problemas con posteriores maquinados (4).

Uno de los procesos primarios más utilizados es el de fundición de compósitos, a continuación se menciona este proceso de fabricación.

PROCESOS DE FUNDICION DE

COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

METODOS DE FUNDICION

FUNDICION DE COMPOSITOS

En el pasado, partículas de cerámica en metales y aleaciones fueron consideradas inclusiones no deseables que empeoraban la resistencia y la ductilidad del material. A mediados de los años sesenta, polvos de níquel y grafito (como revestimiento), fueron incorporados en aleaciones de aluminio, inyectando los polvos junto con gas Argón en la aleación fundida; esto marca el inicio de la Fundición de Compósitos de Matriz Metálica MMCs (17). En 1968, en el Indian Institute of Technology, Kampur desarrolló Compósitos fundidos de aluminio-óxido, incorporando por agitación, partículas de alúmina en el metal fundido, donde las partículas revestidas de níquel fueron sustituidas por el magnesio. A principios de los setentas, el Instituto Tecnológico de Massachussets, empezó la práctica de introducir partículas a aleaciones semisólidas - con temperaturas entre las de sólidos y líquidos - (18); la mejora de la viscosidad en la aleación semisólida, incrementa la inestabilidad de la suspensión, dilatando la flotación y el establecimiento de las partículas (Proceso de Rocolada).

En la Universidad de Roorkee, fue diseñado un equipo para “vaciado de cima”, con este proceso se tenía una agitación continua (19) que favorecía la dispersión de partículas. A los procesos donde las partículas están dispersadas en un líquido o en una aleación semisólida, se le denominan Procesos de Dispersión (20) y donde el contenido de partículas se encuentra especificado, se le denomina Proceso Limitado. La fundición convencional de una aleación con partículas dispersas, requiere de suficiente fluidez, la ventaja de este proceso es que los MMCs, pueden ser manufacturados con infraestructura de fundiciones convencionales. La fundición por Proceso Limitado, consiste básicamente en una aleación o metal fundido impregnado de una “cama de partículas”, la impregnación se lleva a cabo por 4 procesos básicamente: Proceso de Dispersión, Infiltración Presión, Proceso Lanxide y Proceso “Spray” (21).

El Proceso de Dispersión fue diseñado a principio de los años 60, y su aplicación a la fabricación de Compósitos, ha sido estudiada por los japoneses, el Proceso de Infiltración por Presión, fue diseñado en el Instituto Tecnológico de Massachussets, el Proceso Lanxide (XD), fue diseñado en 1983 por la corporación Martín Marrieta y, finalmente, el Proceso “Spray” fue diseñado a principios de los ochenta en Duralcan, USA. Las diferentes técnicas o procesos se muestran en la figura 4.

Procesos de Fundición de Compósitos

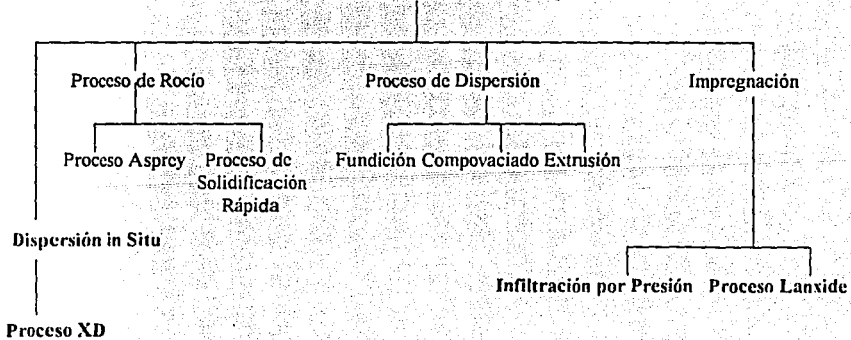


Figura No. 4 Procesos de Fundición de Compósitos

RUTAS DE SINTESIS

Procesos de Dispersión

La figura 5 muestra esquemáticamente, el aparato utilizado para compocolada. En la mezcla metal-cerámica, la aleación está en estado totalmente fundido cuando el agente humectante y las partículas, son agitadas dentro de ella. El agente humectante no será necesario cuando las partículas son naturalmente humedecidas por la aleación o tienen una cubierta humectante. El proceso de transferencia de partícula a la aleación fundida ha sido analizado y el ángulo de humectabilidad juega un papel crítico (22). En la compocolada la aleación está en estado semi-sólido cuando las partículas son agitadas dentro de ella y en todos los otros aspectos, ambos procesos (VORTICE Y COMPOCOLADA) son idénticos.

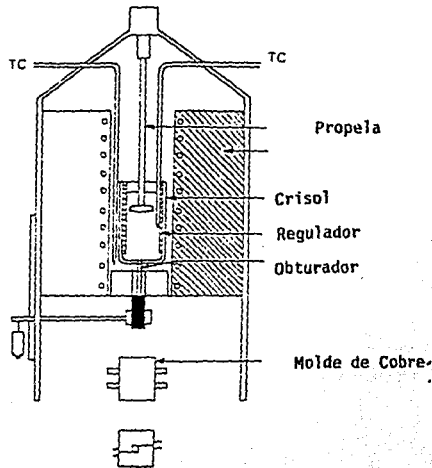


Figura 5. Aparato utilizado para procesos de Compovaciado.

Para un aparato experimental dado, las variables del proceso son (23): (i) posición del agitador, (ii) tamaño del agitador y (iii) velocidad de la agitación. Si la temperatura del metal líquido es tomada como una variable continua a través del líquido, ambas técnicas pueden ser discutidas juntas. Es posible agitar aleaciones líquidas o semi-sólidas sin un agitador y recientemente, Ajax Inc. ha desarrollado un proceso involucrando la mezcla de partículas reforzantes dentro de la aleación fundida bajo condiciones de agitación "magnetohidrodinámica", seguido por vaciado en molde metálico directo de la mezcla pastosa.

Los laboratorios Dow han usado un extrusor de tirabuzón sencillo (usado convencionalmente para procesamiento de productos polímeros), para sintetizar compuestos de aleación basada en magnesio. Un diagrama del extrusor de tirabuzón es mostrado en la figura 6. Bolitas de aleación de magnesio y polvos reforzantes son alimentados a través de un alimentador de salto y el tirabuzón actúa tanto como un mezclador y una bomba de viscosidad. La mezcla pastosa de compuesto a 580°C es alimentado al dado extremo de salida del barril para el vaciado de productos de compuesto. El proceso también ha sido extendido a la síntesis de compósitos basados en aleación de aluminio. Las variables del proceso son la velocidad rotacional del tirabuzón y el perfil de temperatura dentro del barril.

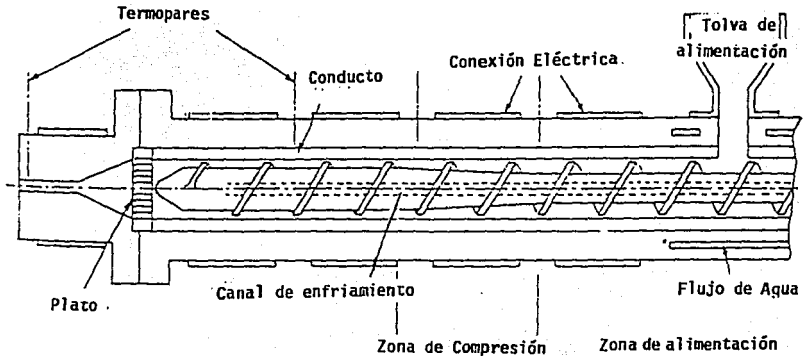


Figura 6. Extrusor de Tornillo.

Infiltración por Metal Líquido.

Colada por Infiltración En la colada por infiltración (24), una preforma o una cama de dispersores es infiltrada por una aleación fundida bajo aplicación de presión hidráulica, como se delincó en la figura 4. El dado y la preforma son inicialmente precalentados para evitar una prematura solidificación del fundido. El émbolo también es precalentado, la preforma se ajusta firmemente dentro de la cavidad del dado para reducir el peligro de penetración prematura de fundido en la periferia y el atrapamiento de bolsas de aire dentro de la preforma o cama de dispersores. Para cada sistema de compósitos, hay una temperatura crítica de precalentamiento de partículas, más baja que la del líquido de la aleación penetrante. Si la temperatura de precalentamiento excede la del líquido, habrá una completa penetración, pero la aleación fundida bajo alta presión, escapará y salpicará fuera de los escapes y espacios claros entre el émbolo y el dado. Las variables importantes

del proceso que afectan la calidad del producto infiltrado del Compósito son (25): a) temperatura de precalentamiento del dado, b) presión aplicada y c) densidad de la preforma de cerámica.

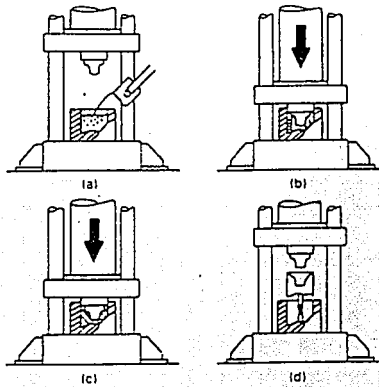


Figura 7. Etapas del proceso de Colada por infiltración. (a) Ver tido, (b) Presurización, (c) So- lidificación, (d) Expulsión.

Infiltración por Presión. En la infiltración por presión (26), la presión hidráulica de la colada por infiltración es reemplazada por presión de gas y un esbozo esquemático del aparato se muestra en la figura 8. Los principales componentes son recipientes de presión conteniendo el metal fundido en un crisol colocado dentro del horno y un tubo inmerso en metal líquido en un extremo, mientras que el otro es desahogado, ya sea en una atmósfera neutra o al vacío. Una preforma o una cama de partículas es colocada en el tubo, bloqueando el pasaje; estas partículas en el tubo son precalentadas por inmersión en metal líquido o por un calentador separado alrededor del segmento del tubo conteniendo la preforma o la cama. Las variables de proceso en la infiltración son las mismas que en la colada por infiltración. Si el recipiente de presión no es presurizado y el extremo del tubo no es desahogado a una atmósfera neutral, sino a una línea de vacío, el metal líquido se infiltrará debido al vacío, y el proceso se llama colada por vacío.

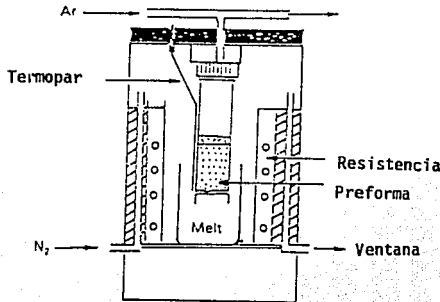


Figura 8. Aparato de laboratorio para Infiltración por Presión.

Proceso Lanxide. En el proceso Lanxide (27), una preforma de cerámica es colocada en un lingote de aleación y el ensamble es calentado a temperatura arriba de la del líquido de la aleación, bajo una temperatura controlada como la de Nitrógeno, como se muestra esquemáticamente en la figura 9. La aleación deberá tener una composición tal, que en el fundido humecte las partículas e infiltre dentro de la preforma sin aplicación de presión. las variables de proceso son: a) temperatura de infiltración y b) tamaño de la partícula, aparte de la composición de la aleación y la naturaleza de la atmósfera. Aquí, la infiltración toma lugar casi espontáneamente y así la humectabilidad del reforzante por aleación, es extremadamente importante.

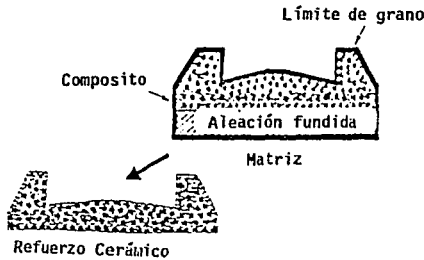


Figura 9. Ilustración del Proceso Lanxide.

Principio de la Infiltración de Aleación Fundida. El mecanismo básico de los procesos descritos en la sección de Infiltración por Presión, es el flujo capilar de metales líquidos o aleaciones, a través de canales en la preforma o cama porosa de partículas, Shaler (25) introdujo un índice de infiltración Y , para caracterizar la tendencia de una aleación fundida para adherirse a una interfase matriz cerámica idealizada como:

$$I = \frac{p^2 \gamma_{LV} \{ (1/\phi - 1)(\cos\theta + 1) \}}{IV} \quad (1)$$

donde ϕ es la fracción de volumen de porosidad en la cama, γ_{LV} la tensión de interfase líquido-vapor, θ es el ángulo de contacto y " p " es el radio capilar del canal. Una mejor infiltración está indicada por valores mas altos del índice de infiltración I , el cual disminuye el ángulo de contacto y la porosidad.

La cinética de infiltración en un sistema de humectabilidad ha sido investigada; la fuerza de oposición de la red es igual a la proporción de cambio del momento durante el alcance capilar. Cuando el metal líquido alcanza un canal, es ayudado por la fuerza de tensión de superficie y es opuesto por la fuerza de gravedad, el arrastre viscoso y el arrastre final para la configuración dada en la figura 8. Si la fuerza resultante es en la dirección del alcance capilar, la infiltración tomará lugar sin aplicación de una presión diferencial, como sucede en el proceso Lanxide. Sin embargo, si la fuerza es en dirección opuesta, no puede haber infiltración sin aplicación de una presión diferencial requerida para superar la fuerza oponente resultante. Así, habrá una presión diferencial inicial bajo la

cual, la fuerza opositora resultante de la subida de metal en el canal, no sería superada y no habrá infiltración. La fuerza de gravedad puede ayudar a oponer la subida capilar dependiendo de la configuración de la preforma o cama de dispersores con respecto al depósito de metal líquido.

Para un tiempo pequeño “t”, la longitud de infiltración “h” sigue una ley parabólica como:

$$h^2 = kt \quad \{2\}$$

donde “k” es una constante positiva dependiente de la presión efectiva disponible sobre y arriba de la requerida para superar la fuerza resultante. Abajo de la presión inicial, “k” es negativa y la ecuación 2 no es válida. Tampoco es válida para tiempos mas largos; la razón de subida capilar se vuelve más baja que la predicha por la ecuación 2 y finalmente, la altura de equilibrio es alcanzada.

Procesos de Rocío

Proceso Asprey. En este proceso (28) un chorro de metal fundido es fragmentado por medio de un surtidor de alta velocidad de gas inerte frío, pasando a través de una pistola de rocío e inyectando simultáneamente polvos dispersores, como se muestra en la figura 10. Un flujo de gotas pequeñas fundidas y polvos dispersores es dirigido hacia un sustrato colector donde las gotitas (droplets) se recombinan y solidifican para formar un depósito de alta densidad. Las partículas dispersoras se pueden combinar con las gotitas durante el vuelo, pero la mayoría son codepositadas. El rocío de partículas puede ser controlado independientemente y ser dirigido a áreas seleccionadas. El proceso depende de la habilidad para controlar la entalpia de las gotitas en el rocío incidente. Una gotita debe estar parcialmente sólida cuando alcance el sustrato. Si es controlado apropiadamente, el proceso puede resultar en depósitos sólidos de diferentes formas y productos. El tamaño del grano del compuesto resultante es relativamente uniforme y la presencia de partículas durante la solidificación de las gotas, refinan la microestructura de la matriz. También ha sido debatido, que hay mucha menos reacción de superficie o degradación de dispersores a causa de los polvos fríos que son inyectados. Este proceso es capaz de lograr una alta cuota de producción y el producto depositado puede ser usado directamente en el conformado en caliente como el forjado, rolado o extrusión. Las variables del proceso son a) temperatura de aleación, b) velocidad del surtidor de gas y c) temperatura del sustrato. El inconveniente de este proceso es su alto costo y la posibilidad de fabricar únicamente piezas pequeñas.

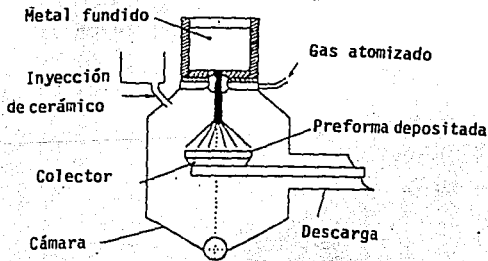


Figura 10. Proceso Osprey

Proceso de Solidificación Rápida. En el proceso de solidificación rápida de compósitos (29), un alimentador de aleación líquida incide bajo presión sobre una rueda de cobre enfriada por agua como se ve en la figura 11 y las hojuelas de polvo resultantes son recogidas. Las hojuelas son de un espesor de 40-60mm, un largo de 6 - 8mm y un ancho de 0.5 - 0.7mm. Dos parámetros críticos del proceso son: la velocidad de la rueda de cobre tratado térmicamente y la cantidad de material incidiendo en esta rueda. Si la rueda gira demasiado rápida, la mezcla pastosa no atacará la rueda el largo suficiente para producir un polvo. Por otro lado, si la rueda es demasiado lenta, las hojuelas tendrán demasiado espesor y serán inaceptables para el proceso subsecuente. El polvo es puesto dentro de latas y consolidado en "billets" y/o extruido para formar un compuesto denso con mayor resistencia de cedencia de tensión y ductilidad.

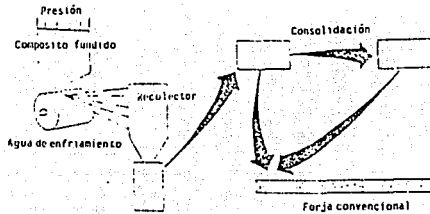
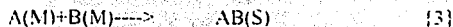


Figura 11. Etapas involucradas en el proceso de Solidificación rápida de MMC.

Producción in Situ de Dispersores

Reacción Química en Aleación Fundida. Compósitos con refuerzos como TiC1 T1B2, TiN y NbB2 pueden ser producidos en una matriz de aleación, permitiendo a los componentes entrar en contacto y reaccionar durante el proceso de alta temperatura en estado líquido o sólido. La aleación de la matriz puede incluir aleaciones basadas en aluminio, cobre o compuestos intermetálicos como los aluminidos. Uno de los componentes reactivos puede permanecer en solución en la matriz, y el otro componente puede ser añadido como polvos finos. También es posible utilizar un componente gaseoso como el acetileno o metano, en un baño de aleación fundida conteniendo un carburo y la reacción química puede resultar en la fina dispersión de un carburo. Los refuerzos pueden ser de varias formas y tamaños, dependiendo de las condiciones del proceso.

Los sistemas para la producción In Situ de refuerzos podrían ser diseñados a priori, sobre la base de estudios de termodinámica y cinética. Un componente reactivo "A", puede estar en solución en una aleación fundida "M" y el otro componente puede estar disperso como partículas sólidas que también se pueden disolver en "M" y reaccionar como:



En equilibrio, el cambio de energía libre:

$$\Delta G^0 = -RT \ln(1/AaAb) \quad \{4\}$$

donde T es la temperatura de la aleación fundida. Aa y Ab son actividades de A y B en M y R es la constante universal de los gases. Siempre que las actividades de A y B son:

$$AaAb > e^{\Delta G^{\circ}/RT} \quad \{5\}$$

habrá formación del compuesto AB. A temperaturas más altas, el término exponencial en la ecuación 5 será menor y así la extensión de la reacción será mayor.

Para otros tipos de sistemas, donde hay una fase gaseosa reactiva o un componente sólido no disuelto, consideraciones termodinámicas similares pueden ser utilizadas para determinar la factibilidad de la síntesis In Situ de reforzantes. Sin embargo, el tiempo de reacción involucrado para ejercer dicha síntesis, es una variable importante para determinar la efectividad de costo de un proceso, y no puede ser predicha a partir de consideraciones termodinámicas.

La tabla 3 enlista una variedad de diferentes compositos desarrollados en los pasados 25 años, los problemas enfrentados durante la producción de estos compositos pueden ser caracterizados como porosidad y reacción interfacial; los asociados con un vaciado exitoso son la fluidez y el asentamiento.

Período	Localización	Composito	Técnica utilizada
1965	Inco, USA	Al gr	Particle coating and gas injection
1968	IITK, India	Al Al ₂ O ₃	Magnesium inoculation and stir-casting
1974	IISc, India	Al SiC, Al mica	Magnesium inoculation and stir-casting
1975	MIT, USA	Al Al ₂ O ₃	Magnesium inoculation and stir-casting
1978	Hitachi, Japan	Al gr	Pressure casting
1979	FRL, India	Al TiO ₂ , Al ZrO ₂ , Al Fe ₂ O ₃	Magnesium inoculation and stir-casting
1979	USSR	Al gr	Stir-casting
1983	Martin Marietta, USA	Al TiC	VD process
1983	Daimler-Toyota	Al Al ₂ O ₃	Pressure casting
1984	FRL, India	Al metal sulfone	Stir-casting
1984	Norsk Hydro, Norway	Al SiC	Stir-casting
1985	Iraq	Al MgO, Al ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃	Stir-casting
1986	MIL, USA	Al SiC	Pressure infiltration
1986	DURAL, USA	Al SiC, Al Al ₂ O ₃	Stir-casting under reduced pressure
1987	Martin Marietta	TiAl, Ti ₃ Al ₂ Fe ₂ , NiAl ₃ Fe ₂	VD process
1987	MIL, USA	Fe TiC	In situ synthesis
1987	Comalco, Australia	Al ₂ O ₃ and Al ₂ O ₃	Stir-casting
1989	Lanxide Corporation, USA	Al Al ₂ O ₃ , Al SiC	Pressure infiltration
1989	Orsable, France	Al SiC	Stir-casting
1989	Dravel Univ., USA	Al TiC	In situ synthesis
1989	Univ. of Wisconsin, Milwaukee, WI	Cu gr	Stir-casting under reduced pressure
1989	India, Japan	Al Al ₂ O ₃ , C	Pressure casting

Tabla 3. Resumen de Compositos Vacidados o Colados.

DESVENTAJAS Y PARAMETROS A
CONTROLAR EN LA FABRICACION DE
COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

DEFECTOS EN MMC

VARIABLES QUE AFECTAN LA FABRICACION DE MMC

DEFECTOS ESTRUCTURALES EN COMPOSITOS COLADOS DE MATRIZ METALICA

Cuando se examina la microestructura de un MMC colado se pueden observar varios defectos estructurales como: porosidad, segregación de partículas y reacciones interfaciales.

Porosidad. Las propiedades mecánicas de los compositos, son afectados adversamente por la porosidad. Con baja porosidad, se puede considerar cada poro independiente de otros, el daño a las propiedades mecánicas, tal como la resistencia a la tracción (UTS), debido a cada poro, es aditivo y la UTS es una función lineal del porcentaje de volumen de porosidad (30). Cuando la porosidad crece, hay superposición de distribuciones no homogéneas de tensiones alrededor de los poros y el daño se vuelve una función no lineal de la porosidad. La influencia de la forma del poro se puede promediar y es reflejada en la pendiente de la curva daño-porosidad representada por:

$$\sigma/\sigma^0 = 1 - \alpha p \quad \{1\}$$

donde σ y σ^0 son, respectivamente, la UTS en presencia de porosidad y sin porosidad y α es la pendiente característica conocida como "factor debilitante" figura 12 a y b. Este factor depende además, del contenido de partículas en un composito.

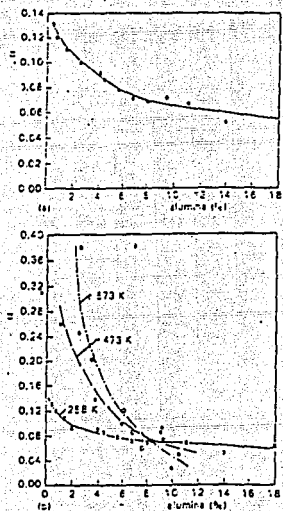


Figura 12. Variación del factor de Debilitamiento con la porosidad. (a) Temperatura ambiente. (b) Temperaturas elevadas.

Aparte de la porosidad resultante en el compuesto colado, gases disueltos o contracción, puede haber porosidad adicional atribuida al proceso: en procesos de dispersión, aleaciones fundidas o semifundidas deben ser agitadas para mezclar los reforzantes, la íntima interacción entre la aleación fundida y los gases debido a la agitación, causa la disolución de los gases, además, si hay un vórtice creado por agitación, puede causar succión de burbujas de aire y reforzantes dentro de la aleación fundida (31). La extensión de la porosidad depende del estado de agitación y puede ser reducido por control de variables tales como la velocidad y la posición del agitador como se observa en las figuras 13 a y b.

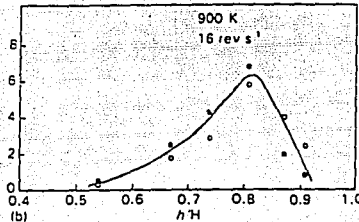
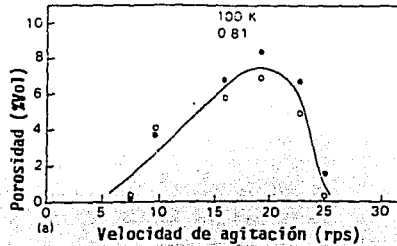


Figura 13. Variación de la Porosidad en compósitos Al-Al₂O₃ compovaciados con (a) Velocidad de agitación y (b) posición del agitador. (o) Parte alta del vaciado, (.) parte baja del vaciado, $dD=0.63 d_i$ diámetro del agitador; D_i diámetro del crisol, h_i posición del agitador en el líquido desde lo alto; H ; altura del metal líquido en el crisol.

En compósitos colados la porosidad puede ser clasificada en 2 tipos: a) poros alejados de los reforzantes y b) poros en la interfase de la matriz y reforzantes. En los compósitos, la porosidad por gases puede nuclear heterogéneamente sobre la superficie de los reforzantes durante la solidificación y provocar la flotación de reforzantes, la succión de partículas y burbujas juntas en el vórtice, también puede resultar en combinaciones burbuja-partícula flotando en la aleación fundida. Las

partículas también se pueden fijar a las burbujas, durante su movimiento dentro de la aleación fundida. Estos mecanismos son responsables de la creación de la porosidad en la interfase partícula-matriz.

En los procesos de fundición con agitación, hay tres caminos para reducir la porosidad: (i) Control del ambiente, incluyendo la aplicación de un vacío, (ii) El uso de deflectores y diseño mejorado del agitador y (iii) Manteniendo niveles adecuados de variables del proceso como la velocidad, tamaño y posición del agitador.

Segregación de Partícula. La segregación de partículas en compósitos vaciados puede ser a escala microscópica o macroscópica. La segregación de partículas en un compuesto es generada por la distribución homogénea de partículas en la pasta metal fundido-partícula. En la mezcla agitada, el agitador imparte energía a la pasta en forma de remolinos, y si la escala de remolinos no es suficientemente pequeña; no será capaz de romper los agrupamientos de partículas presentes. Si estos aglomerados no son rotos durante la agitación, serán observados en la microestructura tal y como se muestran en la figura 14.

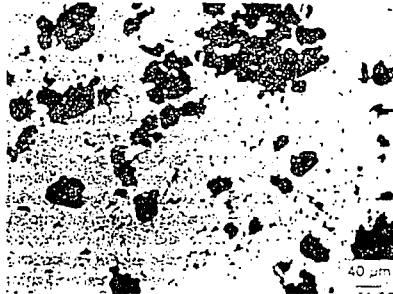
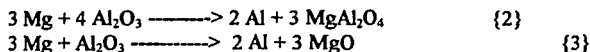


Figura 14. Partículas de alumina en Matriz de Aleación Al - Mg.

La microsegregación de partículas, también puede resultar durante la solidificación, debido al rechazo de partículas por el frente dendrítico de solidificación. El rechazo de partículas de un tamaño dado por el frente de solidificación resulta cuando su velocidad de crecimiento está abajo de un cierto valor crítico (21).

Las microestructuras de compósitos fundidos, invariablemente muestran que las partículas dispersas están en la región interdendrítica independientemente de su tamaño. Se observa en grandes partículas dispersas, que deberían tener una velocidad crítica muy baja para el atrapamiento, no son atrapadas por las fases primarias, esto es debido a que están rodeadas por una región interdendrítica a causa de su incapacidad para enfriar tan rápido como la aleación líquida alejada de ellas. Estas partículas, relativamente más calientes, no permiten al líquido solidificar y éste se vuelve más enriquecido en soluto a causa del avance de la solidificación en los demás lugares.

Naturaleza de las Interfases. Las reacciones interfaciales pueden tener lugar ya sea debido a la adición de agentes humectantes o a causa de la reacción directa entre reforzantes-matriz. En 1969, cuando el magnesio fue identificado (21) como un elemento promotor de la humectabilidad entre aluminio fundido y alúmina un estrato de $MgAl_2O_4$ fue el producto de la reacción entre el magnesio y la alúmina. La naturaleza de la reacción depende del nivel de magnesio en la aleación, y han sido observadas las siguientes reacciones químicas:



Cálculos termodinámicos indican que la reacción representada por la ecuación {2} puede proceder en el estado sólido cuando el contenido de magnesio de la aleación de la matriz es más bajo que el dado por la figura 15, multiplicado por un factor de 10.

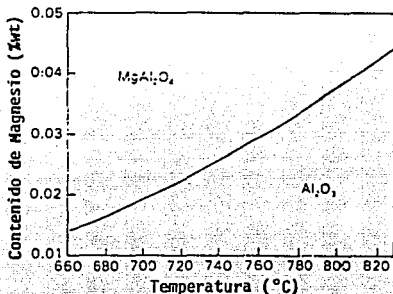


Figura 15. Regiones de estabilidad Composición - Temperatura, para equilibrio $Al_2O_3 - MgAl_2O_4$

Según Mc Head (90), la extensión de la reacción está caracterizada por:

$$\alpha(t) = \frac{W_0 - W(t)}{W_0 - W_e} \quad \{4\}$$

donde W_0 es la concentración inicial de magnesio en la matriz, W_e la concentración de equilibrio de magnesio y $W(t)$ la concentración de Mg en la matriz después de reaccionar por un intervalo de tiempo t . Como el área de superficie de las partículas de alúmina es constante y los lados de nucleación se reducen con el tiempo que se ha aplicado:

$$\begin{aligned} \ln(1 - \alpha) &= C - 4 \pi K^{\wedge} 1 N_0 \gamma^{\wedge} 2 t \\ &= K(t - t_0) \end{aligned} \quad \{5\}$$

$$K = K_0 e^{-Q/RT} \quad \{6\}$$

donde $K^{\wedge} 1$ es la razón constante, C es una constante, N_0 la superficie inicial, t_0 tiempo de incubación, K_0 el factor preexponencial y Q la energía de activación para la reacción.

En compósitos que contienen partículas de carburo de silicio dispersas en aleaciones de aluminio, hay una reacción interfacial sobre las partículas, que lleva a la formación de carburo de silicio (19):



La formación de carburo de aluminio degrada los refuerzos para afectar adversamente las propiedades mecánicas y el compósito se vuelve más susceptible a la corrosión. La matriz fundida de aleación de aluminio, disuelve al silicio producido por la reacción anterior durante la síntesis, hasta que la concentración de silicio en la aleación alcanza el valor de equilibrio requerido para suprimir la formación adicional de carburo de aluminio. Silicio suficiente puede ser añadido a la aleación base para que permanezca en equilibrio con el carburo de silicio a las temperaturas de proceso. La figura 16 muestra la estimación termodinámica del equilibrio del contenido de silicio en una aleación, requerido para suprimir la formación del Al_4C_3 .

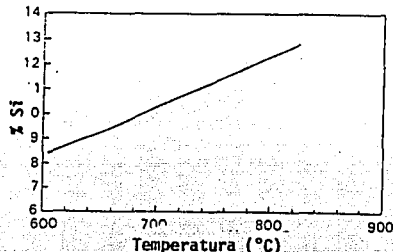


Figura 16. Nivel mínimo de silicio requerido en la aleación de la matriz para suprimir la reacción interfacial sobre el SiC en compósito Al-SiC.

La cinética de formación de Al_4C_3 ha sido investigada por Lloyd (32), quien observó que su espesor de capa superficial X , en partículas de SiC no puede ser representado más que por:

$$X^2 = 2Kpt \quad \{8\}$$

donde Kp es una constante y t es el tiempo de reacción. Se concluyó que el control de la nucleación en la etapa inicial de reacción está interfiriendo con la ley de crecimiento parabólico. Sin embargo, esta conclusión puede estar equivocada, porque la ley de crecimiento también depende de la geometría de las partículas.

Fluidez. En todos los procesos de manufactura en donde una aleación líquida con reforzantes es fundida por técnicas convencionales como el vaciado en moldes de arena o permanentes, a menudo hay distribuciones altamente heterogéneas de partículas o defectos como atrapamientos de gases o inclusiones de óxido. Las inclusiones son debidas a falta de fluidez y presencia de burbujas en el metal. La fluidez está altamente relacionada con la viscosidad, y esta es función de la velocidad de enfriamiento, temperatura de colada y cantidad de partículas en un sistema dado.

FACTORES QUE AFECTAN LA FABRICACION DE MMCs

Se han identificado actualmente, una serie de factores que influyen en la fabricación de los MMCs (33), estos factores son:

Microestructura

-Espaciamiento interdendrítico secundario (DAS). La dependencia del DAS de la temperatura del molde y por lo tanto de la velocidad de solidificación es mostrado en la figura 17. Incrementando el contenido de silicio, se refina el valor del DAS (34).

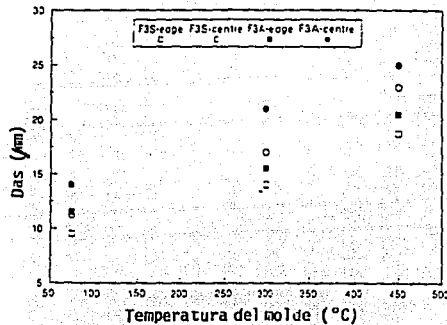


Figura 17. Dependencia del DAS con la velocidad de Solidificación.

donde la velocidad estimada de solidificación es tomada a partir de la ecuación $d=Ar^n$ donde d =DAS, A es constante, r es la velocidad de solidificación y n = constante.

Distribución de partículas de SiC. La figura 18 muestra el incremento en el ancho de la zona de SiC alrededor de la periferia del corte del espécimen, mientras que la figura 19 muestra la distribución de partículas de SiC a través de la superficie del espécimen como una función de la temperatura del molde.

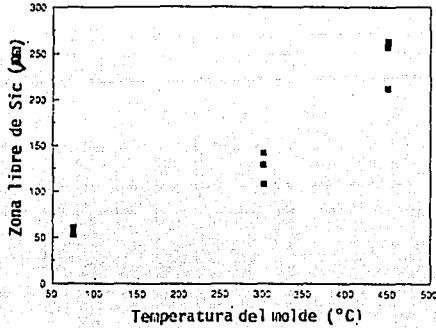


Figura 18. Dependencia del ancho de las zonas libres de SiC con la velocidad de Solidificación (temperatura de molde).

Las figuras 20 a, b y c representan las microestructuras en las áreas centrales de especímenes solidificados a diferentes velocidades (puntos A, B y C en figura 8). Las figuras 21 a, b y c muestran los histogramas de la distancia interpartícula para estas 3 condiciones. Es evidente de las figuras, que en refinamiento de la microestructura por el incremento de la velocidad de solidificación, resulta en una distribución más uniforme de partículas de SiC. El decremento de la velocidad de solidificación resulta en algún tipo de agrupamiento de SiC en las regiones interdendríticas, especialmente en la región central del corte del espécimen, como se muestra por el incremento en la frecuencia de distancias interpartículas abajo de 5 mm. (figura 20c).

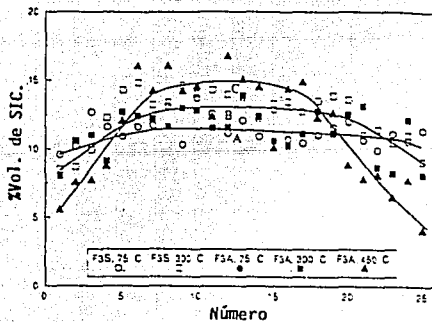


Figura 19. Distribución de Partículas de SiC como función de la temperatura del molde.

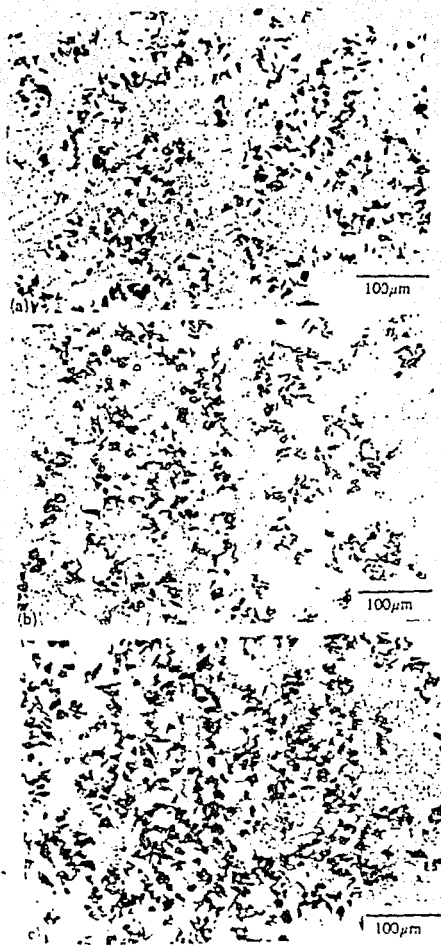


Figura 20. Microestructura de la porción central de especímenes solidificados a (a) 70°C , (b) 25°C y (c) 10°C

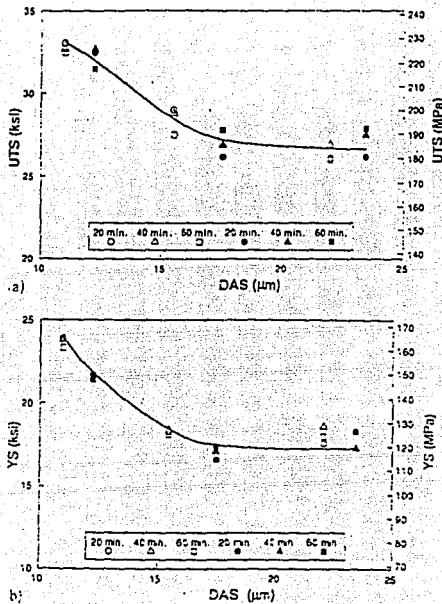


Figura 22. Dependencia del (a) UTS y (b) YS con el promedio DAS para compósitos tanto F3A y F3S, agitados mecánicamente durante 20, 40, 60 minutos a 740°C previo al vaciado.

Con respecto a las propiedades mecánicas y su dependencia con la velocidad de solidificación se tienen las figuras 22

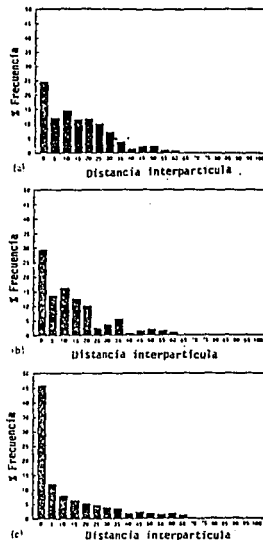


Figura 21. Histogramas mostrando la distribución de la distancia interpartícula en la región central de especímenes solidificados a (a) $70^{\circ}\text{C s}^{-1}$ y (c) $10^{\circ}\text{C s}^{-1}$.

Además de lo anterior, se han desarrollado numerosos trabajos que involucran la velocidad de enfriamiento y/o solidificación en compósitos de matriz de aluminio, por ejemplo:

Se ha analizado (35) la solidificación de compósitos aluminio-silicio como una función de la velocidad de enfriamiento, por medio de análisis térmico y se ha encontrado que la microestructura del compósito, es función de la velocidad de enfriamiento. Las velocidades de enfriamiento utilizadas van desde 0.3 hasta 20°K/seg. ; incrementando la velocidad de enfriamiento, se afectan los parámetros de sobreenfriamiento en el líquido y en la región eutéctica, también al incrementar la velocidad de enfriamiento, se origina una depresión en la temperatura eutéctica. La presencia del refuerzo de SiC, suprime la formación de Mg_2Si que afecta a la respuesta del tratamiento térmico de compósitos (en aleaciones que contengan Mg), y disminuye la cantidad de calor liberado, finalmente, la distribución de SiC, es independiente de la velocidad de enfriamiento.

Por otro lado (36), las partículas de SiC reforzadas, influyen en el proceso de solidificación, afectando la fluidez y el vaciado de los compósitos. Samuel y Hio, revisaron los resultados de un extensivo estudio en MMCs de Al-Si-Mg que contenían del 7 al 10 wt% de Si reforzado con 10 y 20% de SiC. Se analizaron el efecto de la velocidad de solidificación y presencia de inclusiones en las propiedades mecánicas, así como los parámetros involucrados en el tratamiento térmico efectuado. Los resultados obtenidos fueron los siguientes: es necesaria una agitación continua mecánica y/o manual para evitar la sedimentación de partículas de SiC, un bajo contenido de Si, en conjunto con un alto nivel de SiC, aceleran la formación de Al_4C_3 que disminuye la fluidez, los principales tipos de inclusiones observados son Al_2O_3 y $MgAl_2O_4$, el flujo cambia la composición química del MMCs al remover los elementos aleados Mg y Sr de la fundición e introducir NaGK. La remoción de Mg suaviza el MMCs, reduciendo la base Mg_2Si precipitada después del tratamiento, la remoción de inclusiones por filtración, produce una mejora en el esfuerzo y ductilidad del compuesto y finalmente, las propiedades de la fundición con SiC, son controladas por la velocidad de solidificación.

Aleaciones de aluminio reforzadas con partículas de SiC, constituyen un nuevo material comercialmente disponible con resistencia a la tensión, módulo de rigidez y resistencia al uso mejoradas comparada con aleaciones tradicionales de aluminio. La producción de MMCs, basada en la agitación mecánica de partículas, dentro de un fundido de Al, anterior al vaciado del lingote refundido y la extrusión de "billet", representa una ruta de producción de bajo costo, a partir de esta técnica se observa:

Efecto de la Velocidad de Solidificación en la Distribución de Partículas. La microestructura de los compósitos con partícula de diámetro $d=23 \mu m$ y fracción en volumen de 10% , exhibió asentamiento de partículas (37). En la parte más baja del cilindro, el asentamiento tuvo pequeña influencia, debido a la rápida solidificación. La distribución de partículas es altamente dependiente de la velocidad de solidificación: (i) para las velocidades más altas, las partículas son geoméricamente atrapadas por los frentes convergentes de solidificación y la distribución de partículas es bastante uniforme. (ii) para velocidades bajas de solidificación, se puede observar mucha más segregación de partículas debido al rechazo de más partículas y menos atrapamiento geométrico; (iii) el número y tamaño de áreas libres de partículas crece claramente con el incremento de la distancia desde el fundido, con la reducción de la velocidad de solidificación. El rechazo de partículas empieza cuando el tamaño de la dendrita es ligeramente más pequeño que el diámetro promedio de la partícula. La fracción volumen de la partícula no tiene influencia significativa en la homogeneidad de distribución de las partículas reforzantes en el material solidificado.

Velocidad de solidificación en DAS. Con el incremento de la fracción de volumen de la partícula, se libera menos calor durante la solidificación pero no hay un efecto significativo en la microestructura.

La distribución de partículas de SiC en la matriz AlSi7Mg, dependerá de la velocidad de solidificación y por lo tanto del proceso de vaciado. Ya que las partículas son rechazadas en la interfase y empujadas en el frente de la interfase sólido-líquido (frente de solidificación), serán atrapadas por la convergencia de los brazos dendríticos en la región interdendrítica (38). A bajas velocidades de solidificación, el tamaño de las dendritas (DAS) puede estar cerca de un orden de magnitud más grande que el tamaño típico de partícula de SiC usado ($10-20 \mu m$), y el rechazo de la partícula durante la solidificación resultará en un agrupamiento de partículas y en una red de partículas de SiC, delineadas por las fronteras de las dendritas figura 23. La fracción en volumen de partículas en las regiones interdendríticas a bajas velocidades de solidificación es del orden del 35 % en volumen (39).

partículas en las regiones interdendríticas a bajas velocidades de solidificación es del orden del 35 % en volumen (39).

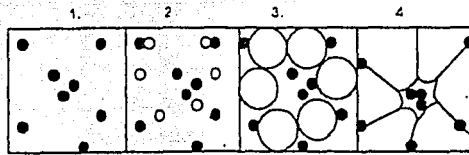


Figura 23. Solidificación en compuesto de matriz de Aluminio reforzado con carburo de Silicio : (1) Gramos equiaxiales en el líquido, (2) Interacción de las partículas de carburo y los granos formados, (3) rechazo de partículas por la interfase, (4) Distribución final de partículas.

Para velocidades de enfriamiento que da un DAS aproximadamente igual al tamaño de la partícula de SiC, las partículas son incorporadas dentro del sólido por atrapamiento geométrico entre las dendritas convergentes lo que da una estructura más conforme durante la solidificación (40). Las partículas de SiC no nuclean las dendritas α -Al, y para velocidades típicas de solidificación, el DAS no es afectado significativamente por el refuerzo figura 24.

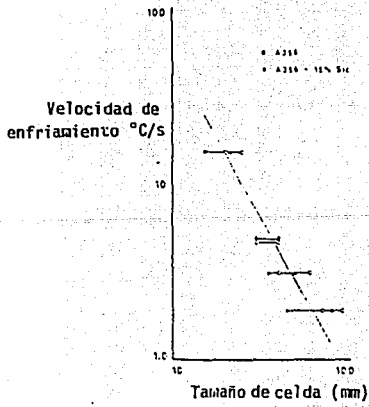


Figura 24. Dependencia de la velocidad de enfriamiento con el tamaño de célula en un compuesto A356

Dhindaw (41) encontró que el nivel de gravedad, influencia fuertemente el proceso de solidificación de un compuesto Al-SiC. La solidificación a baja gravedad favoreció la “desfloculación” de aglomerados, e incrementó el espaciamiento de la dendrita para partículas de tamaños de 50-150 μ m. Resultados opuestos fueron vistos en solidificación con alta gravedad debido a las fuerzas de alimentación y la convección de las fuerzas empujando las partículas juntas. Boutin y Baumer (42) encontraron que el agrupamiento de partículas crece con el incremento de la fracción de área de partículas de SiC en aleaciones AlSi7Mg producidas por Duralcan.

La presencia de partículas suspendidas en piezas coladas, es probable que cambie varias propiedades del sistema, lo que influye en la formación de la estructura. Un descenso total de calor para ser removido por unidad de volumen del compuesto fundido, resulta en un incremento de la velocidad de solidificación para condiciones idénticas.

Por otro lado, otros estudios han determinado que la fluidez por el método de la espiral y de vaciado en MMCs, se incrementa con la sección de espesor del molde y temperatura de vaciado, arriba de 700° C (43). La fluidez de compósitos Al-Al₂O₃ se incrementa a temperaturas cercanas a 720° C y la fluidez del compuesto Al-SiC decrece a temperaturas cercanas a 720° C debido a la reacción entre Al y SiC. La fluidez del compuesto Al-Al₂O₃ es mas alta que otros compósitos como Al-grafito, Al-mica y Al-SiC debido a la forma esférica de las partículas. En general, es posible determinar que a mayor viscosidad, menor fluidez. Figs. 25, 26, 27 y 28.

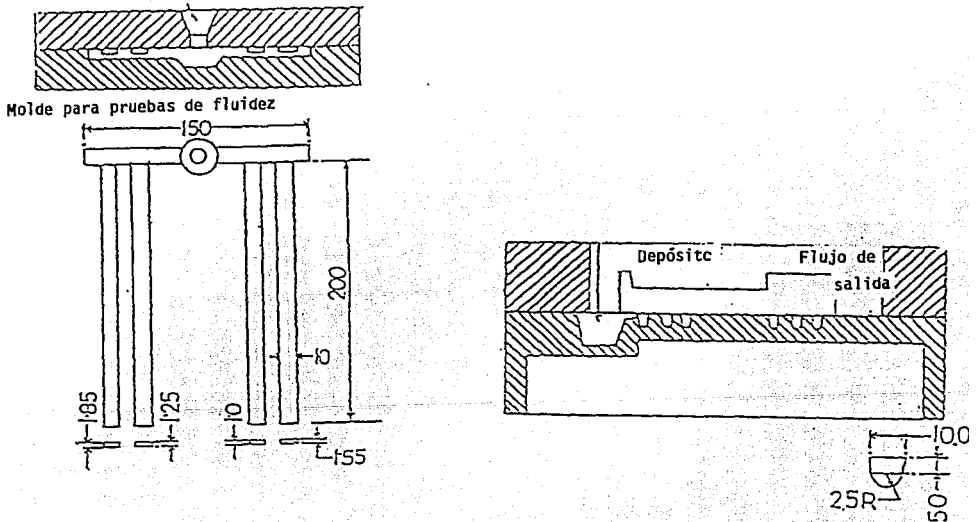


Figura 25. Esquema del vaciado en molde permanente y molde de fluidez espiral.

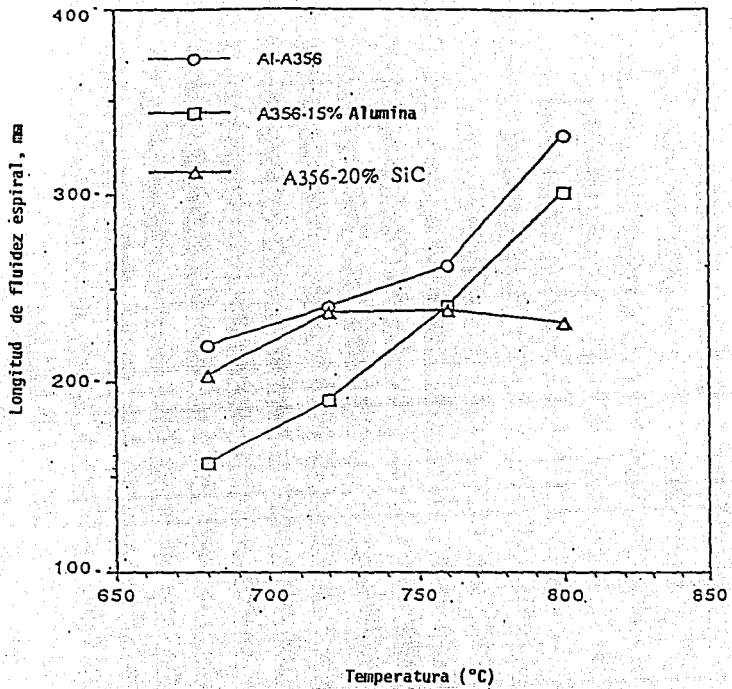


Figura 26. Longitudes de fluidez espiral en molde permanente de aleación base y compósitos.

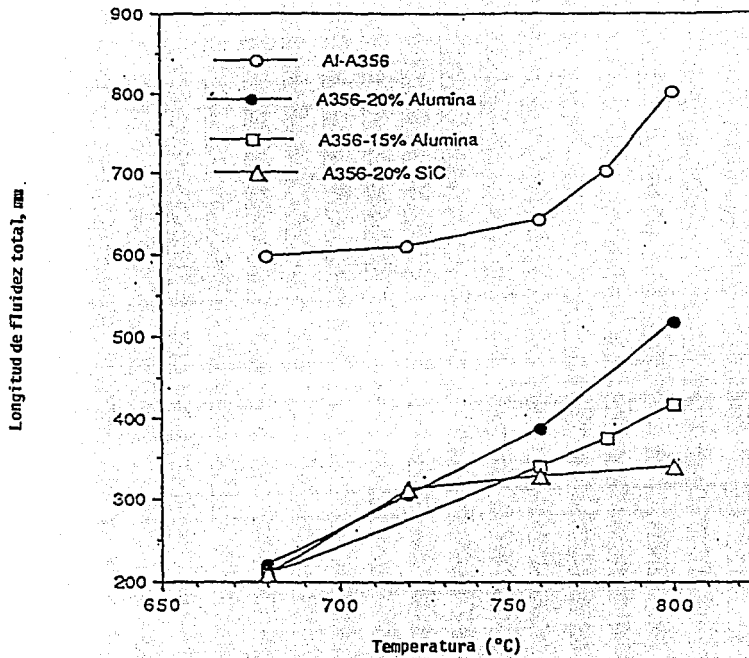


Figura 27. Longitudes de fluidez total de vaciado de aleación base y compósitos para diferentes temperaturas.

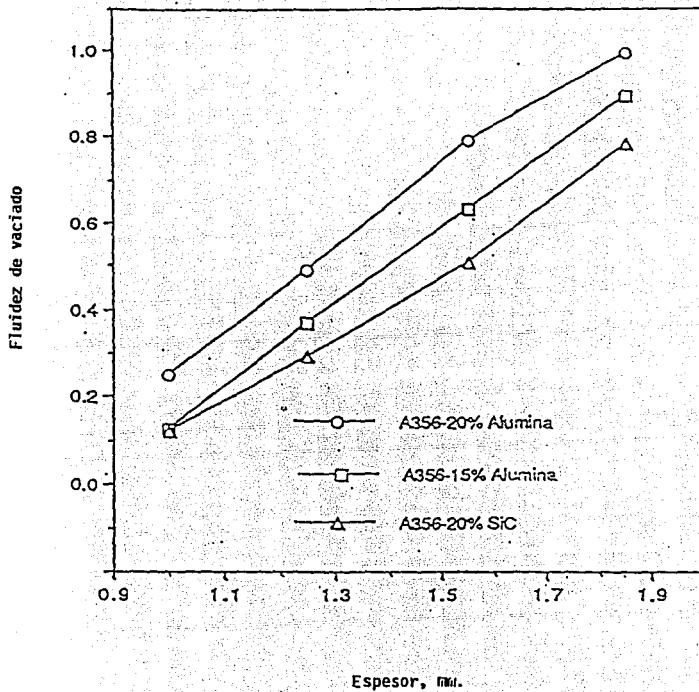


Figura 28. Fluidez de vaciado de compósitos como función del espesor.

Incorporación de Partículas. Han sido estudiados los efectos que la adición de partículas cerámicas presenta en la microestructura de MMCs. También se han analizado los diferentes parámetros involucrados en la dispersión de partículas de SiC en MMCs de aluminio. En compósitos producidos por la introducción de partículas en un sistema mecánicamente agitado; se tienen 4 variables del proceso (tiempo mezclado, temperatura, velocidad de mezclado y rango de alimentación de partículas), junto con las variables del material (porcentaje en volumen de partículas de SiC, tamaño de partículas para la mínima aglomeración y máxima dispersión); se han obtenido un par de combinaciones de las variables que dan una buena dispersión: La aglomeración y dispersión de las partículas de SiC en un metal fundido, es altamente dependiente del porcentaje del volumen de las partículas en el sistema. se ha encontrado además, que para mejorar la dispersión de partículas de SiC en la aleación Al-1.5% Mg es necesaria una velocidad de agitación y un tiempo de mezclado altos, así como bajas temperaturas de mezcla y bajos rangos de alimentación. Por otro lado, las propiedades de los compósitos producidos con estas condiciones, pueden compararse con las propiedades de la aleación base dando como resultado que las propiedades de resistencia, son comparablemente superiores en los compósitos que en la aleación base (44).

Existen trabajos referentes a la producción de CCMs de aluminio por el proceso de colada en molde evaporable donde las partículas de refuerzo son de grafito que se añadieron al poliestireno para formar patrones. El modelo fue colocado en el molde de arena, y la aleación de aluminio, vaciada en el molde. El aluminio reemplaza los modelos que se volatilizan durante el vaciado, quedando algunas partículas de grafito en la fundición; como en otros procesos, la humectabilidad del grafito por el aluminio, es el factor más importante; para obtener mejores resultados, se utiliza una temperatura de vaciado alta (800°C), un sistema de partículas de grafito recubiertas con cobre fundido y la adición de algún elemento activo como Mg. Para mejorar la adición de partículas de grafito, se revistieron en su superficie con metal, ya que este sí puede ser humedecido por el aluminio fundido, los metales utilizados fueron níquel y cobre en polvo. El grafito revestido fue introducido en forma de píldoras o polvo, y distribuido en la fundición homogéneamente, este método resulta ser muy exitoso pero muy caro para ser utilizado en productos comerciales, además la adición de elementos metálicos pueden ser no deseables en algunos casos (45).

Para añadir grafito no revestido a la fundición directamente, se utiliza el proceso OPAL, inventado por B. P. Krishnan (45). El principio de este método radica en la adición de elementos activos interfaciales y superficiales como el Mg. Los parámetros que afectan el proceso son (45):

a) Temperatura de vaciado. A 800°C las partículas de grafito pueden ser mejor atrapadas por la fundición. Después de 800°C se encuentran pocas partículas de grafito. Al aumentar la temperatura, aumenta la humectabilidad (a temperaturas superiores a 950°C, los ángulos de contacto son menores de 90°, este decrece si la temperatura aumenta). Por otro lado, a temperaturas altas se genera una sobre oxidación del aluminio y una absorción severa de hidrógeno por el aluminio, estas condiciones no son deseables en la producción.

b) Sistema de vaciado. Los resultados muestran que el vaciado por arriba es mejor que el vaciado por el fondo para promover las partículas de grafito en la fundición figura 29, aunque este tipo de vaciado genera altas turbulencias.

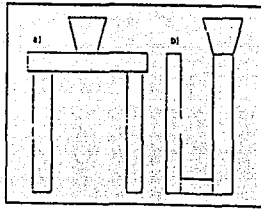


Figura 29. Arreglo del proceso: (a) Sistema de puerta arriba, (b) Sistema de puerta abajo.

c) Espesor de la fundición. Las distribuciones de grafito son mucho más homogéneas en fundiciones delgadas que en gruesas.

Introducción de Aleantes. Existen trabajos donde se propone un método alternativo para dispersar partículas de alúmina en aleaciones base aluminio, utilizando adiciones de magnesio al aluminio fundido, de manera previa a la introducción de partículas de alúmina. La presencia y recuperación de partículas de alúmina ha sido investigada como un función de (i) el método y la cantidad de magnesio adicionado, (ii) el modo de agitación de las partículas de alúmina, (iii) la presencia de otros elementos en el fundido y (iv) el tiempo transcurrido entre la adición de magnesio y la adición de alúmina. se realizaron observaciones sobre la distribución de partículas de alúmina, microestructura y propiedades mecánicas del compuesto (46).

i) Adiciones del 4.5% en peso de Mg justo antes de la adición de partículas de alúmina, trajo resultados favorables. Los niveles críticos mínimos de Mg requeridos para la introducción exitosa de partículas de alúmina, es más alto si esta presente como un elemento aleante previamente añadido, si además hay silicio en el baño metálico la cantidad de Mg. requerida se incrementará (46).

ii) Al cambiar la agitación de manual a mecánica, se tienen velocidades más altas, que aumentan la recuperación de las partículas de alúmina (46). Sobre un 4% en peso de las partículas de alúmina (80µm de diámetro) fueron introducidos exitosamente por agitación mecánica y/o manual. No fue posible introducir más de 0.05% en peso de partículas de alúmina en ausencia de magnesio.

iii) Se detectó la formación de óxido de magnesio, la dureza en materiales que contenían óxidos fue más alta, mientras que la ductilidad más baja, con respecto a los materiales que no contenían óxidos (46).

Para modificar las partículas de silicio eutéctico en aleaciones aluminio-silicio, se adicionan elementos tales como el Na, Sr o Sb, mientras que la modificación con Na o Sb es temporal, el estroncio tiene la ventaja de mantener el efecto de la modificación, después de refundir las aleaciones o tratarlas térmicamente (47, 48). Además, cuando un compuesto de AlSi-SiC es modificado con Sb, se deterioran las propiedades; la fundición se vuelve viscosa, la humectabilidad es pobre y el material resultante tiene una resistencia y ductilidad mucho más bajas que el compuesto ya modificado (49).

Por otro lado, se han realizado trabajos con la finalidad de determinar si las propiedades mecánicas se pueden mejorar introduciendo magnesio y níquel, como un tercer elemento aleante a la matriz en los compósitos AlCu-SiC (50), y se obtuvo que la presencia de SiC promueve la formación de fases quebradizas y óxidos en la interfase refuerzo-matriz. Esta formación partículas y óxido promueve la fractura de la fibra y reduce la transferencia de carga de la matriz al filamento reforzante, resultando en resistencia a la tensión final disminuida y ductilidad reducida.

SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN MMC's

PROCESO DE SOLIDIFICACION

VELOCIDAD CRITICA

PROCESO DE SOLIDIFICACION DE COMPOSITOS.

El proceso de solidificación de compósitos de matriz metálica, involucran la fundición de una matriz metálica previamente seleccionada, seguida de la introducción de refuerzos, el paso final es la solidificación de la matriz con los refuerzos bajo condiciones selectas, con el fin de obtener la distribución deseada de la fase dispersa en la matriz vaciada, figura 30. La tabla 4, lista una amplia variedad de combinaciones de metal y matrices aleadas, así como de dispersores o refuerzos sólidos de diferentes durezas que incluyen desde microsferas huecas, hasta fibras cortas que han sido utilizadas para la fabricación de MMCs (16).

Matriz	Dispersor	Tamaño	Cantidad	Rep (s)
Base Aluminio	Graphite flake	20-60 μm	0.9-0.815%	...
	Graphite granular	15-500 μm	1-5%	59-68
	Carbon microballoons	40 μm , thickness 1-2 μm	...	69
	Shell char	125 μm	15%	70, 71
	Al ₂ O ₃ particles	3-200 μm	3-30%	67, 72-78
	Al ₂ O ₃ discontinuous	3-6 mm long, 15-25 μm dia.	C-23 vol.-%	74, 79, 80
	SiC particles	16-120 μm	5-20%	67, 74-76, 78
	SiC whiskers	(5-10 μm)	12%, 0-0.5 vol.-%	75, E1
	Mica	(40-180 μm)	3-10%	75, E2, E3
	SiO ₂	5-53 μm	5%	7, 54
	Zircon	40 μm	0-30%	16
	Glass particles	100-150 μm	8%	11
	Glass beads (spherical)	100 μm	30%	75
	MgO (spherical)	40 μm	10%	75
	Sand	75-120 μm	36 vol.-%	67
	TiC particles	46 μm	15%	75
	Boron nitride particle	45 μm	8%	75
	Si ₃ N ₄ particle	40 μm	10%	75
	Chilled iron	75-120 μm	35 vol.-%	67
	ZrO ₂	5-60 μm	4%	E5
	TiO ₂	5-60 μm	4%	E5
	Lead	...	10%	62, 64, 66
	Base Cobre	Graphite
Al ₂ O ₃		11 μm	Vol. fraction 0-74	E8
ZrO ₂		5 μm	2-12 vol.-%	E8
Acero	TiO ₂	6 μm	...	89
	CeO ₂	10 μm	...	E8
	White clay	753 μm	3%	E8
	Graphite microballoons	E9
Metal babbitt	Graphite particle	E3
	Al ₂ O ₃	E0
Base Estaño	Zn	51
	Graphite fibres	...	40 vol.-%	E2
Base Mg	Ni-coated graphite	E3
	Pb	...	7%	66

Tabla 4. Combinaciones Matriz - Dispersor, utilizados en la fabricación de compósitos colados.

La distribución de partículas en MMCs, por las técnicas de fundición, depende en gran medida de la naturaleza de la interacción entre las partículas de cerámica y el frente de solidificación (51). cuando una partícula de refuerzo que es dispersada en metal líquido, encuentra un frente de solidificación creciente, puede ser rechazada y empujada a lo largo y adelante del frente que avanza, o bien, se puede adherir al sólido y ser atrapada por él, permaneciendo estacionaria hasta que el frente de solidificación la arrastre a través de la matriz. En el caso de vaciar MMCs, este frente de solidificación estará en la forma de un brazo creciente de dendrita, el cual crece continuamente en todas direcciones (52). Si el rechazo de partículas ocurre, entonces la fase de refuerzo se volverá segregada dentro de las regiones interdendríticas solidificadas hasta el final.

La interacción entre una partícula y una interfase de solidificación, ha sido muy estudiada para frentes de solidificación planar, donde los siguientes parámetros juegan un rol determinante en la obtención de la velocidad crítica de atrapamiento, V_c :

- Energía de Superficie. Este es el más importante de los factores que influyen en el rechazo contra el atrapamiento. Si $\gamma_{ps} > \gamma_{pl} + \gamma_{ls}$, entonces habrá una fuerza de desunión que empujará la partícula adelante del frente de solidificación que avanza, al menos que la velocidad sea tan alta, que las fuerzas de arrastre viscoso, vencan la fuerza de desunión, la presión de desunión es proporcional a $\gamma_{ps} - (\gamma_{pl} + \gamma_{ls})$.

- Radio de la Partícula. Pequeñas partículas pueden ser empujadas a velocidades más altas, antes de ser atrapadas por partículas más grandes del mismo material. Esto es a causa de la fuerza viscosa de arrastre más grande de la partícula mayor.

- Conductividad Térmica. Si la conductividad térmica de una partícula es más baja que la del líquido que la rodea, la temperatura a través de ella será alterada de tal forma que la partícula ajuste el perfil de temperatura. Esto produce un lugar más frío en el frente que lleva a un crecimiento más rápido. Así será creado un choque en el frente detrás de la partícula pobremente conductiva. El arrastre viscoso ejercido en esta partícula será reducido comparado con una partícula empujada por un frente planar o por una depresión cóncava en un frente planar. El arrastre viscoso más bajo, lleva a una velocidad de rechazo mayor; inversamente, si la conductividad de la partícula es más alta que la del líquido que la rodea, se formará una depresión en el frente debajo de ella y será más fácilmente atrapada.

- Difusividad de calor. Esta cantidad γ_{Cpe} , es propuesta por Sorappa y Rohatgi (53) como un criterio para el rechazo contra el atrapamiento. Ninguna base teórica para esta sugerencia ha sido publicada todavía.

- Viscosidad. Un líquido de alta viscosidad ejercerá una fuerza viscosa de arrastre más grande en una partícula, siendo empujada por un frente de solidificación. esto promoverá el atrapamiento a velocidades bajas (54).

- Concentración de Solute. Una impureza disuelta en el líquido, tendrá un efecto de descenso en el punto de fusión, y será rechazada por el frente que avanza, la impureza se concentrará en la intercara partícula-frente y causará un descenso local en el punto de fusión. Esto originará un lento crecimiento del frente y una depresión más profunda que origine al atrapamiento más fácil (55).

Es considerablemente más fácil entender el comportamiento de la partícula en la interfase sólido-líquido en procesos de solidificación direccional, donde las partículas solamente pueden ser

atrapadas, cuando es mantenida una interfase planar y la transferencia de calor es unidireccional. En solidificación multidireccional (vaciados), las partículas pueden ser empujadas o atrapadas. La figura 31 es una racionalización de posibles tipos de estructuras en solidificación multidireccional.

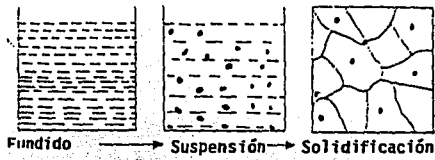


Figura 30. Pasos involucrados en el proceso de solidificación de compósitos colados.

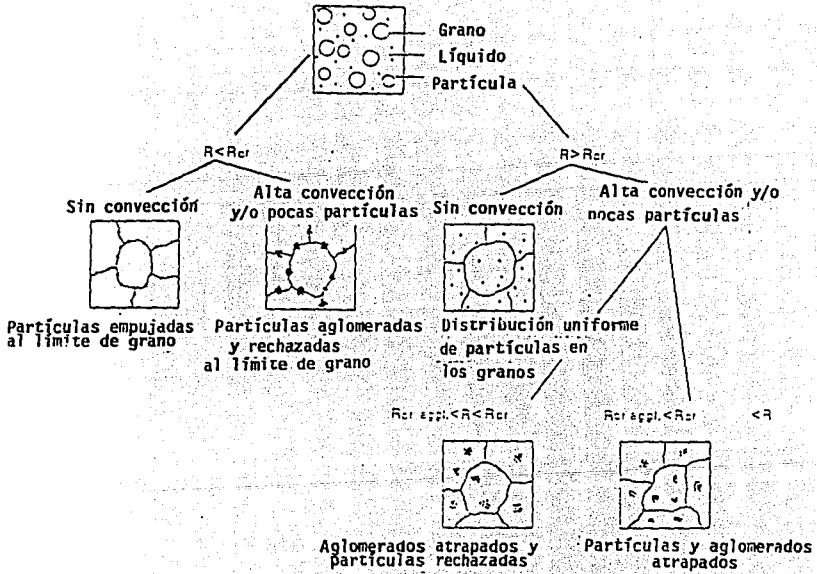


Figura 31. Posibles estructuras en solidificación multidireccional como función de la velocidad de solidificación, nivel de convección y tamaño de la partícula.

El comportamiento de la partícula, como se ha mencionado anteriormente, depende de ciertas variables que se denotan y aclaran más fácilmente durante solidificación direccional:

Considerando que la fuerza repulsiva entre una partícula esférica sólida de radio r y una interfase sólido-líquido, resulta de la diferencia en la tensión superficial,

$$\Delta\gamma_0 = \gamma_{ps} - (\gamma_{pl} + \gamma_{sl}) \quad \{1\}$$

Esta fuerza se vuelve activa a una distancia de la interfase, do , la cual es del orden del tamaño atómico. Como el tamaño de la interfase crece a $x > do$, la contribución de la tensión de superficie desciende a:

$$\Delta\gamma_0 = \Delta\gamma \frac{(do)^n}{x} \quad \{2\}$$

donde $n = 2$ a 7 . Las fuerzas repulsivas del tipo encontrado en cristales iónicos (56), obedece una ley en que la fuerza repulsiva es proporcional a $1/x^2$, mientras las fuerzas de dispersión entre moléculas en líquidos seguirán una ley similar con $n = 7$. La fuerza actuando sobre una partícula de radio r es:

$$F = \pi r \Delta\gamma \quad \{3\}$$

y la integración entre $do + r$ y do , con las condiciones de frontera:

$$\begin{aligned} \text{a } x = do+r & \quad F = 0 \quad \text{y} \\ \text{a } x = do & \quad F = Fr \end{aligned}$$

donde Fr es la fuerza repulsiva, de donde:

$$Fr = \frac{\pi r \Delta\gamma_0}{n-1} (1/1+do/r)^{n-1} \quad \{4\}$$

dado que $do \ll r$, la ecuación {4} puede ser escrita como:

$$Fr = - \frac{\pi r \Delta\gamma_0}{n-1} \quad \{5\}$$

La fuerza total de arrastre de un fluido sobre una esfera es:

$$\begin{aligned} F &= \text{forma de arrastre} + \text{fricción de arrastre} \\ F &= 2\pi nr Vx + 4\pi nr Vx = 6\pi nr Vx \quad \{6\} \end{aligned}$$

donde g es la aceleración debida a la gravedad y Vx es la velocidad de estado fijo, integrando la ecuación 6 con las condiciones limite:

$$\begin{aligned} \text{a } x = do & \quad F = Fd \quad \text{y} \quad Vx = V \quad \text{donde } V: \text{ velocidad de crecimiento} \\ \text{a } x = do+r & \quad F = 0 \end{aligned}$$

$$F_d = - \frac{6\pi n V r^3}{d_o} \quad (7)$$

A estado fijo $F_r = F_d$ y $V = V_{cr}$ (velocidad arítica). Entonces combinando {5} y {7} resulta en:

$$V_{cr} = \frac{\Delta \gamma d_o}{6(n-1)\eta r} \quad \{8\}$$

Esta ecuación no considera el efecto de la transferencia de calor. Asumiendo que la partícula tiene una conductividad térmica diferente a la del líquido ($K_p \neq K_L$). De la figura 32a, se puede ver que en la etapa inicial, debido a la conductividad mas baja de la partícula, el gradiente de temperatura entre la partícula y sólido (G') desciende. Cuando el estado fijo es casi alcanzado (figura 32b), G' vuelve a su valor original G , el cual resulta en una joroba sobre la interfase.

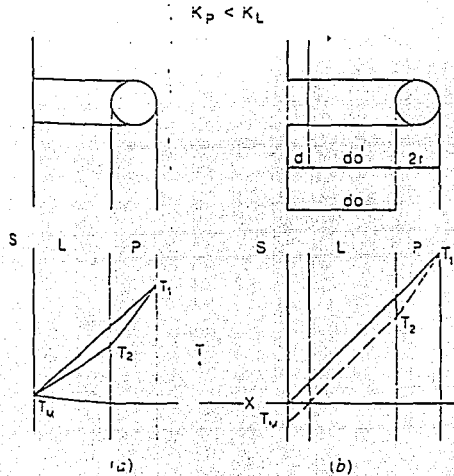


Figura 32. Esquema para la formulación con la conductividad térmica.

En la etapa inicial (figura 3a), se puede colocar como:

$$\begin{aligned} T_1 &= T_m + G (d_o + 2r) \\ T_2 &= T_m + G' d_o \end{aligned}$$

el calor fluyendo dentro, a $x = d_o$ es:

$$Q_1 = \frac{K_p (T_1 - T_2)}{2r} = (K_p G (d_o + 2r) - G' d_o) / 2r \quad \{9\}$$

el calor fluyendo hacia afuera a $x = d_0$ es:

$$Q_2 = K_l(T_2 - T_m/d_0) \quad \{10\}$$

a estado fijo (figura 3b): $Q_1 = Q_2 \quad \{11\}$

$$G = G' \quad T_2 - T_m = G(d_0 - d) \quad \{12\}$$

sustituyendo estas tres ecuaciones en {9} y {10} resulta:

$$d = d_0(1 - K_p/K_l) \quad \{13\}$$

esta ecuación predice una "joroba" ($d > 0$) para $K_l > K_p$, un hueco ($d < 0$) para $K_l < K_p$ y por supuesto, la distancia original de equilibrio d_0 para $K_l = K_p$ donde $d = 0$. A estado fijo, d_0 se vuelve $d_0 + d$. Para atrapar la partícula, la velocidad de solidificación tendrá que vencer la nueva distancia de equilibrio $d_0 + d$. Entonces combinando {8} y {13} resulta en:

$$V_{cr} = \frac{\Delta y_0 d_0}{6(n-1)\tau r} (2 - (K_p/K_l)) \quad \{14\}$$

la partícula desestabiliza la interfase, en el uso particular cuando $K_p < K_l$ y se forma la joroba, la partícula puede quedar fuera de ella, entonces; la joroba se refundirá, pero otra será formada adyacentemente a la nueva posición de la partícula. Así, la interfase dejará de ser plana y la partícula podrá ser empujada un momento antes del atrapamiento.

CAPITULO II

FUNDAMENTOS TEORICOS

HUMECTABILIDAD EN COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

TERMODINAMICA DEL PROCESO

TENSION SUPERFICIAL

HUMECTABILIDAD ENTRE LA MATRIZ Y EL REFUERZO

TECNICAS PARA MEJORAR LA HUMECTABILIDAD

LA HUMECTABILIDAD DE SÓLIDOS POR METALES FUNDIDOS Y SU RELACION CON LA PREPARACION DE MMCs

Introducción.

Los compósitos de Matriz Metálica MMCs, han sido objeto de un intenso esfuerzo de búsqueda por más de 20 años. Muchos metales han sido considerados como una posible matriz: Litio, Magnesio, Silicio, Aluminio, Titanio, Cobre, Niquel, Zinc, etc. Los metales ligeros ofrecen el mayor potencial en términos de fuerza, a la proporción de densidad. Debido a su bajo costo y fácil fabricación, las matrices de metal más estudiadas para aplicaciones a temperaturas aproximadas a 450° C son de Aluminio (57). El Titanio ha sido estudiado extensivamente en la perspectiva de aplicaciones a temperaturas más altas. El Niquel y superaleaciones basadas en Niquel, también son posibles candidatas para aplicaciones de alta temperatura, cuando la limitación de peso no es un objetivo primario.

El tipo de refuerzo que atrajo el mayor interés para aplicaciones estructurales ha variado mucho con los años. Los primeros estudios fueron dirigidos al uso de monofilamentos de Tungsteno, Boro (incluido SiC, cubierto con Boro), Alúmina y Berilio. A principios de los 70's, el interés se tornó hacia las relativamente más baratas fibras de multifilamento de Carbono. Los trabajos más recientes han sido dedicados a las nuevas fibras multifilamento de Alúmina y carburo de Silicio; en paralelo, el uso de fibras cortas reforzantes en la forma de filamentos de SiC o Al₂O₃ también fue investigado extensivamente.

Muchos métodos han sido propuestos para la preparación de MMCs: Presión caliente y difusión de enlaces a una temperatura abajo del punto de fusión del metal, probó éxito cuando se utilizaron fibras de monofilamento. En el caso de hilados de multifilamentos de Carbono, Al₂O₃ o SiC, la ruta más satisfactoria es la infiltración de la red reforzante por el metal en el estado fundido. Como los metales líquidos usualmente no humedecen las fibras, es aún más necesario generalmente, forzar la impregnación por la aplicación de una presión externa. Muchos métodos basados en este principio han sido descritos: infiltración en vacío, vaciado comprimido, metal líquido a presión e infiltración de la red asistido por presión (57).

Sin embargo, debido a la pobre humectabilidad y pequeños diámetros de las fibras modernas, la aplicación de presión no basta para asegurar un contacto óptimo entre la matriz y la fibra. Es por esto, que se han desarrollado diferentes procedimientos para mejorar la humectabilidad. Estos procedimientos consisten en depositar un sustrato adecuado en la superficie de cuerpos reforzantes o en la adición a la superficie activa, de elementos aleantes al metal entre otras técnicas (57).

Principios Termodinámicos.

Cuando se discuten las propiedades de superficies o interfases, se deben considerar conceptos como: energía de superficie, tensión superficial, absorción y trabajo de adhesión. Esta sección recalca dichos conceptos y la relación que tienen con el fenómeno de humectación.

Modelo de Gibbs. Como se observa en la figura 1a, la interfase entre las fases de volumen, consiste de un estrato de espesor limitado, donde las características (como por ejemplo, la concentración "c"; del componente "i" en moles por unidad de volumen), varían continuamente. A los límites del estrato, todas las características se unen en las características de las fases. La figura

1b, representa el modelo de interfase introducido por Gibbs, para permitir una simple expresión termodinámica del sistema. En este modelo, ambas fases, se supone que permanecen homogéneas hasta una superficie divisora de espesor cero. Si C' es la fracción mol del componente "i" en una de las fases, lejos de la interfase y V' es el volumen de esta fase en el modelo de representación, el número de moles n^i de "i" en esta fase es:

$$n^i = C^i V'$$

similarmente, para la otra fase,

$$n^{ii} = C^{ii} V''$$

Para que el modelo sea estequiométricamente equivalente al sistema real, un cierto número de moles n^i debe ser atribuido a la superficie divisora, dado que:

$$n^i = n_i - n^i - n^{ii}$$

donde n_i es el número total de moles del componente "i" en el sistema completo (el número total de moles en el sistema será denotado $n = \sum n_i$). Nótese, n^i puede ser positivo o negativo. Dividiendo n^i por el área A de la superficie divisora, se define la absorción Γ del componente "i" como:

$$\Gamma_i = n^i / A$$

De manera similar, un valor "excesivo" en la superficie divisora puede ser atribuida a todas las propiedades extensivas del sistema. En particular, se puede definir la entropía de la superficie S_s como $S_s = S - S' - S''$ y la energía libre de Helmholtz F_s como $F_s = F - F' - F''$

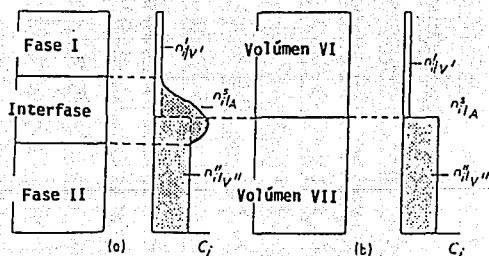


Figura 1. (a) Interfase real de distribución del componente i. (b) Modelo de Gibbs de esta interfase.

Se debe notar que los valores de las cantidades extensivas que son atribuidas a la superficie divisora, siguiendo el acercamiento de Gibbs, varían cuando la posición de esta superficie cambia. Esta dificultad, que da al modelo de Gibbs un aparente carácter "no físico", puede ser aligerada en algunas circunstancias, localizando la superficie en donde alguna cantidad se vuelva igual a cero.

Tensión de Interfase y la Energía Libre de Interfase. La ocurrencia de una tensión en la interfase entre un líquido puro y un gas puede ser explicada cualitativamente de la siguiente manera: las moléculas en o cerca de la superficie son atraídas hacia adentro y en dirección paralela a la superficie por sus vecinos; esta fuerza no es balanceada por una fuerza correspondiente hacia afuera a causa de la densidad más baja (y posiblemente de naturaleza diferente) de las moléculas en la fase vapor. Esto significa que el trabajo tiene que ser hecho para traer una molécula a la superficie, esta energía adicional poseída por las moléculas cerca de la superficie puede ser expresada como la cantidad de energía por unidad de superficie (57).

En el caso de líquidos, las moléculas son tan móviles como para ser capaces de responder al desequilibrio de fuerzas actuando sobre ellas en la superficie del estrato. Para el equilibrio mecánico, este se manifiesta macroscópicamente porque la superficie se comporta como una membrana bajo tensión - la "tensión de superficie" γ - que tiene las dimensiones de una fuerza por unidad de longitud (o un trabajo por unidad de superficie). Esta tensión superficial es la misma en todos los puntos y para todas las direcciones en la superficie. Es un valor directamente accesible experimentalmente: γdA es el trabajo mecánico requerido para crear una área de superficie adicional dA .

El diferencial total de la energía libre de un sistema que consiste de dos fases de fluido separadas por una interfase que tiene una tensión de superficie que se puede expresar en base al modelo de Gibbs como:

$$dF = -P'dv' - P''dv'' - sdT + \gamma dA + \sum \mu'_i dn'_i + \sum \mu''_i dn''_i + \sum \mu_s dn'_i \quad (1)$$

donde P' y P'' son las presiones de las dos fases; s y T son la entropía y la temperatura del sistema respectivamente; μ'_i y μ''_i son los potenciales químicos del componente "i" en las fases de volumen; el potencial químico μ_s de "i" en la superficie divisora se define como:

$$\mu_s = \frac{\delta f_s}{\delta n'_i} = \frac{1}{A} \frac{\delta F_s}{\delta \Gamma_i} \quad (2)$$

Los tres potenciales químicos en las dos fases y la interfase pueden ser diferentes mientras el sistema no esté en equilibrio. La tensión superficial puede ser definida termodinámicamente como:

$$\gamma = (aF/aA)_{t, v, n'_i, n''_i, n'_s} \quad (3)$$

usando además el modelo de Gibbs, se puede mostrar que la ecuación 1 da:

$$\gamma = \frac{F_s}{A} - \sum \Gamma_i \mu'_i \quad (4)$$

Cuando la posición de la interfase divisora es escogida de manera que $\Sigma \Gamma_i \mu_i^s = 0$, y se vuelve igual a la energía de su superficie por unidad de área; esto explica porqué los conceptos de tensión superficial y energía libre no siempre son claramente distinguidos en la literatura. Ambos son conceptos relacionados pero distintos: la tensión superficial de un líquido es una propiedad bien definida y medible, mientras que la energía libre de superficie es una cantidad abstracta que depende de la selección de la superficie divisora en la que es definida.

Como en el caso de los líquidos, los átomos en el estrato de superficie de un sólido, experimentan un desequilibrio de fuerzas debido a su ambiente asimétrico. Esto da lugar a un fenómeno análogo a la tensión superficial de los líquidos, sin embargo, debido a la limitada movilidad de los átomos en los sólidos, esta tensión usualmente no es isotrópica ni uniforme (difiere por ejemplo, para las diferentes fases de un cristal sencillo). La mayor diferencia con los líquidos es que, en el caso de los sólidos, esta tensión no es directamente accesible experimentalmente, por la medición de la cantidad de trabajo necesaria para incrementar la superficie por una cantidad dA (excepto en algunos casos limitados). La tensión de una interfase involucrando una fase sólida permanece como concepto abstracto que puede ser definido exactamente solo por referencia a la termodinámica del sistema. Para que la teoría establecida para líquidos permanezca aplicable a dichas interfaces, esta tensión será meramente definida en referencia con la energía libre del sistema por el uso de las ecuaciones 3 o 4. Por razón de simplicidad, será considerada, cuando sea posible, en que sigue que la interfase divisoria es escogida de modo que $\Sigma \Gamma_i \mu_i^s = 0$, esto hará innecesaria la distinción entre la tensión de interfase y la energía de interfase.

En el caso de interfaces sólido - líquido, a veces puede ayudar pensar en la tensión de interfase γ_{sl} con referencia en las tensiones γ_{sv} y γ_{lv} de las superficies de las fases sólido y líquido en el vacío. Para este propósito se puede seguir la definición del "trabajo de adhesión" W_a como:

$$W_a = \gamma_{sv} + \gamma_{lv} - \gamma_{sl} \quad \{5\}$$

W_a tiene así, las dimensiones de una energía por unidad de superficie. Es igual al trabajo que debe ser desempeñado para separar una unidad de área en dos fases, por eso, es una medida de la fuerza de enlace entre dos fases. El concepto de trabajo de adhesión será especialmente útil en lo sucesivo, como una ayuda para entender cualitativamente las energías de las interfaces líquido - metal - no metal sólido.

Tensión Interfacial y Absorción. En equilibrio, $\mu_i^s = \mu_i^l = \mu_i^g = \mu_i$ y el diferencial en la tensión de superficie puede ser escrito:

$$dy = -(S_s/A)dt - \Sigma \Gamma_i d\mu_i \quad \{6\}$$

Esto es mejor conocido como la ecuación de absorción de Gibbs.

Considerando una fase de dos componentes 1 y 2 con fracciones mol de X_1 y X_2 , a temperatura constante,

$$dy = -\Gamma_1 d\mu_1 - \Gamma_2 d\mu_2 \quad \{7\}$$

usando la ecuación Gibbs - Duhem

$$d\mu_i = -(X_2/X_1)d\mu_2 \quad \{8\}$$

la ecuación 7 se vuelve:

$$dy/d\mu_2 = -\{\Gamma_2 - \frac{X_2}{X_1}\Gamma_1\} = -\Gamma_{2,1} \quad \{9\}$$

$\Gamma_{2,1}$ es llamada la absorción relativa del componente 2 con respecto al componente 1 ($\Gamma_{2,1} > 0$ significa que $\Gamma_2/\Gamma_1 > X_2/X_1$ o que el componente 2 es más activo en la superficie que el componente 1). El potencial químico μ_2 del componente 2 en la mezcla puede ser expresado como:

$$\mu_2 = \mu_2^* + RT \ln a_2 \quad \{10\}$$

donde μ_2^* es el potencial químico del componente 2 puro y a_2 es la actividad del componente 2 en la mezcla. Esto nos lleva a:

$$\Gamma_{2,1} = -1/RT dy/d(\ln a_2) \quad \{11\}$$

Esta última relación es muy importante, expresa que si la adición del componente 2 a la mezcla, causa un descenso en la tensión de superficie, mientras más lo haga, más se agrega el componente 2 de la superficie.

Cuando $X_2 \ll X_1$, γ es a menudo no muy lineal con respecto a A_2 y la evaluación de $\Gamma_{2,1}$ de la ecuación 11 puede ser inexacto. Una solución para esta dificultad ha sido propuesta, introduciendo el modelo de absorción A de Langmuir en la ecuación 11, después de la integración:

$$\gamma = \gamma_i - RT\Gamma_{2,0} \ln(1 + Ka_2) \quad \{12\}$$

donde γ_i es la tensión de superficie del componente puro 2 a cobertura llena y K es la constante de equilibrio en la absorción Langmuir. Esta expresión se ajusta exactamente a muchos datos de la literatura sobre la variación de γ como una función de la concentración de un soluto diluido (57).

Además de calcular la cantidad de absorción de interfase de datos experimentales, sería más útil, para propósitos prácticos, ser capaces de predecir a priori, los valores de γ y Γ a partir de un conocimiento de las propiedades moleculares del sistema. Dicha predicción no puede ser hecha en el marco de la termodinámica clásica: involucra el tratamiento por estadística termodinámica, de un modelo simplificado del sistema. El acercamiento más popular es el modelo monocstrato de Guggenheim (57). Este modelo permite expresar la tensión superficial de la mezcla regular de dos componentes 1 y 2 por un juego de dos ecuaciones simétricas:

$$\begin{aligned} \gamma_a &= \gamma_1 a + RT \ln(X_1^s/X_1) + (\alpha X_1^s z^2 + m\alpha X_2 z^2 - \alpha X_2 z^2) \\ \gamma_b &= \gamma_2 a + RT \ln(X_2^s/X_2) + (\alpha X_1^s i^2 + m\alpha X_1 i^2 - \alpha X_1 i^2) \end{aligned} \quad \{13\}$$

a es el área de superficie por mol ($a = A/n_3$), asumiendo que sea igual para los dos componentes; X_1^s y X_2^s son las fracciones molares de los componentes 1 y 2 en el monoestrato de superficie "L" y "m" son las fracciones del número total de enlaces formados para un componente con otro, descansando ya sea en el mismo estrato paralelo a la superficie o en estratos adyacentes, respectivamente ($1+2m=1$); γ es el intercambio clásico de energía entre los componentes 1 y 2 en una solución regular:

$$\alpha = Nz \{E_{12} - (E_{11} + E_{22})/2\} \quad \{14\}$$

donde N es el número de Avogadro, z es el número de vecinos cercanos y E_{ij} son los potenciales de energía de los enlaces entre el componente "i" y un vecino llamado componente "j"; γ es proporcional a la entalpía de mezclado ΔH_{mix} . Desde luego, cuando las moles n_1 del componente 1 y moles n_2 del componente 2 son mezclados, la entalpía crece por una cantidad:

$$\Delta H_{mix} = \alpha n_1 n_2 / (n_1 + n_2) = \alpha X_1 X_2 (n_1 + n_2) \quad \{15\}$$

Las ecuaciones 13 hacen posible el cálculo de la tensión superficial γ y las concentraciones de superficie X_1^s/X_1 cuando las tensiones superficiales de los elementos puros y el intercambio de energía α son conocidos. Por ejemplo, si $\gamma_1 > \gamma_2$, la variación de γ como una función de $K = X_2/(X_1 + X_2)$, obtenido por la solución de las ecuaciones 13 para el mismo perfil no lineal, como se muestra en la figura 2a: γ desciende rápidamente para pequeños valores de K y el componente 2 se segrega a la superficie ($X_2^s/X_2 > 1$).

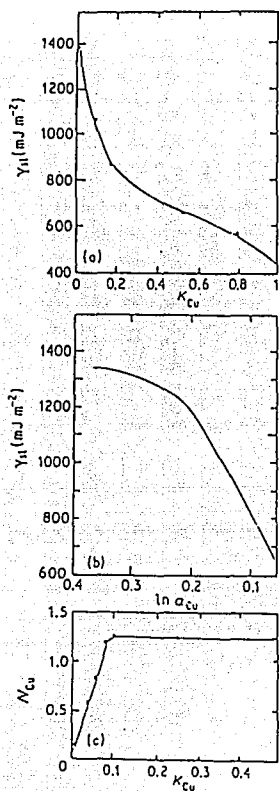


Figura 2. Tensión Interfacial en el sistema de aleación Fe - líquido Ag - Cu como una función de la composición de la aleación. (b) Igual que en (a) expresada como función de logaritmo de la actividad del cobre en el líquido. (c) Número equivalente de estratos de cobre en la interfase como una función de la composición de la aleación.

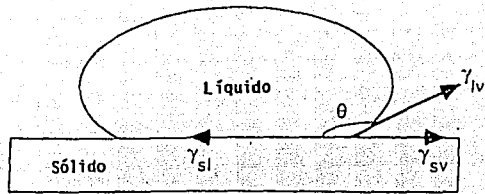


Figura 3. Diagrama esquemático de una gota líquida sobre una superficie sólida, mostrando las fuerzas interfaciales y el ángulo de humectabilidad para un sistema no humectable.

Condiciones de no Equilibrio. Cuando un líquido es traído dentro de contacto con un sólido, ocurren varios fenómenos irreversibles (reacciones, difusión, absorción) hasta que se alcanza el equilibrio (hasta que los potenciales químicos de todos los componentes son idénticos en las fases y la interfase). Consecuentemente, la tensión interfacial γ_{sl} , evoluciona mas o menos rápidamente hacia su valor de equilibrio. El tiempo requerido para alcanzar el equilibrio, puede ser largo (especialmente cuando la difusión en la fase sólida, está involucrada) y por eso hay más preocupación con el valor de no equilibrio γ_{sl} que con su valor de equilibrio.

Humectabilidad e infiltración. La humectabilidad de un sólido por un líquido es indicada por el "ángulo de contacto" θ , definido en la figura 3. Este ángulo está relacionado con las tres tensiones superficiales γ_{sg} , γ_{sl} , γ_{lg} , de las interfases sólido - gas, sólido - líquido y líquido - gas, respectivamente por medio de (58):

$$\gamma_{lg} \cos \theta = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad \{16\}$$

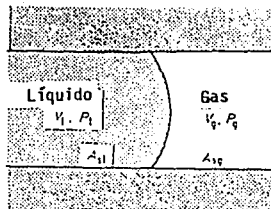


Figura 4. Infiltración de un líquido dentro de un capilar.

Se dice que un líquido humedece un sólido cuando $\theta > 0$ es decir cuando $\gamma_{sg} > \gamma_{sl}$. La fuerza de empuje para humedecer "Df", puede ser definida como:

$$Df = \gamma_{sg} - \gamma_{sl} \quad \{17\}$$

cuando $D_p \geq \gamma_{lg}$, $\theta = 0$ y el líquido se esparce espontáneamente en la superficie sólida. En vacío y cuando no hay absorción de componentes del líquido en la superficie del sólido ($\gamma_{sg} = \gamma_{sl}$), se puede escribir, usando la ecuación 5,

$$Df = -(\gamma_{lv} - W_a) \quad \{18\}$$

cuando las últimas condiciones son completadas, se pueden además combinar las ecuaciones 5 y 16 para escribir:

$$W_a = \gamma_{lv} (1 + \cos \theta) \quad \{19\}$$

Cuando la tensión superficial γ_{lv} de la fase líquida es conocida, el trabajo de adhesión (en equilibrio), puede ser determinado experimentalmente a partir de la medición del ángulo de contacto por el ensayo de la gota de metal líquido descansando sobre una superficie sólida plana (por lo menos hasta que las condiciones de vacío y ausencia de contaminación de la superficie sólida son reales).

La infiltración de un líquido en una red sólida, puede ser modelada, asumiendo que la red está hecha de tubos capilares, dentro de los cuales, el líquido tiene que penetrar. Considerando una interfase líquido - gas a través de un capilar figura 4, la presión diferencial mínima $\Delta P = P_i - P_g$ necesaria para mover la interfase isotérmicamente ($dT = 0$) a lo largo del capilar puede ser calculada con la ecuación 1. Se puede asumir que este movimiento es demasiado rápido para involucrar transferencia de componentes entre las fases y la interfase ($dn_i = dn''_i = dn'_i = 0$). El cambio de la energía libre del sistema es entonces:

$$dF = -P_i dV_i - P_g dV_g + \gamma_{sl} dA_{sl} + \gamma_{sg} dA_{sg} \leq 0 \quad \{20\}$$

($dF = 0$ solo para un proceso reversible). Para un capilar cilíndrico con radio r,

$$dV_i = -dV_g = r dA_{sl}/2 = -r dA_{sg}/2$$

así

$$\Delta P = P_i - P_g \geq -2Df/r \quad \{21\}$$

En otras palabras, la ecuación 21 expresa que el radio del poro más pequeño que será penetrado por la fase líquida, cuando una presión ΔP es aplicada es:

$$r = -2Df/\Delta P \quad \{22\}$$

Esta relación puede ser más relevante que la ecuación 21, ya que los compósitos probablemente consisten de una serie de cavidades a través de las cuales el líquido tiene que pasar. figura 5.

También se debe tomar en cuenta la resistencia de flujo causada por la viscosidad " η " del líquido. La distancia " x " viajada por el líquido a lo largo del capilar después de un tiempo " t " bajo una presión aplicada ΔP es:

$$X = \{r_2t/m\eta (\Delta P + 2Df/r)\}^{1/2}$$

{23}

Tensión Superficial de Metales Líquidos y Humectabilidad de Metales Sólidos por Metales Líquidos.

De acuerdo con la ecuación 18, la fuerza promotora de la humectabilidad, es afectada solo por dos factores: la tensión superficial del líquido y la fuerza de interacción sólido - líquido en la interfase. Como las propiedades de superficie metal - vacío e interfases metal - metal están cercanamente relacionadas, es necesario incluirlas.

Tensión Superficial de Metales Líquidos. Han sido desarrollados varios métodos para la medición de la tensión superficial del líquido - vacío ylv de metales líquidos; la tabla 1 da una selección de valores a temperaturas de fusión.

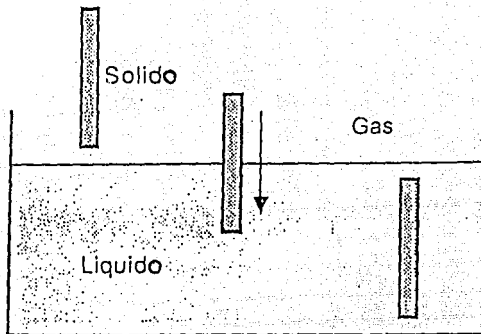


Figura 5. Inmersión de un sólido dentro de un líquido. Ilustración de la humectabilidad inmersional.

Existen varias reglas empíricas, establecidas para relacionar la tensión superficial γ_{lv} con otras propiedades de los metales como por ejemplo el calor de vaporización del metal líquido H_v :

$$\gamma_{lv} = K' H_v$$

{24}

Esta relación puede ser justificada en base al hecho que tanto la tensión superficial como la evaporación, involucran la ruptura de enlaces entre átomos en el líquido. El valor experimental de la constante K' es de 0.15 a 0.16 (57). Existe una expresión más, en la que se relaciona la tensión superficial del líquido con su temperatura de fusión:

$$\gamma_{lv} = K'' T_m (M)^{-2/3}$$

{25}

(ρ_l)

donde M y ρ , son el peso molecular y la densidad del metal líquido, respectivamente y $K'' = 3.6 \times 10^{-7} \text{ JK}^{-1}$.

Humectabilidad en Sistemas de Metal - Metal. La humectabilidad de metales sólidos por metales líquidos ha sido estudiada extensamente a causa de su gran importancia en procesos tecnológicos como la soldadura, latonado y fundido en contenedores de metal. Aunque las redes reforzantes en MMCs son no metálicas, se han utilizado frecuentemente cubiertas metálicas para facilitar la infiltración por metal fundido. Los métodos experimentales para la medición de la tensión superficial γ_{si} en sistemas metálicos, han sido revisados por Eustathopoulos (59); para metales con estructura cúbica, se considera que un metal sólido puro "i" es perfectamente humedecido por su propio fundido:

$$(\gamma_{sl})_{ii} = (\gamma_{sv})_i - (\gamma'_{lv})_i \quad [26]$$

esto significa que el trabajo de adhesión es alto (de la ecuación 5, $W_a = 2\gamma'_{lv}$), indicando fuertes enlaces metálicos entre el sólido y el líquido en la interfase. Una regla empírica establece que la tensión de la interfase de un metal puro con el metal líquido es proporcional a γ'_{lv} :

$$(\gamma_{sl})_{ii} = K''(\gamma'_{lv})_i \quad [27]$$

donde $K'' = 0.18$, tomando en cuenta todas las contribuciones:

$$(\gamma_{sl})_{ii} = (\gamma'^{sl})_i + (\gamma'_{sl})_i \quad [28]$$

γ'^{sl} es el exceso de entalpía poseída por los átomos en el estrato atómico del sólido (este exceso es una fracción de la entalpía del fundido). γ'_{sl} es una contribución entrópica que toma en cuenta el hecho de que los átomos cerca de la superficie del líquido, tienen una entalpía más pequeña que el lado de los átomos que permanecen en el volumen del líquido (esta contribución puede ser calculada cuando se sabe que la distribución de los átomos es en la dirección normal a la superficie).

Humectabilidad de Materiales Cerámicos por Metales Líquidos.

La humectabilidad de cerámicas por metales líquidos ha sido investigada extensamente en los pasados 40 años. Los principales estudios se basaron en la medición del trabajo de adhesión referido en la ecuación 19; esta medición requiere un control muy preciso de las condiciones experimentales, especialmente de la composición del sólido (particularmente su superficie), el fundido y la atmósfera que lo rodea. Dicho control es a menudo difícil de lograr y la literatura actual contiene muchas contradicciones e inexactitudes atribuibles a condiciones experimentales.

Interacciones para la Determinación del Trabajo de Adhesión. Usando la ecuación 18, la condición para humectabilidad en el vacío se vuelve $W_a > \gamma'_{lv}$ (la condición para el esparcimiento espontáneo es $W_a \geq 2\gamma'_{lv}$). Esto significa que un líquido humedece una superficie sólida, solo si la energía de los enlaces, que son creados a través de la interfase, excede a la tensión superficial del líquido. Esta es mucho menos severa para líquidos como el agua o solventes orgánicos, la tensión superficial para los cuales es del orden de unas décimas de mJm^{-2} (o pocas veces 10^{-2}eV por átomo

de superficie), que para metales líquidos es del orden de 1000 mJm^{-2} (o 1 eV por átomo de superficie) - ver tabla 1-. Las interacciones pueden ser Físicas o Químicas.

Interacciones Físicas. Es ampliamente aceptado que la mayor contribución a las fuerzas físicas viene de la dispersión de fuerzas, estas fuerzas surgen de la atracción entre un dipolo instantáneo y los dipolos que se inducen en la vecindad. La energía E_{12} de la interacción de dispersión entre dos átomos libres puede ser evaluado por:

$$E_{12} = \frac{3}{2} \frac{\alpha_1 \alpha_2 (I_1 I_2)}{R^6 (I_1 + I_2)} \quad (29)$$

donde I_1 y I_2 son los primeros potenciales de ionización de los dos átomos, α_1 y α_2 son sus "polarizabilidades" y R es la distancia entre ellas. En el caso de las interfases líquido - sólido, la contribución al W_a debida a la dispersión, puede ser estimada de la ecuación anterior, asumiendo interacciones emparejadas entre los átomos pertenecientes al monosustrato atómico exterior de las dos fases. Si cada monosustrato contiene solo una especie atómica.

$$W_a \text{ disp} = nE_{12} \quad (30)$$

donde n es el número de átomos pares por unidad de superficie de la interfase (despreciando así, la contribución de entropía y energía libre).

Interacciones Químicas. Las interacciones químicas pueden ser presentadas como resultado de una reacción química entre especies A en el líquido y especies B en el sustrato exterior de la superficie del sólido para formar un compuesto $AniBn$:



La contribución al trabajo de adhesión debida a tal reacción puede ser evaluada si se puede estimar el cambio estándar de energía libre ΔF° para la reacción y el número de especies A , B y $AniBn$ por unidad de superficie de la interfase.

Aspectos Termodinámicos del Atrapamiento de Partículas no Metálicas por Metales Líquidos.

Además de lo mencionado anteriormente, Chalmers, Uhlmann y Jackson (60), encontraron que a velocidades de crecimiento suficientemente lentas, todas las partículas extrañas, son rechazadas por interfases sólido - líquido en movimiento. Notando que la energía libre interfásial, podría ser responsable del rechazo de partículas, Bolling y Cissé (61), formularon una teoría que soportaron con experimentos y dedujeron que el atrapamiento de partículas inertes por frentes sólido - líquido en movimiento, fue en primer lugar consecuencia del arrastre y que dependía del diámetro de la partícula así como la velocidad crítica, a partir de esto, ha sido desarrollado en los últimos años, un modelo termodinámico para el atrapamiento de partículas.

Para contar con condiciones termodinámicas de equilibrio, se supone que la interfase se mueve lentamente (unas pocas micras por segundo). El atrapamiento o rechazo de partículas es considerado únicamente como una consecuencia del cambio neto en las energías libres de los sistemas en la interfase, por otro lado; el atrapamiento y rechazo de partículas puede, en general, depender de la mecánica de fluidos, del proceso de solidificación, de la temperatura, concentración, tensión

interfasial y también de la sobresaturación del líquido cristalizado (61). Si la velocidad de solidificación es baja y la interfase sólido - metal líquido es pequeña los efectos termodinámicos dominan, si no hay cambios químicos, únicamente se consideran los parámetros de la tensión de superficie.

Termodinámicamente, la condición para el atrapamiento de partículas, es que si el cambio neto de energía libre (ΔF_{neto}) para el proceso de atrapamiento es menor que cero:

$$\Delta F_{\text{neto}} < 0 \quad \{32\}$$

habrá atrapamientos de partícula, y si es mayor que cero:

$$\Delta F_{\text{neto}} > 0 \quad \{33\}$$

entonces habrá rechazo de partícula (61). De la figura 6, Δf neto para el proceso de atrapamiento de una esfera por unidad de superficie está dada por:

$$\Delta F_{\text{neto}} = \Delta F_b + \Delta F_c \quad \{34\}$$

donde

$$\Delta F_b = \frac{1}{2}(\gamma_{\text{ps}} - \gamma_{\text{pl}}) - \frac{1}{4} \gamma_{\text{sl}} \quad \{35\}$$

y

$$\Delta F_c = \frac{1}{2}(\gamma_{\text{ps}} - \gamma_{\text{pl}}) + \frac{1}{4} \gamma_{\text{sl}} \quad \{36\}$$

Metal	γ_s (mJ m^{-2})
Li	400
Mg	560
Zn	780
Al	1050
Cu	1300
Ti	1650
Ni	1780
Fe	1880
Mo	2250

Tabla 1. Selección de valores de tensión superficial en el punto de fusión para metales líquidos.

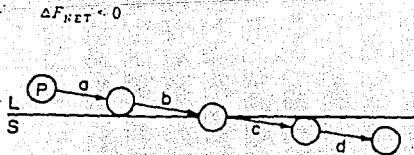


Figura 6. Termodinámica del atrapamiento de una partícula P en un líquido L por un sólido S.

γ_{ps} , γ_{pl} y γ_{sl} son las tensiones interfasiales partícula - sólido, partícula - líquido y sólido - líquido. Estas tensiones interfasiales pueden ser determinadas de los datos del ángulo de contacto, por medio de la ecuación:

$$\gamma_{sl} = (\gamma_{slsv} - \gamma_{slv})^2 / 1 - 0.015(\gamma_{sv}\gamma_{lv})^{1/2} \quad \{37\}$$

donde los índices s, l, y v se refieren a sólido, líquido y vapor. En conjunto con la ecuación de Young:

$$\gamma_{sv} - \gamma_{sl} = \gamma_{lv} \cos \theta \quad \{38\}$$

la ecuación (37) lleva a:

$$\cos \theta = (0.015\gamma_{sv} - 2.06)(\gamma_{sv}\gamma_{lv})^{1/2} + \gamma_{lv}/\gamma_{lv} \{0.015(\gamma_{sv}\gamma_{lv})^{1/2} - 1\} \quad \{39\}$$

Las tensiones interfasiales γ_{sl} y γ_{pl} en las ecuaciones (35) y (36) pueden ser obtenidas de mediciones del ángulo de contacto sobre superficies del material de la matriz y del material de la partícula respectivamente, por medio de la ecuación (38) y la tensión superficial conocida γ_{lv} , obteniendo después γ_{sv} y γ_{pv} respectivamente para la ecuación (39); considerando la ecuación (37) como una ecuación genérica, se puede calcular γ_{ps} , reemplazando γ_{pv} por γ_{lv} .

Ya que el atrapamiento y rechazo de partículas, ocurre a la temperatura de fusión del material de la matriz, las tensiones interfasiales, también deben referirse a esta temperatura.

En general han sido propuestos un gran número de modelos que describen este atrapamiento y/o rechazo de partículas, estos modelos pueden ser clasificados como:

1. Modelos Termodinámicos
2. Modelos de Propiedades Térmicas
3. Modelos Cinéticos

De entre los principales modelos que caben dentro de la clasificación anterior se tienen los siguientes trabajos:

Stefanescu y Raya (62) generaron el modelo:

$$\Sigma F = ma (1 - \rho_l/\rho_p) + Ks(m/\rho_p)^{1/3}\gamma_{lg} \cos \theta \quad \{40\}$$

donde F es fuerza aplicada por partícula, ρ_l es la densidad del líquido, ρ_p es la densidad de la partícula, K es un valor constante, γ es la tensión superficial, m es la masa y a la aceleración; esta ecuación indica que si la fuerza es mayor que cero, la partícula es incorporada y si es menor que cero, la partícula flotará.

El modelo establecido por Delannan Froyen (8) puede ser definido como $D_p = \gamma_{sg} - \gamma_{sl}$. Cuando la fuerza de empuje D_p es mayor que la tensión superficial y el ángulo de contacto es igual a cero, la partícula es atrapada por el líquido. Experimentalmente se han encontrado diferentes valores de ángulo de contacto para algunos sistemas como (88):

Al - 7% Si	128°
Al - 7% Si/SiC	127°
Al - 7% Si/SiC y 0.05% Sr	104°
Al - 7% Si/SiC y 1% Mg	116°
Al - 7% Si/SiC y 3% Mg	108°

TÉCNICAS PARA MEJORAR LA HUMECTABILIDAD.

En años recientes, han sido desarrolladas varias técnicas para mejorar la humectabilidad (63), estas técnicas están basadas en el principio que el ángulo de contacto θ puede decrecer por el incremento de la energía de la interfase sólido - líquido γ_{sl} , o con la tensión superficial del metal líquido γ_{lv} . La tabla 2 enlista la amplia variedad de técnicas que han sido desarrolladas para promover la humectabilidad entre cerámicas y metales fundidos, estas técnicas son:

- i) El uso de recubrimientos metálicos como níquel y cobre en partículas refractarias.
- ii) Adiciones de elementos reactivos como magnesio, calcio, titanio, zirconio y fósforo al material fundido.
- iii) Tratamiento térmico de partículas.
- iv) Irradiación Ultrasónica del fundido.

Los recubrimientos metálicos en partículas cerámicas incrementan la energía total de superficie del sólido y mejoran la humectabilidad; cambiando las interfaces de contacto a metal - metal, en lugar de metal - cerámica. El tratamiento térmico de partículas antes de su dispersión en el fundido, añade su transferencia causando desadsorción de los gases absorbidos de las superficies de cerámica (ej. la formación de superficies humectadas deficientes en oxígeno como óxidos del tipo Al_2O_3 son tratados a alta temperatura en el vacío). Las vibraciones ultrasónicas promueven la humectabilidad de las cerámicas por materiales metálicos fundidos, como resultado de la desadsorción parcial de gases absorbidos (mayormente hidróxidos), de la superficie de las partículas; en suma, ellas suplen el exceso de energía por huecos en el material fundido, lo que facilita la dispersión de las partículas (16).

El uso de elementos reactivos puede promover la humectabilidad reduciendo la tensión superficial del material fundido, decreciendo la energía interfacial sólido - líquido del material fundido, o induciendo la humectabilidad por una reacción química. Muy pequeñas cantidades de elementos reactivos pueden ser efectivos para mejorar la humectabilidad ya que se segregan en la interfase metal - cerámica. Los elementos reactivos han sido usados más extensamente para dispersar cerámica en metales.

Los compósitos producidos por técnicas de fundición, generalmente muestran excelentes enlaces entre el material cerámico y la matriz metálica, cuando se le inducen elementos reactivos que promueven la humectabilidad.

Por ejemplo: La adición de sodio y fósforo actúan como modificadores y refinadores en aleaciones aluminio - silicio, la adición de aluminio fomenta la nucleación del silicio pero no del aluminio y la adición de grafito a aleaciones Aluminio - Silicio hipereutécticas, refina la estructura del silicio (64). Por otro lado el magnesio, el cobre, la plata y el níquel reducen la tensión superficial y con esto: el ángulo de contacto que posteriormente mejorará la humectabilidad del metal por el cerámico, aunque el inconveniente de la adición de estos metales, radica en que los costos de fabricación se elevan y el refuerzo se vuelve susceptible a un ataque químico por el metal matriz. lo que ocasiona la formación de compuestos metálicos no aleables (65). La mejora en humectabilidad también se puede lograr con adiciones de elementos activos como el estroncio, litio y antimonio.

Recubrimiento metálico en partículas cerámicas	Grafito recubierto con Ni o Cu	Aleaciones de Aluminio
Adición de elementos reactivos al fundido Al_2O_3 , TiO_2	Grafito Grafito Grafito, Zircon, Silice, Mica,	Aleaciones de Aluminio Aleaciones de Cobre Aleaciones de Aluminio
Tratamientos Térmicos en las partículas	Al_2O_3 , Grafito Grafito, Carbón y Cuarzo	Aleaciones de Aluminio Galio y sus aleaciones
Tratamiento Ultrasonico	Al_2O_3 , Grafito	Al, Pb

Tabla 2. Técnicas para mejorar la humectabilidad metal fundido-particula.

Técnicas de Introducción de Partículas Cerámicas en Matrices Metálicas.

Han sido desarrolladas varias técnicas para introducir partículas sólidas y fibras cortas en aleaciones o metales fundidos; las más comúnmente usadas se encuentran resumidas en la tabla 3. Los primeros experimentos utilizaron partículas sólidas producidas dentro del material fundido a través de reacciones químicas como una fase de dispersión (66, 67). Otras aproximaciones involucran la introducción mecánica de partículas en el material fundido, justo antes del vaciado. Este último grupo de técnicas ha ganado popularidad en la sintetización de MMCs por procesos de solidificación. En general los métodos utilizados para introducir y dispersar homogéneamente una fase discontinua (cerámica), en el metal fundido son (3):

- i) Inyección de polvos por medio de un gas inerte acarreador dentro del fundido con la ayuda de una pistola de inyección (68,69), la partícula es transferida de la fase gaseosa al fundido, como un ascenso de burbujas.
- ii) Adición de partículas al chorro del vaciado en el momento de llenar el molde (70, 71).
- iii) Agitación mecánica de la aleación fundida con una propela apropiada para crear un vórtice en el material fundido y simultáneamente, adición de sólidos dispersores (71, 72, 73), este método ha sido usado más extensamente.
- iv) formación de bolitas o pequeñas briquetas por compresión de polvos de la aleación base y partículas sólidas, para posterior introducción de estas briquetas dentro del fundido, seguido por agitación mecánica lenta (74, 75)
- v) Uso de fuerza centrifuga para dispersar partículas especialmente briquetas hechas en material fundido (76).
- vi) Introducción de partículas dentro del fundido con juegos de varillas.

vii) Uso de ultrasonido de alta intensidad coccen o sin fuerza mecánica (ej. la inyección de partículas a través de una pistola mientras el material fundido está siendo irradiado con ultrasonido) (77,78).

viii) Adición de polvo en la aleación con agitación electromagnética (3).

TECNICA	DISPERSOR	MATRIZ
Inyección de Gas	Ni o Cu, Al ₂ O ₃ , SiC	Aleaciones de Al o Zn
Método de Pellet	Cu o Ni, SiC	Aleaciones de Aluminio
Método de Vortex	Fibras de Aluminio (23%) Partículas de Aluminio (4%) Cuarzo (2.5%) Mica (2%), Zircon (60%)	Aleaciones de Aluminio Aleaciones de Aluminio Aluminio Aluminio
Dispersión Ultrasonico	Pb, SiO ₂ Grafito, óxidos Al ₂ O ₃	Al, Zn, Duraluminio Al Sn - Ti
Dispersión Centrífuga	Carbofosfuros	Aleaciones de Aluminio
Dispersión Química	Al N	Aleaciones de Aluminio
Producción en el Fundido	Nitruro de Titanio Boruro de Thorio, Al ₂ O ₃	Aceros Inoxidables Aleaciones de Cobre

Tabla 3. Técnicas para incorporar partículas en un metal fundido.

SOLIDIFICACION EN COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

NUCLEACION

CRECIMIENTO

SOLIDIFICACIÓN

Introducción

La fabricación de compósitos de Matriz Metálica, involucra la solidificación, y de esta dependerá la homogeneidad y propiedades de la pieza colada, por tal motivo es necesario conocer y controlar ciertos parámetros como el tiempo de solidificación, la velocidad de solidificación, los gradientes térmicos durante el enfriamiento y los posibles defectos que se pueden producir. Por lo general, es conveniente en el caso de compósitos colados, lograr un tamaño de grano tan pequeño como sea posible, ya que un tamaño de grano pequeño mejora significativamente las propiedades mecánicas de los compósitos de Matriz Metálica, además es necesario que el material de refuerzo quede lo mas homogéneamente distribuido en la matriz para que estas propiedades mecánicas sean uniformes.

Por otro lado, cuando una aleación solidifica, el sólido que se forma generalmente tiene una composición diferente a la del líquido del cual está solidificando; por tal motivo, la distribución de soluto en el sólido generalmente será diferente a la que tenía el líquido antes de solidificar, esta redistribución del soluto producida por solidificación y denominada segregación, es necesario disminuirla para evitar posibles discontinuidades en microestructura y propiedades mecánicas del compósito por todo lo anterior es necesario analizar y controlar perfectamente el proceso de solidificación en Compósitos de Matriz Metálica.

Proceso de Solidificación en Compósitos de Matriz Metálica.

El proceso de solidificación de compósitos de Matriz Metálica, se puede dividir en etapas, donde el metal y el refuerzo han sido combinados y el metal de la matriz permanece parcialmente líquido; esto procede a la etapa final del proceso, donde la solidificación del metal se completa; para esto, es necesario distinguir si el refuerzo es una preforma mecánicamente autosustentable, o si consiste de partículas individuales, fibras cortas o filamentos dispersos dentro del metal. En el primer caso, el compósito es vaciado directamente por infiltración de la preforma, generalmente a su forma final. En el segundo caso, el compósito es formado por agitación del refuerzo dentro del metal fundido o semisólido, para producir un compósito pastoso con baja fluidez. Este material pastoso es subsecuentemente vaciado dentro del molde, usando procesos similares a los de la fundición para metales no reforzados. Dependiendo del proceso utilizado, se lleva a cabo el fenómeno de transporte dentro del material.

Infiltración de Preformas

El proceso de infiltración ha sido usado durante varias décadas para producir compósitos: en muchos casos, la infiltración no es isotérmica: las preformas se encuentran abajo de la temperatura de fusión del líquido, lo mismo que el molde y se pueden minimizar así, las interacciones químicas metal - refuerzo (79).

Procesamiento de Partículas Individuales

Cuando el refuerzo consiste en elementos aislados de la fase reforzante, dispersos en la matriz, el compuesto forma una mezcla pastosa de baja fluidez si una porción suficiente de la matriz está líquida. Este tipo de compósitos normalmente se fabrican por agitación del refuerzo dentro de la matriz líquida o semisólida, en este caso es necesario controlar la distribución del refuerzo.

Los metales fundidos y aleaciones se comportan como fluidos Newtonianos, con una viscosidad en el rango 10^{-3} - 10^{-2} Pas y descendiendo con el incremento de la temperatura siguiendo la ecuación de Arrhenius. Cuando partículas sólidas son dispersadas en un metal líquido, pueden ocurrir dos tipos de interacción: una interacción hidrodinámica entre el líquido y la partícula, y una interacción no hidrodinámica entre las partículas mismas; ambas interacciones producen un incremento en la viscosidad aparente de la mezcla, un efecto que ha sido confirmado en varios estudios experimentales: estos muestran que las viscosidades aparentes de varios compósitos son significativamente más altas que las viscosidades de aleaciones no reforzadas (79). Las viscosidades aparentes de los compósitos además, descienden fuertemente con el incremento de la velocidad de corte, correspondiendo al comportamiento plástico no Newtoniano. Esta última observación indica que partículas suspendidas en compósitos de matriz metálica interactúan con las otras. Esto da lugar a la aglomeración de partículas y estos agregados son aparentemente responsables del comportamiento dependiente de la velocidad de corte de la mezcla pastosa. En general, la viscosidad desciende con el incremento de temperatura.

Por otro lado, cuando un compuesto está en reposo, las diferencias de densidad entre la matriz y el refuerzo; inducen el asentamiento o flotación del refuerzo; a una tasa que depende de la fracción de volumen local, es decir; la distribución de partículas en la matriz metálica, depende en gran medida del movimiento de la misma (79).

Solidificación en Compósitos de Matriz Metálica

La influencia ejercida por la microestructura de la matriz, sobre las propiedades mecánicas de los MMCs, depende en gran medida del proceso de solidificación, ya que este gobierna en gran parte la microestructura final del compuesto. Las reglas originales para el control de microestructuras en la solidificación de metales no reforzados, no se aplican con MMCs, ya que la fase de refuerzo, frecuentemente modifica la solidificación de la matriz, por lo tanto, es necesario establecer ciertas suposiciones como que el refuerzo es químicamente inerte con la matriz.

Nucleación. La fase de refuerzo sólida puede reducir el tamaño del grano de la matriz significativamente, si esta cataliza una nucleación heterogénea de la fase primaria del metal. Esto parece ocurrir raramente con el aluminio, dado que los tamaños de grano distan en exceso del diámetro del refuerzo. Cuando el refuerzo provee un sitio propicio para la nucleación de la matriz, su efecto sobre el tamaño de grano de la matriz puede ser demasiado fuerte: por ejemplo, en las aleaciones hipereutécticas aluminio-silicio, en la fase primaria, el silicio ha mostrado nucleación preferentemente sobre el carbono. SiC, SiO₂ y Al₂O₃, como consecuencia, el número de cristales primarios de silicio, por unidad de volumen en estas aleaciones, es mayor que en las aleaciones no reforzadas (56).

El refinamiento de grano de la matriz, también puede resultar del cambio de calor entre el refuerzo y la matriz, durante la infiltración, donde la infiltración de una preforma a una temperatura abajo de la matriz líquida, resulta en la rápida solidificación de una porción de la matriz durante la

infiltración; a menos que este metal sólido se refunda, producirá una fina estructura equiaxial en la matriz.

Cuando el refuerzo no induce nucleación de la fase primaria de la matriz por catálisis o transferencia de calor, el tamaño del grano en compósitos fundidos, es probablemente más grande que aquel de un fundido idéntico de la matriz no reforzada, esto es porque el refuerzo impide la convección del metal líquido, ya sea que el refuerzo sea estacionario o esté distribuido discretamente en la matriz. Muchos mecanismos responsables de la formación de estructuras dendríticas; de grano fino equiaxial, dependen del flujo del fluido, por esa razón, si hay una convección significativa durante la solidificación de una pieza colada no reforzada, se generará probablemente una estructura columnar, este efecto es ilustrado en los experimentos de Cole y Bolling, quienes aclararon el efecto del flujo del fluido en la solidificación de un lingote, los resultados indicaron una zona columnar más grande en donde se colocaban rejillas de alambre del metal dentro del molde a solidificar.

Crecimiento del Metal Sólido con Refuerzo Estacionario. La velocidad para la igualación de la temperatura entre la matriz y el refuerzo, es cuando mucho, alrededor de 1m/s, esto es generalmente mucho menor que el tiempo para la solidificación de la matriz en procesos de colado usados para la producción de lingotes de MMCs. Para una matriz aleada, solidificando en un compuesto vaciado, el refuerzo no es una fuente de calor significativa, pero es una barrera impermeable para la transferencia de masa.

Cuando el refuerzo es estacionario, y la matriz una aleación, es equivalente a pensar en un crisol muy fino y estrecho, dentro del cual, la matriz debe solidificar, esto supone la solidificación de metales sin refuerzos; donde la configuración más simple para el estudio fundamental de solidificación de compósitos es aquella donde el proceso toma un estado fijo, permitiendo la definición simple y el control de los parámetros de crecimiento: Gradiente de temperatura G y velocidad de crecimiento.

La estabilidad morfológica del frente plano de solidificación de la aleación, es analizada teóricamente, calculando la velocidad de crecimiento de las perturbaciones senoidales infinitesimales del frente plano. En aleaciones no reforzadas, se asume que el frente sea infinito, así que si alguna perturbación de una determinada longitud de onda, muestra una velocidad de crecimiento positiva, el frente es inestable. En un intersticio estrecho delimitado por fibras con espacios cercanos (de un compuesto), el espectro de posibles perturbaciones de longitud de onda, tiene un límite más alto, igual al ancho del intersticio, por lo tanto, se ha encontrado que las fibras tienden a estabilizar el frente plano de solidificación, cuando su separación es abajo de la longitud de onda crítica λ_c (79).

Un análisis más detallado del crecimiento de un frente plano toma en cuenta el ángulo de contacto finito θ , entre el metal sólido, el metal líquido y la fase de refuerzo (figura 7), en la línea de unión entre la interfase de la matriz de fibra y la interfase líquido-sólido (ignorando los efectos de rugosidad. θ es el mismo ángulo que se usa para evaluar la potencia de la fibra para la nucleación heterogénea de la matriz). A menos que θ sea 90° , un frente planar, puede ser no obtenido, ya que la interfase líquido - sólido se curva cerca del refuerzo. Ungar y Brown han estudiado este problema y consideran ángulos mayores a 90° , ya que a θ altos se tiene pequeños intersticios anchos y hay una serie continua de soluciones para la morfología del frente de solidificación, yendo de frentes de solidificación superficiales a profundos, según descende el gradiente de temperatura a una velocidad de crecimiento fija.

En general, a valores bajos de G/V , la matriz no reforzada solidificará con frentes dendríticos, lo mismo sucede con compósitos.

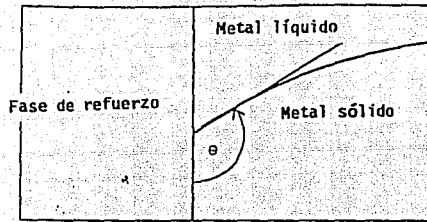


Figura 7. Definición del ángulo de contacto entre un metal sólido, un metal líquido y la fase de refuerzo.

Crecimiento del Metal Sólido con Refuerzo Móvil.

Cuando una interfase sólido - líquido móvil se acerca a una partícula móvil suspendida en el metal líquido, la partícula puede ser capturada o empujada por la interfase. Si las partículas son capturadas por el creciente metal sólido, una pequeña redistribución del refuerzo ocurrirá durante la solidificación y la distribución de partículas en el material solidificado será tan uniforme como fue en el estado líquido. Por otro lado, si las partículas son empujadas por el frente de solidificación, serán redistribuidas, para ser finalmente segregadas en la última parte de la matriz líquida a solidificar. Las figuras 8 y 9 muestran ejemplos de microestructuras de solidificación resultantes del rechazo y captura de partículas en coladas de aleaciones Al-Si reforzadas con partículas de carburo de silicio.



Figura 8. Microestructura del compuesto Al-7Si-15% en volumen de SiC, solidificado a una velocidad de enfriamiento de 4° K/seg. Nótese que las partículas de SiC son rechazadas a regiones interdendríticas por las dendritas de Aluminio.



Figura 9. Microestructura del compuesto Al-16Si-15% en volumen de SiC (la velocidad de enfriamiento fue de 7° K/seg.). Nótese que las partículas de SiC no son rechazadas por los cristales primarios de Si.

Existen otros parámetros de solidificación como la velocidad de crecimiento, gradiente de temperatura, tamaño de la partícula y conductividad térmica de la matriz y la partícula, que tienen poca influencia sobre el rechazo de partículas, sobre todo en compósitos de aluminio. Sin embargo, estos parámetros afectan la morfología de la interfase sólido - líquido, resultando en un cambio en el comportamiento de atrapamiento de partículas en las regiones interdendríticas.

En general, los estudios de solidificación direccional son mejor conducidos en estado fijo; esto es sin embargo, difícil de mantener cuando las partículas se acumulan delante del frente de solidificación. Los experimentos de solidificación direccional sobre sistemas de MMCs, hasta la fecha no han sido completamente corroborados con la teoría, sobre todo el rechazo de partículas durante la solidificación.

En general, la solidificación y la microestructura resultante, se encuentran influenciadas por los siguientes parámetros:

1. Nucleación
2. Rechazo de partículas por el frente creciente de solidificación
3. Asentamiento de partículas en la matriz
4. Reacciones químicas

Los refuerzos cerámicos son sitios favorables para nucleación heterogénea, sin embargo, hay probabilidades bajas de que la superficie del cerámico esté adecuadamente orientada con respecto a la fase metálica solidificada, para formar una interfase de baja energía con ella y actuar como sustrato para nucleación heterogénea. Hay estudios que indican que el silicio nuclea preferencialmente sobre superficies de refuerzos de carbono, aluminio y carburo de silicio. La nucleación de refuerzos está controlada por la siguiente expresión (64):

$$I = \frac{1}{\nu 3\pi kT} \left[\frac{4\pi(2-3\cos\theta + \cos^3\theta)}{3\nu\Delta G^2(i^*)^2} \right]^{1/2}$$

donde θ es el ángulo de contacto, ν el volumen atómico, ΔG la energía libre por unidad de volumen e i^* el número de átomos en un núcleo crítico.

La presencia de refuerzos en la matriz fundida es probable que cambie varias propiedades del sistema solidificado; la conductividad térmica y la difusividad, son reducidas debido a la presencia de refuerzos como el carburo de silicio, acompañadas de un incremento en la viscosidad como está dado por las siguientes ecuaciones:

$$\text{Viscosidad} = \mu_{\text{eff}} = \mu \{ 1 + 2.5\phi + 10.52\phi^2 \}$$

$$\text{conductividad térmica} = \lambda_{\text{eff}} = \lambda_l \left[\frac{2\lambda_l + \lambda_p - 2\phi(\lambda_l - \lambda_p)}{2\lambda_l + \lambda_p + \phi(\lambda_l - \lambda_p)} \right]$$

$$\text{densidad} = \rho_{\text{eff}} = \rho_p\phi + \rho_l(1 - \phi)$$

$$\text{calor específico} = C_{\text{eff}} = C_{pw} + C_l(1 - w)$$

donde ϕ y w son la fracción volumen y peso de los refuerzos respectivamente. Estos cambios en las propiedades influncian la razón total de enfriamiento, así como los gradientes de temperatura que a su vez, influncian el fenómeno de solidificación. Algunos parámetros que influncian el proceso de solidificación serán:

$$\text{No de Prantl} = \frac{C_p M c \lambda(l)}{l M l \lambda c(l)} = Pr$$

$$\text{No Rayleigh} = \frac{Gr Pr}{Gr(l) Pr(l)} = Ra$$

$$\text{No de Grashaff} = \frac{\beta_c (M)^2 (\rho_c)^2}{\beta l (M c) (\rho l)} = Gr$$

$$\text{No de Nusselt} = \left[\frac{Pr Ra}{Er(l) Ra(l)} \frac{Pr(l) + 0.952}{Pr + 0.952} \right]^{1/2}$$

La figura 10 muestra la relación de estos números adimensionales para aleaciones de Aluminio con refuerzos de carbono.

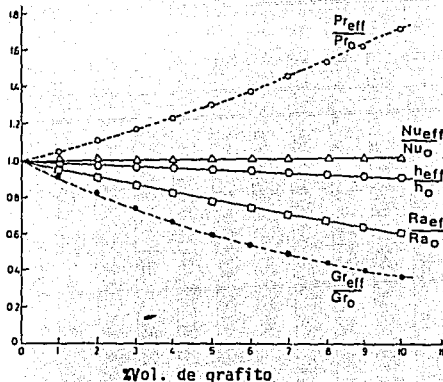


Figura 10. Proyección teórica de parámetros adimensionales de flujo de calor y fluido para sistemas Al-C, como una fracción de volumen de partículas de carbono.

En general, las interacciones entre el frente de solidificación y el refuerzo tienen efectos sobre la estructura de MMCs; en la tabla 4 se presentan diferentes modelos teóricos que se basan en esta interacción para compósitos de matriz de aluminio con SiC.

Modelo	Criterio de rechazo	Resultados calculados para Al-SiC
Uhlmann, Chalmers, Jackson [21]	$V_{front} < V_{cr}$ $V_{cr} = \frac{(n+1)}{2} \cdot \left(\frac{L \cdot d \cdot v_0 \cdot D}{KTR^2} \right)$	$V_{cr} = 0.187 \mu\text{ms}^{-1}$ for $R = 10 \mu\text{m}$
Omenyi and Neumann [39]	$\sigma_{SP} > (\sigma_{SL} + \sigma_{LP})$	$\sigma_{SP} = (\sigma_{SL} + \sigma_{LP})$ $= 8.271 > 0$
Chernov, Temkin, Melnikova [40]	$V_{cr} = \frac{0.14 B_3}{n \cdot R} \left(\frac{D}{B_3 R} \right)^{1/3} \cdot \frac{\lambda_2^2}{k} > R$ $V_{cr} = \frac{0.15 B_3}{n \cdot R \cdot k} \cdot \frac{2}{k} < R$	$V_{cr} = 1.959 \mu\text{ms}^{-1}$ for $R = 10 \mu\text{m}$ $V_{cr} = 2.38 \mu\text{ms}^{-1}$
Bolling and Cisse [44]	$V_{front} < V_{cr}$ $V_{cr} = \left[\frac{4 \cdot \psi(\alpha) \cdot KT \cdot \lambda \cdot \lambda_0}{g \cdot v \cdot n^2 \cdot R} \right]^{1/2}$	$V_{cr} = 4.24 \mu\text{ms}^{-1}$ for $R = 10 \mu\text{m}$
Stefanescu et al. [22]	$V_{front} < V_{cr}$ $V_{cr} = \frac{\Delta \sigma_0 \cdot d_0}{6 \cdot (n-1) \cdot n \cdot R} \left[2 - \frac{\lambda_D}{\lambda_2} \right]$	$V_{cr} = 3120 \mu\text{ms}^{-1}; 10 \mu\text{m}$ $= 2048 \mu\text{ms}^{-1}; 25 \mu\text{m}$ $= 512 \mu\text{ms}^{-1}; 100 \mu\text{m}$
Zubkov et al. [41]	$\frac{\lambda_p}{\lambda_2} < 1$	$\frac{\lambda_p}{\lambda_2} = 0.142$
Surappa and Rohatgi [42]	$\left(\frac{\lambda_p \cdot C_p \cdot \rho_B}{\lambda_2 \cdot C_L \cdot \rho_L} \right)^{1/2} < 1$	$\left(\frac{\lambda_p \cdot C_p \cdot \rho_B}{\lambda_2 \cdot C_L \cdot \rho_L} \right)^{1/2} = 0.056$

Tabla 4. Ecuaciones predictivas para interacciones partícula/Frente de solidificación y resultados calculados para Al-SiC.

Existen otros modelos que predicen el atrapamiento de partículas cerámicas por la matriz metálica: en general, estos modelos se basan en pensar que el atrapamiento de partículas por la interfase metálica, depende del balance de fuerzas entre el rechazo en la interfase y la dificultad de este rechazo a través del medio frente de la interfase, esto se basa directamente en la velocidad crítica, la cual define si una partícula de refuerzo será atrapada o rechazada, esta velocidad crítica puede definirse como (80):

$$V_c = 0.5(n+1)(l_0 v_0 D / KTR^2)$$

donde n es un número positivo que puede valer 4 o 5, l el calor latente de fusión, a_0 el diámetro atómico, V_0 el volumen atómico, D el coeficiente de difusión en el líquido, K la corriente de Boltzman, T la temperatura y R el radio de la partícula. Si se considera arrastre viscoso:

$$V_c = \frac{dshLa_0}{(1 + 6nR_0n(n + 1)V_0D/dshlKT)^{1/2-1}} 6nR_0R^2\eta$$

donde η es la viscosidad, R_0 el radio de la partícula, d_s la separación entre la partícula y la interfase.

Otro modelo de velocidad crítica es el propuesto por Gub y Stefanescu (33):

$$V_{cr} = \frac{a_0\Delta\beta_0}{6nr} \frac{K_l}{K_p}$$

donde a_0 es la distancia atómica, n la viscosidad, r el radio de la partícula, K_l y K_p la conductividad térmica del líquido y la partícula respectivamente y $\Delta G = \sigma_{ps} - (\sigma_{pl} + \sigma_{ls})$

Existe un gran número de modelos reportados en la literatura, aunque algunos de ellos se contradicen entre si.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

APLICACION DE LOS
COMPOSITOS DE MATRIZ METALICA

APLICACION INDUSTRIAL DEL MMCs

Los MMCs tienen un gran número de aplicaciones industriales, especialmente como materiales de antifricción y antiabrasión, la aplicación más promisoría parece estar en soportes (cojinetes) donde un compuesto como el de Al-grafito sería considerablemente más barato, ligero y autolubricante que los actuales soportes hechos de aleaciones de Cu, Pb, Sn y Cd, estos materiales pueden ser usados en soportes automotrices, herramientas de máquinas, motores marinos diesel, camiones, líneas de transmisión, secadoras, procesadores de comida, ventiladores y bombas.

Otra aplicación importante es la que tienen los compósitos de Al-grafito para pistones, forros de cilindros y anillos de pistón que llevan ahorros en diesel, petróleo y reducción al desgaste de componentes en motores de combustión interna (16). El uso de compósitos del tipo Al-grafito en partes de motores de combustión interna, también trae como ventajas que reduce el peso total del motor y que no se desgastará durante un arranque frío o por una falla de lubricante. En materiales eléctricos de contacto, Hitachi ha introducido compósitos de Cu-grafito (bajo el nombre gradia) y en la misma medida que los compósitos de Al-grafito se utilizan para cepillos de contacto eléctrico, ya que combinan la conductividad eléctrica y las propiedades de antidesgaste de metales y lubricantes sólidos.

Los MMCs encuentran una amplia variedad de aplicaciones debido al bajo costo de su producción y a las propiedades de estos, aplicaciones potenciales son mostradas en la tabla 5. algunas propiedades de los compósitos se mantienen a temperaturas elevadas, cerca de los coeficientes de expansión térmica igual a cero, con conductividades térmica y eléctrica buenas, excelente antifricción, antiabrasión, humedad y propiedades de maniobrabilidad.

COMPOSITOS	APLICACIONES	CARACTERISTICAS
Gr/Al	Cojinetes	Más barato, más ligero, autolubricante.
Gr/Al, SiC-Al ₂ O ₃ /Al	Pistón automotriz, anillo, varilla conectora.	Uso o gasto reducido, más ligero.
Gr/Cu	Contactos eléctricos.	Excelente conductividad y propiedades de antiagarre.
SiC/Al	Propulsores turbocargadores.	Uso a alta velocidad y temperatura.
Burbujas de vidrio o carbono en Al. Compósitos vaciados de fibra de carbono /LE.	Compósitos tubulares.	Materiales ultraliveros. Baja expansión térmica, resistencia a alta temperatura y alta dureza.
Sircon/Al, SiC/Al, SiO ₂ /Al.	Herramientas de corte, cubiertas de máquinas, turbinas.	Materiales resistentes a la abrasión, duros.
Al/Carbono, Al/Arcilla.	Materiales de baja energía.	

Tabla 5. Aplicaciones potenciales seleccionadas para compósitos de matriz metálica vaciados o colados.

VEHICULO	Espacial	Aereo	Terrestre
£/Kg	2000	200	2

Tabla 6. Comparación de peso ahorrado en costos de transportación.

La adición de refuerzos como el SiC, mejoran grandemente la resistencia a la abrasión de las aleaciones de Al, recientemente, un compuesto de Al/SiC, ha sido desarrollado a partir de una gran variedad de propuestas de fundición, el propietario del proceso produce el MMCs con una distribución uniforme de partículas, alta resistencia y rigidez.

El incremento en el costo de los compósitos sobre las aleaciones convencionales no es alto, aunque la imposibilidad de refundir desperdicios y rechazos de estos, elevan el costo. El impulso para el uso de MMCs en la industria automotriz, es mucho menos influenciado por el desempeño, que por los factores de costo. Cualquier material nuevo tiene que dar muchas más ventajas; como la flexibilidad del diseño y la manufacturabilidad, así como haber sido probado en un sentido ingenieril, antes de ser aceptado en el uso común. Los incrementos en la resistencia a alta temperatura y la rigidez, que pueden ser reflejadas como ahorros en el peso, tienen más influencia en aviones que en carros. En la tabla 6 se muestran los beneficios económicos en tres medios de transporte (81).

SISTEMA	COMPONENTE	JUSTIFICACION
Motor	Corona del pistón.	Propiedades de alta temperatura.
	Ranura del anillo del pistón.	Resistencia al uso.
	Brazo del balancín.	Peso, rigidez
	Puente de válvulas.	Propiedades de alta temperatura.
	Pasador.	Dureza específica.
	Bloque de cilindro.	Resistencia al uso.
	Varilla de dirección.	Dureza específica, Peso.
Suspensión	Struts	Fumectabilidad, dureza.
Dirección	Propiedades de flecha.	Uso, peso, dureza específica.
Carter	Cojinete diferencial.	Uso, peso.
Frenos	Disco,	Uso, peso.

Tabla 7. Componentes potenciales para FRMMC en automóviles.

Un gran número de componentes automotrices han sido citados como candidatos potenciales para manufacturarse a partir de MMCs. La tabla 7, enlista algunos pocos, así como una posible justificación inicial para el uso de MMCs.

MATERIAL	COMPONENTE	PROPIEDAD MEJORADA	BENEFICIOS	FABRICANTE
Al ₂ O ₃	Ranura de anillos	Resistencia al uso	Temperatura de corrido mas alta.	Toyota
Al ₂ O ₃	corona del pistón	Resistencia a la fatiga	Oportunidad de usar Al.	T&N, JPL, Mahle.
SiC	Disco de frenos	Resistencia al uso	Peso reducido.	Duralcan
SiC	Flecha	Dureza	Reducción de peso.	GKN
SiC en whisker.	Varilla	Fuerza y <u>du</u> reza	Masa reducida.	Nissan
Al ₂ O ₃	Conector	Fuerza y <u>du</u> reza	Masa reducida.	Du Point, Chrysler.

Tabla 8. Lista de componentes.

Han sido producidos un gran número de componentes con MMCs, aunque solo unos cuantos han progresado actualmente en el mercado masivo, una selección de componentes de prueba para todos los MMCs, está dada en la tabla 8, si alguno de estos llega a ser aceptado por la industria automotriz, el mercado para los MMCs, se incrementaría en gran medida. Un estudio reciente (82), ha sugerido que para 1995, el mercado para MMCs, será del orden de 350 millones de libras, de los cuales aproximadamente el 50% estará en el sector automotriz.

Los obstáculos actuales para la aceptación de MMCs son (81):

- Costos altos.
- Introducción de nuevos procesos y nuevos materiales.
- Necesidad de invertir en equipo para los requerimientos de un nuevo proceso.
- Falta de datos estandarizados de diseño.
- Competencia con otros materiales.
- Altos tiempos de desarrollo, tanto para el proceso y material estructural como para el control de calidad.

CARACTERIZACION DE LOS COMPOSITOS
DE MATRIZ METALICA

CARACTERIZACION DE COMPOSITOS

El análisis estructural, juega un importante papel en la caracterización de compósitos ya que para estos, se necesita conocer:

- El análisis del material matriz: tamaño del grano, porosidad (tamaño, forma y distribución), y fases (tamaño, forma y distribución).
- El análisis del refuerzo: partículas (tamaño, forma, orientación y distribución), fibras (tamaño, forma, orientación, adherencia y espaciamiento), vínculo interfaciales y capas (espesor, porosidad, adherencia y uniformidad).

La preparación del compósito para su posterior análisis es muy importante, ya que esta constituido de elementos de diferente dureza, además; las propiedades de la matriz y del refuerzo usualmente difieren ya que sus estructuras internas frecuentemente se desarrollan a diferentes velocidades durante la formación. La preparación apropiada de la muestra, minimizara el grado de daño de la superficie y subsuperficie con cada etapa del procedimiento de preparación, así que las normas microestructurales y/o anomalías del espécimen final, pueden ser exactamente interpretadas como una función de la respuesta del compósito para ciertas condiciones de proceso, análisis y servicio. Las etapas convencionales de preparación se mencionan debido a que existen ciertas diferencia cuando se preparan MMCs, la preparación de compósitos, es un proceso de seis etapas: seccionado, montaje, desbaste, integridad de la muestra, pulido y ataque. Las pautas para cada etapa se dan a continuación (25).

Seccionado

Las hojas de diamante, son las más recomendables para seccionar compósitos: las de alto grado de concentración, son usadas para compósitos con matriz metálica (MMC) y las de baja concentración, se utilizan para cortar compósitos de matriz cerámica (CMC). Las hojas que tienen partículas abrasivas largas, son usadas para seccionar materiales muy duros o correosos como el carburo de boro, titanio y diboruro de titanio; las hojas que tiene abrasivos finos, son utilizadas para materiales quebradizos y de superficie sensible que pueden ser dañados por abrasivos ordinarios. La figura 11 compara las superficies seccionadas de grafito-fibra de boro para un compósito y muestra como las fibras de boro han sido afectadas al cortarse con abrasivos ordinarios.

Montaje

El espécimen de compósito es usualmente montado con *impregnación al vacío* que consiste en vaciar la resina sobre el espécimen del molde, mientras se aplica un vacío. La resina es retirada de todas las áreas abiertas de la pieza mientras este sistema es regresado a la presión atmosférica, para esto se utilizan resinas de baja viscosidad. La figura 12 compara dos especímenes que se montaron de diferente manera uno de ellos se montó tradicionalmente en resina, mientras que el otro por el procedimiento de impregnación al vacío, se observa claramente que en este último se obtienen mejores resultados ya que en el primero, las áreas abiertas de la muestra no fueron propiamente infiltradas.

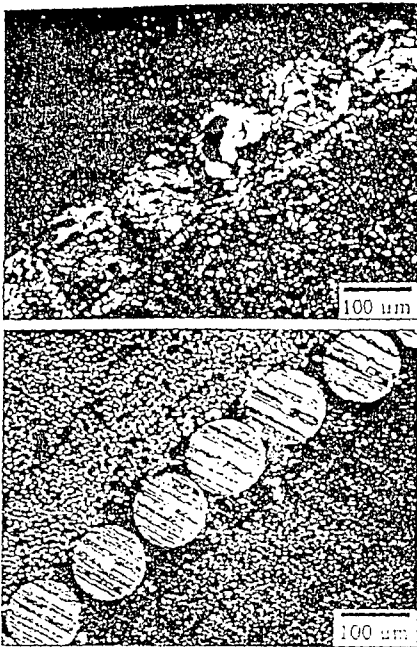


Figura 11. Superficies seleccionadas de grafito con fibra de boro para un compósito.

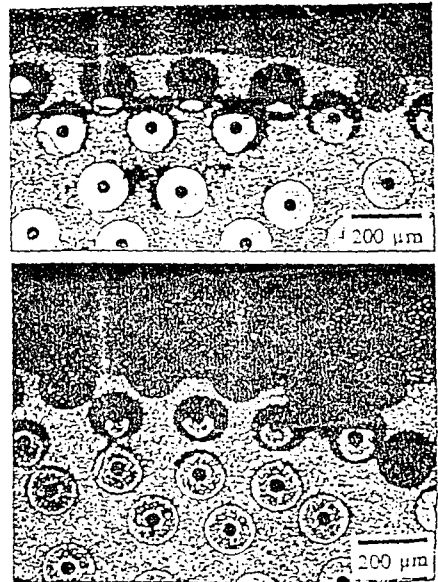


Figura 12. Comparación de dos especímenes montados de diferente manera.

Desbaste

Esta operación es utilizada para producir una superficie plana en el espécimen y para pulir una posición o área determinada dentro del compuesto. En general, la selección del tamaño del abrasivo, deberá enfocarse en el elemento más quebradizo del compuesto.

La mayoría de los compósitos pueden llegar a ser de campo plano, usando abrasivo de diamante (15 a 45 μm), el cual puede ser estable o libre (compósito recubierto). Generalmente los abrasivos estables son más agresivos y causan mayor daño, los abrasivos libres son en base a recubrimientos, sus efectos mínimos se observan en la figura 13; el MMC fue pulido con un abrasivo estable y las fibras duras de cerámica sufrieron un daño excesivo.

Integridad de la Muestra

Los daños en la superficie y subsuperficie de la muestra, son removidos en este paso. Dos métodos usados en combinación, son generalmente apropiados para obtener la integridad de la muestra:

El primer método es el *poder de recubrimiento*, en el cual la función abrasiva es controlada y técnicas mecánicas son usadas para incrementar la velocidades de remoción (dirección relativa de pulido, fuerza de pulido). El poder de recubrimiento es el mejor método para mantener en óptimas condiciones la superficie de la muestra, especialmente cuando hay una diferencia significativa de dureza entre los elementos del compuesto.

El segundo método se lleva a cabo por medio de un paño sin vello y permite el incremento de la fase de refuerzo y el redondeo del filo del compuesto. Se puede utilizar también una mezcla de diamante en una suspensión sílice-coloidal en el paño sin vello; esta combinación *mecano-química* es particularmente de ayuda para mantener la integridad del compuesto. La figura 14 muestra al espécimen de la figura 13 bajo dos pasos de recubrimiento y un paso mecanoquímico.

Pulido

Cualquiera de los dos abrasivos; mecánicos (abrasivos duros como el diamante) o mecano-químicos (abrasivos más fuertes que los elementos del compuesto), son utilizados para el proceso de pulido. Las velocidades de remoción para pulir cerámicas, de nitruro de silicio con diamante y una mezcla mecano-química de sílice-coloidal son comparados en la figura 15. La velocidad de remoción para pulido mecano-químico, es significativamente más alto. En adición, el término de la superficie es más alisado. por ejemplo, después de 10 min., el espécimen pulido mecano-químicamente tiene una superficie áspera, Ra, de 5.12 $\eta\mu$ un radio de cima a valle de 40.4 $\eta\mu$. Después de una hora, el espécimen pulido tiene una Ra de 15.6 $\eta\mu$ y un radio de cima a valle de 312 $\eta\mu$.

En la preparación automática del espécimen, altas cargas para cortos periodos de tiempo (aproximadamente dos minutos de intervalo) prueban más efectividad. Un pulido vibratorio con un paño del pelo corto es recomendado para estas aplicaciones. El pulido provee una baja velocidad de remoción del material, causa un pequeño daño y produce superficies muy planas. La superficie final pulida del espécimen MMC mostrado en la figura 2, se da en la figura 6. El MMC fue pulido vibratoriamente por 12 horas usando sílice coloidal. Otro ejemplo de los beneficios de pulido

vibratorio es mostrado en la figura 7. El tamaño, forma y orientación de los granos recristalizados, pueden ser evaluados después del pulido.

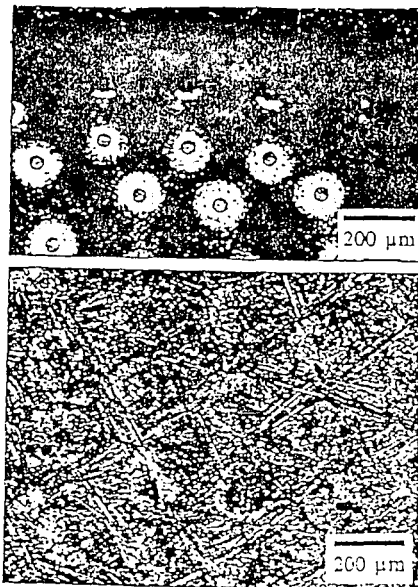


Figura 13. Especimen bajo dos pasos de recubrimiento y un paso mecanoquímico.

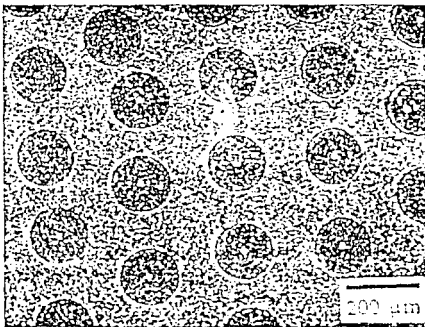
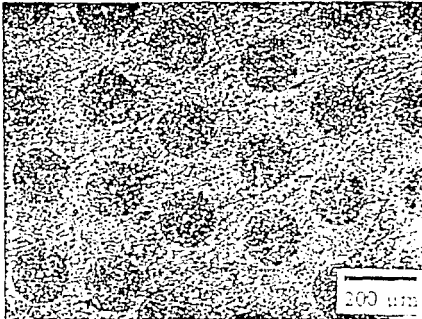
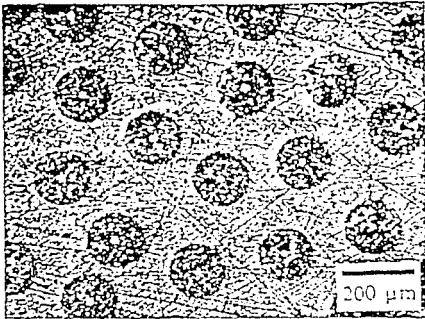


Figura 14. Compósito de Matriz metálica.

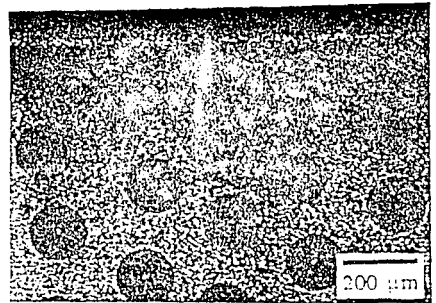


Figura 15. Superficie final pulica del MMC.

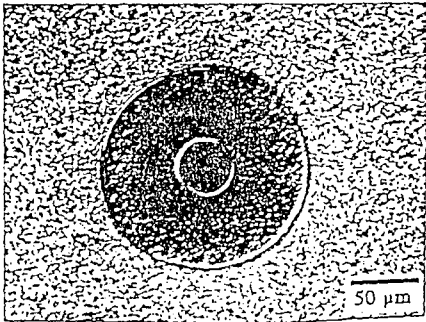
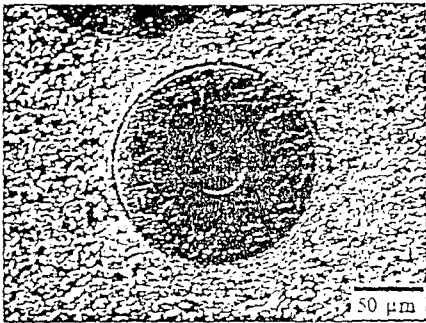


Figura 16. Especimen mostrando un pulido vibratorio.

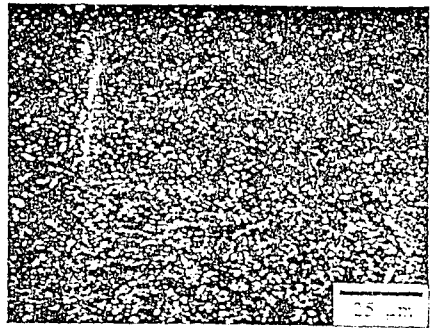


Figura 17. Compósito difícil de atacar.

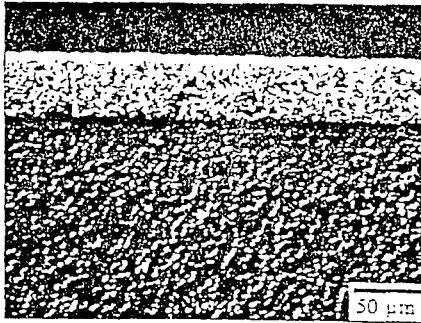


Figura 18. Ataque de pulido que es otra técnica para atacar los compósitos.

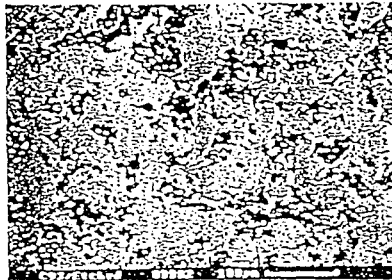


Figura 19. Análisis de partículas de SiC bien distribuidas en matriz de Aluminio.

Ataque

El propósito del ataque químico es hacer visibles las características estructurales del compuesto. El proceso debe ser tal, que queden claramente diferenciadas las partes de la microestructura, esto se logra mediante un reactivo apropiado que somete a la superficie pulida a una acción química. En los compósitos, los componentes se revelan durante la acción química, al atacar preferencialmente, a una o más de estas constituyentes, debido a la diferencia de composición

química de las fases, las fronteras de grano aparecerán como valles en la superficie pulida, al chocar con la orilla de estos valles, la luz del microscopio se reflejará fuera del microscopio, haciendo que las fronteras de grano aparezcan como líneas oscuras. La selección del reactivo de ataque esta determinada por el metal o aleación y la estructura específica que se desea ver.

Los métodos químicos y físicos de ataque son usados en combinación con una variedad de técnicas microscópicas para revelar detalles acerca del tamaño de grano; tamaño de partícula, forma y distribución, grietas en la superficie y otros rasgos microestructurales de materiales compósitos.

Los compósitos cerámicos de muchas fases presentan dificultades de ataque. En el MMC es más fácil atacar la matriz que el refuerzo cerámico, un ejemplo es mostrado en la figura 18; en la figura 19, es mostrado el *ataque de pulido* que es otra técnica de ataque para compósitos.

Análisis de Microestructuras en Compósitos

Las tres medidas básicas para el análisis de compósitos incluyen:

- Medidas de campo (estereología). Medidas en todo el campo (fracción de área, porcentaje de área y cuantificación de partículas).
- Rasgos medidos. Medidas en todos los objetos o fases detectadas (área, longitud, ancho, radio, aspecto y esfericidad).
- Medidas de fracción. Aplicaciones de análisis cuantitativo de imágenes en los compósitos (porcentaje de área de partículas o fibras, orientación de fibras, porosidad, tamaño de grano y espesor de las capas).

El análisis microscópico de compósitos puede incluir una investigación de las modificaciones estructurales causadas por la presencia de partículas de SiC, esto se logra siguiendo los 6 pasos previamente explicados y utilizando microscopía electrónica de barrido. Estudios microestructurales más amplios e identificaciones de fase pueden realizarse utilizando un microscopio electrónico de transmisión (de por ejemplo 200 KV); para este análisis, las muestras se preparan seccionando muestras de aproximadamente 3 mm de espesor, puliendo y realizando un ataque final antes de observar al microscopio. De esto es posible notar que es la técnica indicada inicialmente solo con algunas variables debidas al tipo de análisis.

Del análisis de microscopía electrónica de barrido se tienen las figuras 20, 21. Se presentan partículas de SiC bien distribuidas dentro de la matriz de aluminio. A altos aumentos se observa que las partículas de SiC se encuentran en los límites de grano de aluminio, aunque algunas se encuentran dentro de los granos, y se observa también porosidad en lugares cercanos al SiC. La morfología fibrosa de la fase de silicio en aleaciones, es modificada en el compuesto hasta una partícula esferoide. Por último se observa de este análisis que el tamaño de grano del aluminio primario en el compuesto, es más pequeño comparado con el aluminio de aleaciones normales.

Del análisis de microscopía electrónica de transmisión (figuras 22, 23), se observa que una partícula de silicio brillante puede ser adyacente a la partícula oscura de SiC, con dislocaciones evidentes en la matriz de aluminio. Las redes de dislocaciones se pueden ver en el compuesto, particularmente en la áreas adyacentes a las partículas de SiC, donde se tienen altas densidades de

dislocaciones. Numerosas bandas de deslizamiento fueron también observadas, algunas de las cuales exhiben bordes contrastantes que pueden ser indicadores de las concentraciones de fuerza en las interfases.

En general, el análisis de microestructuras en compósitos puede realizarse, dependiendo de lo que se desea caracterizar; con microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y microscopía electrónica de transmisión. Con microscopía óptica es posible observar límites de grano, defectos macroscópicos como porosidades, tamaños de grano y fase presentes (83). La microscopía electrónica de barrido proporciona información topográfica de la muestra, incluyendo fases presentes, defectos y tamaños de grano a un grado de exactitud mayor que el logrado con microscopía óptica, además por medio de la microsonda es posible conocer la composición del compósito, la microscopía electrónica de transmisión permite observar la orientación de planos cristalográficos, identificación de fases desconocidas, análisis de defectos, composición y estructura cristalina.

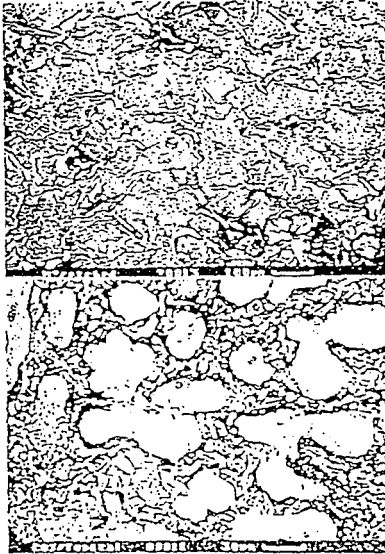
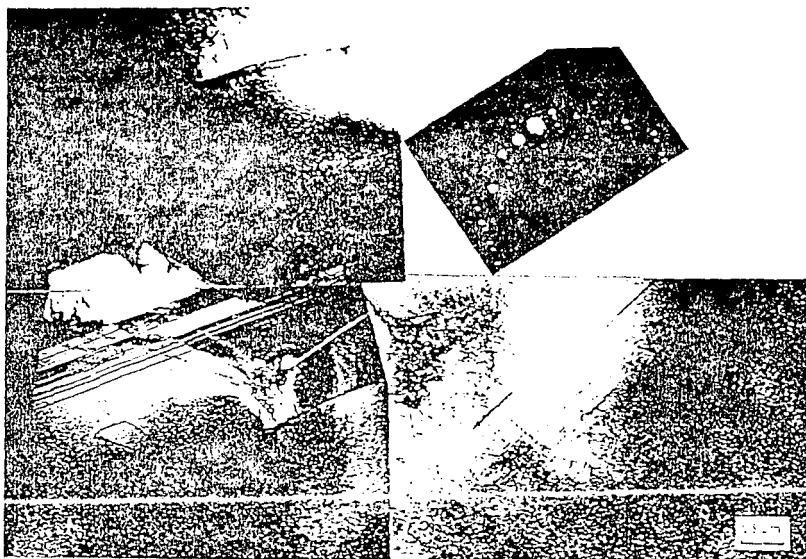
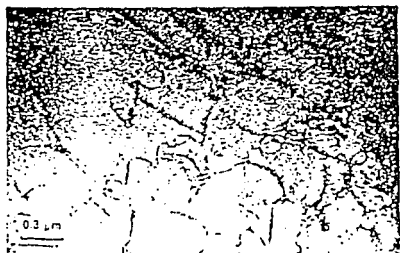


Figura 20. Partículas de SiC se encuentran en los límites de grano de aluminio.



Figuras 21 (arriba) y 22 (abajo). Análisis de microscopía electrónica de transmisión de una partícula de sílice brillante, puede ser adyacente a la partícula oscura de SiC, con dislocaciones evidentes en la matriz de aluminio.

DESARROLLO EXPERIMENTAL

INTRODUCCION

El desarrollo experimental del presente trabajo, consistió en estudiar la respuesta a la incorporación en MMC, del refuerzo cerámico en la Matriz, cuando se adicionan elementos reactivos que promuevan la Humectabilidad, todo esto bajo condiciones de Solidificación Direccional del Compósito.

Para lo anterior, primeramente se fabricó compósito de matriz de Aluminio -7% Si, con 10% en volumen de SiC como refuerzo; ya que esta cantidad es la que se ha reportado en la literatura (84, 85, 86) como la mejor incorporada y distribuida en matrices de aluminio. El método de fabricación del compósito fue, el proceso de fundición llamado Vórtice. Posteriormente, el compósito fue solidificado Direccionalmente y finalmente, caracterizado.

El material usado como matriz fue la aleación Aluminio 356 (Al-7% Si), cuyo diagrama de fases se presenta en el anexo 2, y el Refuerzo cerámico, partículas angulares de SiC malla 320 (45 y 50 μm). Figura 1. Debido a la poca Humectabilidad entre la aleación y el cerámico, se realizaron pruebas para mejorar ésta, con la adición de Sr como modificador de la Humectabilidad y fase eutéctica, y Mg como modificador de la Humectabilidad. Los experimentos que se realizaron (cada uno por triplicado), fueron en:

- Aleación de Aluminio 356,
- Compósito sin Sr. y sin Mg.,
- Compósito con 0.025, 0.05 y 0.10% en peso de Sr.,
- Compósito con 3 % en peso de Mg.

Las muestras anteriores fueron solidificadas direccionalmente y caracterizadas por Microscopía óptica (MO) y Microscopía electrónica de barrido (MEB), con la finalidad de determinar: espaciamento interdendrítico, distribución e incorporación del SiC.

Los materiales utilizados para fabricar MMC se en listan a continuación:

- Aleación de Al-7% Si (A356)
- Carburo de Silicio malla 320 (45-50 μm),
- Magnesio puro
- Estroncio en aleación maestra (Al-10% Sr)

El equipo utilizado para la fabricación y caracterización de los compósitos fue el siguiente:

- 1 Horno eléctrico de fusión,
- 1 Sistema Incorporador,
- 1 Horno de solidificación direccional,
- 1 Registrador de temperaturas,
- 6 Termopartes tipo K,
- 1 Maneral,
- 1 Crisol de SiC,
- 1 Pinzas para crisol,
- 2 Mangueras de hule látex,
- 1 Cortadora Leco con disco (10-4150),
- 1 Desbastadora.

- 1 Pulidora Ecomet III de Buchler,
- 1 Microscopio Optico PME Olympus Tokyo (para Micrografias),
- 1 Microscopio Optico STEMI SR. (para Macrografias),
- 1 Microscopio Electrónico de Barrido Jeol JSM-35CF,
- 1 Cámara fotográfica Olympus C-35,
- 1 Equipo para revelado,
- 1 Equipo para impresión Beseler 23 CII
- 1 Multímetro

Las Sustancias utilizadas para la realización de la fase experimental, fueron las siguientes:

- Pintura de grafito,
- Alcohol etílico,
- Alúmina 1 micra
- Reactivo de ataque: 10% de HF y MoO₃,
- Revelador de película D76,
- Revelador de papel Dektol,
- Fijador rápido Kodak
- Placa fotográfica Polaroid
- Papel fotográfico Kodabrome II RC
- Película Kodak plus x-pan,
- Inswool-M
- Tartrato de amonio.

Desarrollo Experimental

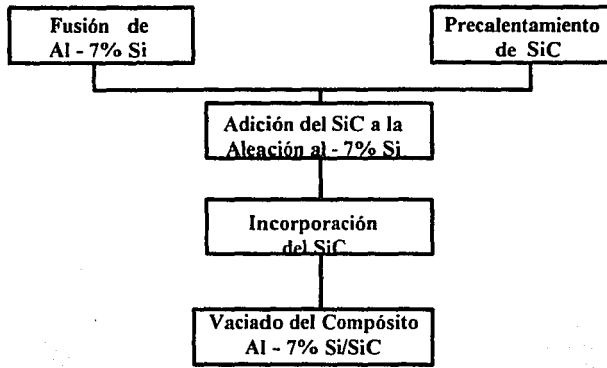
El Desarrollo Experimental del presente trabajo fue dividido en cuatro partes principales:

1. Fabricación de Compósito Al-7% Si/SiC,
2. Tratamiento del Compósito con Sr o Mg.,
3. Solidificación Direccional del compósito.
4. Caracterización del Compósito.

1. Fabricación de Compósito Al-7% Si/SiC.

Para la primera parte se fabricaron compósitos por el método del "Vórtice", utilizando el equipo mostrado en la figura 2 el cual consta de un horno eléctrico, con controlador de temperatura y crisol se SiC y un sistema de Incorporación, formado por flecha de agitación, horno eléctrico y vibrador. El Compósito se fabricó según el diagrama 1, utilizando como matriz una aleación Al-7% Si (A356), a la cual se le adicionó como refuerzo cerámico 10% en volumen de SiC con tamaño de partícula entre 45 y 50 μm . (malla 320), a una velocidad de alimentación constante y controlada (30gr/min); las condiciones y características anteriores para el refuerzo, son las adecuadas para evitar la formación de Al₂C₃ (84, 85) que es perjudicial al compósito, así como para promover favorablemente, la incorporación y distribución del mismo.

Diagrama 1. Fabricación de Compósitos Al - 7% Si/SiC



Las condiciones de fabricación utilizadas de acuerdo con trabajos anteriores (85) (86) fueron:

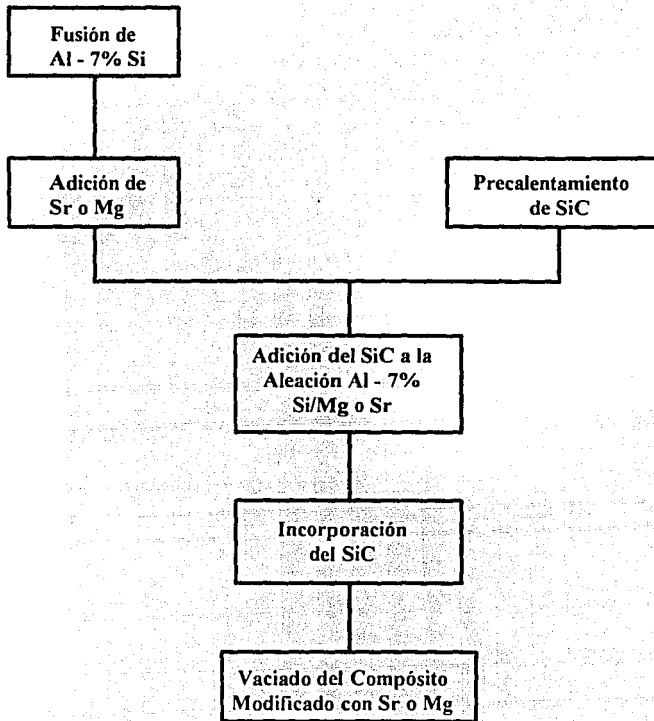
- Agitación del baño líquido: 1,100 r.p.m.
- Tiempo de Agitación: 8 - 12 min.
- Temperatura del baño líquido: 780°C.
- Temperatura de precalentamiento del SiC: 450°C.
- Dosificación del SiC: 30 gr./min.

En base al material y a las condiciones mencionadas anteriormente el proceso de fabricación consistió en fundir la aleación matriz en el horno eléctrico y posteriormente adicionar con ayuda del vibrador, el Refuerzo Cerámico precalentado, a la aleación metálica. La incorporación del Refuerzo se llevó a cabo con ayuda del sistema de Incorporación, que por medio de una flecha, agitaba el aluminio líquido a una velocidad constante, permitiendo así la incorporación y distribución del Refuerzo Cerámico.

2. Tratamiento del Compósito con Sr o Mg.:

A partir del diagrama número 2, se puede observar, que en la segunda parte del experimento, se utilizó todo lo indicado en la primera parte, más la adición del Estroncio o del Magnesio, justamente antes de iniciar la adición del SiC y la agitación. Los niveles ensayados de estroncio fueron de 0.025, 0.05 y 0.10% en peso y para el Mg., únicamente se ensayó con base 3% en peso; estas cantidades se seleccionaron en base a que para el Sr., son los niveles utilizados normalmente como elemento modificador y en el caso de Mg. son los niveles más adecuados referidos en la Bibliografía (85) (86).

Diagrama 2. Tratamiento del Compósito con Sr o Mg.

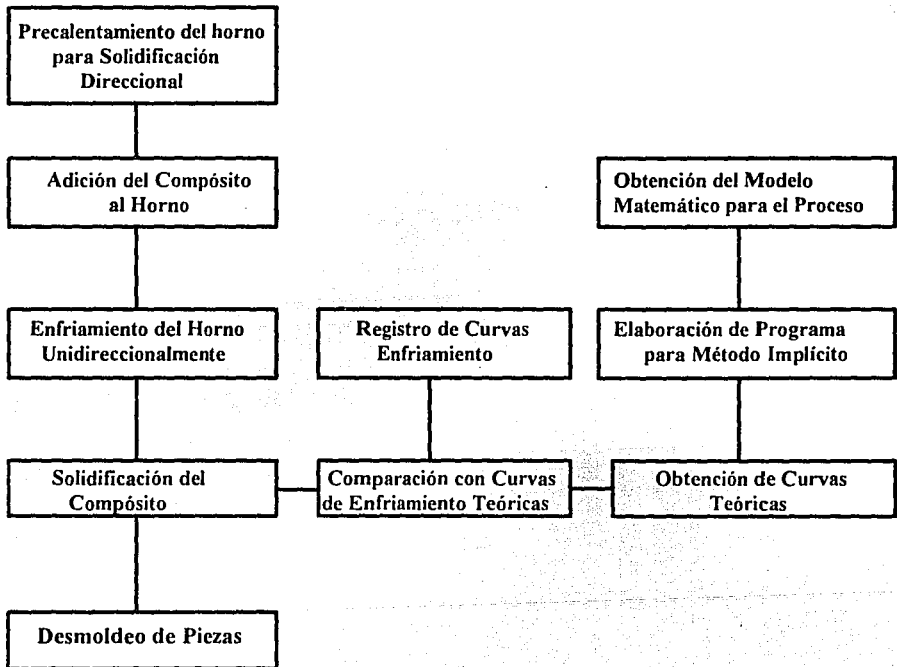


3. Solidificación Direccional del Compósito:

Para la tercera parte del Desarrollo Experimental se utilizó el Horno para solidificación Direccional mostrado en la figura 3 y constituido por un molde cilíndrico de 23 cm. de longitud y 3 cm. de diámetro, de acero cubierto con una resistencia eléctrica, una capa de fibra aislante y una careza de cobre. Además de lo anterior, el equipo se conectó en su parte inferior, a un "enfriador" de cobre (por donde circulaba agua a temperatura ambiente), para promover la solidificación Direccional: la parte superior del equipo fue aislada con asbesto. Para efectuar el registro de temperaturas, se introdujeron al molde cinco termopares situados a 1,75 cm. uno del otro y conectados a un registrador de temperaturas.

Para generar la solidificación Direccional, como se muestra en el diagrama 3, después de precalentar el Horno a 700° C, se vaciaba el compuesto y se hacía circular el agua a temperatura ambiente por el enfriador, hasta el momento que el compuesto solidificaba completamente. Las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente, se compararon con las que se generaron analíticamente a partir de un programa de computación que fue elaborado en base al método Implícito de Diferencias Finitas y que resuelve las ecuaciones de Tránsito de calor que se dedujeron para este proceso de solidificación Direccional en Compósitos. El programa de computación se enlista en el Anexo 2.

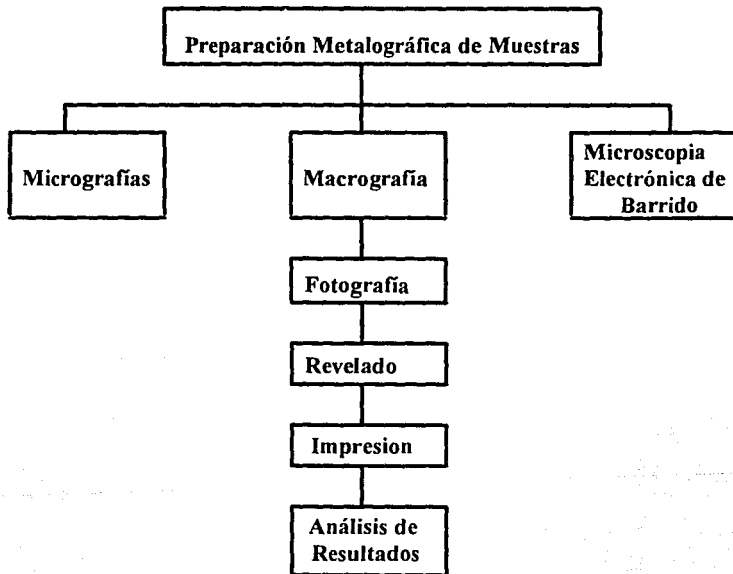
Diagrama 3. Solidificación Direccional del Compósito.



4. Caracterización del Compósito:

Finalmente, para la última etapa del experimento, se realizó un análisis metalográfico óptico (MO), analizando micrografías y macrografías de cada compuesto solidificado Direccionalmente y también se realizaron análisis por la vía de la Microscopía electrónica de barrido (MEB), como se muestra en el diagrama 4. Según lo reportado en la página 92 del capítulo de Fundamentos Teóricos, existen 3 medidas para el análisis de las microestructuras en compósitos: medidas de campo, rasgos medidos y medidas de fracción; en la presente caracterización solo se realizaron medidas cualitativas de campo para la distribución del refuerzo y medidas de fracción para el esparcimiento interdentrítico; rasgos medidos no se realizaron debido a que no es necesario evaluar aspectos tales como dimensiones de superficie y volumen en las áreas detectadas.

Diagrama 4. Caracterización del Compósito.



Para la realización de los análisis anteriores; primeramente las muestras se prepararon metalográficamente.

Los pasos para realizar el análisis Micrográfico fueron:

- Corte Longitudinal de la pieza por el centro de la misma y posteriormente, cortes transversales a 3.0 cm. de distancia de uno con respecto al siguiente.
- Lijado de las piezas en lijas 240, 320, 500 y 600 sucesivamente.
- Pulido con alumina de 1 mm. y Tartrato de amonio.
- Fotografiado de pieza a un aumento de 37.5x desde el inicio hasta el final, a una distancia de 1 cm. de separación entre cada fotografía (cuatro fotografías en total por cada pieza).
- Revelado de película fotográfica
- Impresión de fotografías.

Los pasos para realizar el Análisis Macrográfico:

- Corte longitudinal por el centro y transversal a 3 cm. de distancia.
- Desbaste.
- Lijado con lijas 240, 320, 500 y 600 sucesivamente.
- Pulido ligero con Alúmina de 1 mm. y Tartrato de Amonio.
- Ataque el tiempo suficiente para revelar adecuadamente la estructura, con solución al 10% de HF y MoO₃.
- Observación al Microscopio.
- Fotografiado de pieza a un aumento de 2x en su inicio, su centro y al final de la misma, es decir a 1.5 cm. de separación (tres fotografías en total por pieza).
- Revelado de Película fotográfica.
- Impresión de fotografías.

Finalmente los pasos realizados al efectuar el análisis por Microscopía Electrónica de Barrido fueron:

- Corte longitudinal por el centro y transversal a 1.5 cm. de distancia entre cada corte.
- Desbaste, lijado y pulido, similares al caso anterior.

-Ataque el tiempo suficiente para revelar adecuadamente la estructura con solución al 10% de HF y MoO₃.

- Observación al Microscopio.

- Fotografiado de pieza; fotografías de cada muestra a 180x y 600x.

- Medición de espacimientos interdentrítico con patrones para la aleación 356, con un margen de error $\pm 1 \mu\text{m}$.

Modelo Matemático para Solidificación Direccional de MMC.

Para la solidificación Direccional, bajo las condiciones experimentales del presente trabajo se puede considerar:

- Flujo de calor Unidireccional.

- Conductividad térmica constante.

- Estado Inestable.

- Cambio de Fase.

La ecuación representativa para estas consideraciones, a partir de un Balance de Energía (según figura 4) quedaría como:

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \alpha \frac{\delta^2 T}{\delta X^2} + Q_L$$

Donde: $\frac{\delta T}{\delta t}$ es la variación de la temperatura con respecto al tiempo correspondiente al estado inestable.

$\frac{\delta^2 T}{\delta X^2}$ es la variación de la temperatura con respecto a la posición en una sola dimensión, Q_L corresponde al calor por convección y α se refiere a la difusividad térmica.

Por lo tanto, para resolver la ecuación anterior, se necesitan dos condiciones que relacionen la velocidad de enfriamiento y una condición que relacione la temperatura de Vaciado, figura 5:

C.F.1 En $X=0$; $Q=Q_c$
C.F.2. En $X=L$; $Q=0$
C.I. En $t=0$; $T=T_v$

En base a lo anterior, las tres ecuaciones relacionadas con el proceso y determinadas a partir del Método de Diferencias Finitas serían:

Para el Nodo n+1:

$$T_{n+1} = T_n^{i+1} (-Fo) + T_{n+1}(1+2 Fo) + T_{n+2} (-Fo) \quad (3)$$

Para el Nodo n+2:

$$T_{n+2} ToFoBi = T_{n+1} (-2Fo) + T_{n+2}[1+2 Fo (1+Bi)] \quad (4)$$

La resolución de estas ecuaciones, se llevó a cabo a partir de un programa de computación en GW Basic elaborado, como se mencionó anteriormente, para resolver las ecuaciones por el Método Implícito de Diferencias Finitas. El programa, el desarrollo de las ecuaciones de transferencia de calor, así como las propiedades termofísicas utilizadas, se dan con detalle en los Anexos 1 y 2.

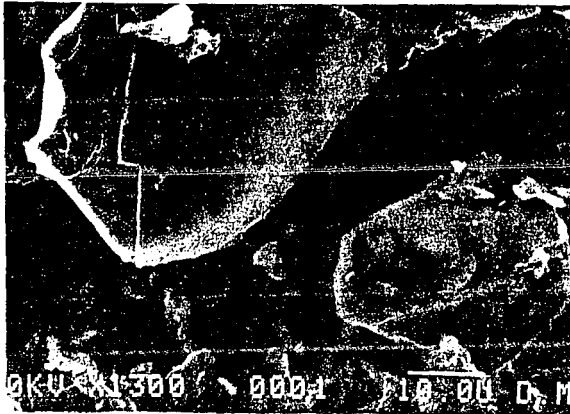


Figura 1. Carburo de Silicio Malla 320

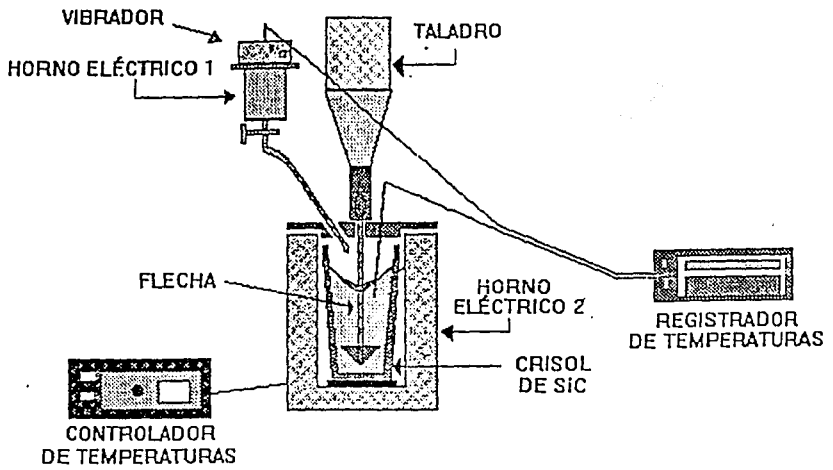


Figura 2. Esquema del Equipo para la Fabricación de Compósitos.

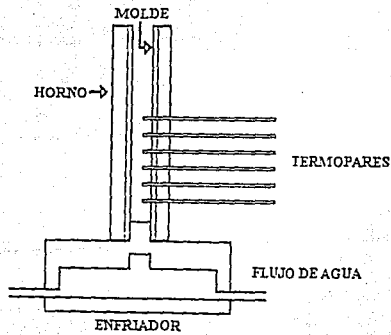


Figura 3. Esquema del Equipo para Solidificación Direccional.

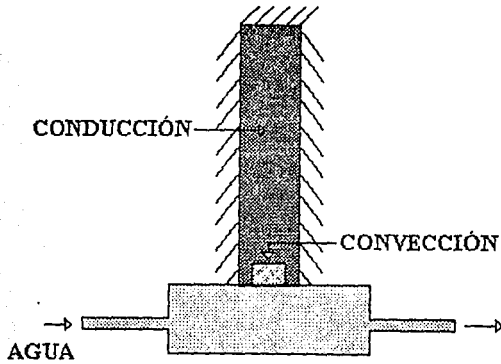


Figura 4. Solidificación Unidireccional de Compósito.

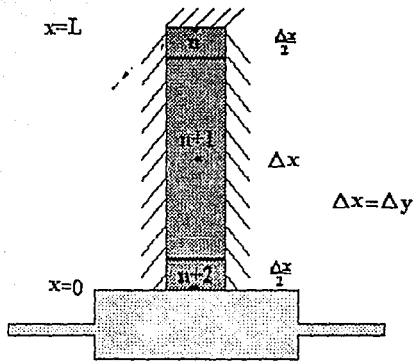


Figura 5. Discretización y Condiciones a la Frontera.

CAPITULO IV

**ANALISIS Y DISCUSION
DE RESULTADOS**

El análisis de resultados para el presente trabajo, fué dividido en dos secciones principales:

- Análisis de la microestructura de los compósitos en base a su caracterización.
- Análisis de los parámetros de solidificación direccional en los compósitos.

Estos dos tipos de análisis se detallan a continuación:

ANÁLISIS DE MICROESTRUCTURAS EN LOS COMPOSITOS.

Como se mencionó en el capítulo de Desarrollo Experimental se fabricaron, solidificaron direccionalmente y caracterizaron los siguientes materiales:

- Aleación Al-7% Si (356)
- Compósito de Matriz Al-7% Si con 10% en volumen de SiC como refuerzo.
- Compósito de Matriz Al-7% Si con 10% en volumen de SiC y 0.025% en peso de Sr como modificador.
- Compósito de Matriz Al-7%Si con 10% en volumen de SiC y 0.05% en peso de Sr,
- Compósito de Matriz Al-7% Si con 10% en volumen de SiC y 0.1% en peso de Sr.
- Compósito de Matriz Al-7% Si con 10% en volumen de SiC y 3% en peso de Mg como modificador.

Los resultados encontrados para cada material se mencionan a continuación:

Aleación Al 7% Si Solidificada Direccionalmente:

La aleación solidificada direccionalmente, se presenta a las figuras 1a, 1b, y 1c. En la figura 1a, se presenta la microestructura de la región solidificada junto al enfriador, en ésta se observan espaciamientos interdendríticos muy pequeños ($DAS = 50 \mu m$) debidos a la alta velocidad de solidificación en esta zona con respecto al resto de la muestra y fase eutéctica, con una apariencia laminar fina; en regiones situadas a 4.5. cm. del enfriador, como la que se muestra en las figura 1b, se puede observar que el tamaño de la zona interdendrítica ha crecido considerablemente ($DAS = 80 \mu m$) con la disminución de la velocidad de solidificación y por otro lado, se observa la formación de dendritas columnares, cuya formación se debe en gran medida, a la velocidad de solidificación, la fase eutéctica se mantiene con su apariencia laminar fina. La figura 1c, corresponde a la estructura encontrada a 9 cm. del enfriador, en esta figura es posible observar el gran tamaño que presenta el espaciamiento interdendrítico secundario ($DAS = 125 \mu m$), en conjunto con dendritas equiaxiales que en esta zona llegan a su mayor tamaño; con respecto a la zona eutéctica se puede observar una apariencia laminar gruesa.

Compósito de Al-7% Si/SiC. Solidificado Direccionalmente.

Las figuras 2a, 2b, y 2c son Micrografías de este compuesto. La figura 2a corresponde a la región de la muestra situada junto al enfriador; en ésta se puede observar una estructura con un tamaño muy pequeño de fase eutéctica laminar fina. Una región interdendrítica muy poco visible y ninguna incorporación de partículas de SiC, para la figura 2b, que es la misma muestra a 4.5. cm. del

enfriador, la estructura presenta regiones interdendríticas y fases eutécticas laminares finas, más grandes que en el caso anterior, pero además en esta zona, aparecen partículas de SiC distribuidas a lo largo y a lo ancho de la pieza; la gran mayoría de éstas partículas se encuentran segregadas en las regiones interdendríticas, esto indica que en esta zona, se presentaron condiciones favorables de velocidad crítica de solidificación, bajo las cuales, las partículas de cerámica pueden ser atrapadas. En la figura 2c, se presenta la región situada después de los 9 cm., en ésta se puede observar nuevamente, la matriz libre de partículas de SiC, independientemente que las regiones eutéctica e interdendrítica sean de mayor tamaño.

Lo anterior, es un indicativo de las deficientes condiciones de humectación entre el Aluminio líquido y el SiC, por lo que en la fabricación de composites Al-Si/SiC es necesaria la adición de agentes que promuevan la humectabilidad cerámico - matriz.

Las figuras 3a, b y c fueron obtenidas por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y en ellas es posible corroborar los análisis Micrográficos. En la figura 3a se presenta la estructura obtenida para la región junto al enfriador, libre de SiC, con fase eutéctica y espaciamiento interdendrítico (DAS = 100 μm) pequeños. La zona que muestra la estructura a 4.5 cm. del enfriador, se presenta en la Figura 3b donde aparece el SiC segregado en las regiones interdendríticas (DAS = 125 μm) y, finalmente la figura 3c representa la estructura situada después de 9 cm. del enfriador, libre de SiC y con regiones eutécticas e interdendríticas de gran tamaño (DAS = 125 μm).

Composito Al-7% Si/SiC y 0.025% Sr.

En las figuras 4a, b y c y las figuras 5a, b y c se presenta la muestra solidificada direccionalmente tratada con 0.025% de Sr.

En la figura 4a, se muestra la estructura del composito solidificada junto al enfriador, en esta se puede observar una elevada incorporación de partículas de SiC, así como una distribución homogénea a lo largo de toda la matriz: con respecto a ésta, se observa que presenta un espaciamiento interdendrítico muy pequeño, el SiC, en esta región, no presenta un alto grado de conglomeración, pero debido al tamaño tan pequeño de la región interdendrítica, no es posible distinguir si se encuentra segregado. La figura 5a, obtenida por MEB muestra la magnitud del espaciamiento interdendrítico, el cual como se mencionó anteriormente es pequeño (DAS = 40 μm), debido a la alta velocidad de enfriamiento que pertenece en esta región con respecto a las velocidades del resto de la muestra; aquí si se visualiza claramente la segregación del cerámico en las regiones interdendríticas. En la figura 4b, se observa la microestructura de una región situada a 4.5 cm. del enfriador, en este caso, la incorporación del SiC, sigue siendo elevada y existe una distribución uniforme del mismo, con la diferencia que las regiones interdendríticas y eutécticas son de mayor tamaño debido principalmente, a que en esta zona, la velocidad de enfriamiento no es tan elevada como regiones cercanas al enfriador; el tamaño de la zona interdendrítica (DAS = 50 μm) en esta región, se puede observar en la figura 5b. La figura 4c, muestra la microestructura de una región situada después de 9 cm. del enfriador, en esta figura se puede observar todavía, una elevada incorporación de SiC sin embargo, las partículas de cerámico además de estar conglomeradas son segregadas a las regiones interdendríticas en las cuáles precipita la fase eutéctica Al-Si. observar en la figura 5c obtenida por MEB, el espaciamiento interdendrítico (DAS = 63 μm), mayor que para las figuras anteriores. Adicionalmente se encuentra, que para todas las microestructuras presentadas, la fase eutéctica Al-Si es de forma globular - fibrosa, lo cual es un indicativo de una buena modificación debida al efecto del Sr. Las microestructuras anteriores son una prueba contundente del efecto que presenta el Sr como promotor de la humectabilidad cerámico - matriz en este tipo de

compósitos, corroborado por una distribución homogénea de las partículas, a través de la longitud total analizada en la muestra.

Compósito al-7% Si/SiC y 0.05% Sr.

En las figuras 6a, b y c y las figuras 7a, b y c, se presenta la muestra con 0.05% Sr solidificada direccionalmente. La figura 6a muestra la estructura del compuesto solidificada junto al enfriador, en esta se puede observar, como en el caso anterior, una elevada incorporación de partículas de SiC que casi no presentan conglomeración, la distribución del cerámico es uniforme y el espaciamiento interdendrítico, como se puede observar en la figura 7a, es casi tan pequeño ($DAS = 50 \mu\text{m}$), como el de la figura 5a, debido a la alta velocidad de enfriamiento presente en esta zona con respecto a las determinadas en regiones más alejadas al enfriador. La figura 6b correspondiente a la región situada a 4.5 cm. del enfriador y en este caso se presenta una estructura similar a la correspondiente a la zona cercana al enfriador, solo con la diferencia que el tamaño de la región interdendrítica es mayor ($DAS = 100 \mu\text{m}$), como se puede observar en la figura 7b. En la figura 6c se presenta la región situada después de 9 cm. del enfriador, en donde se presenta un elevado nivel de atrapamiento de partículas de SiC, segregadas en las regiones interdendríticas en donde precipita el eutéctico Al-Si, en este caso, el SiC presenta un alto grado de conglomeración aunque se encuentra uniformemente distribuido. En la figura 7c, se puede observar el tamaño tan grande del espaciamiento interdendrítico ($DAS = 100 \mu\text{m}$), debido a la baja velocidad de enfriamiento, además de la excelente modificación de la fase eutéctica Al-Si provocada por la presencia del Sr. Al igual que en la muestra anterior, esto es una reconfirmación del efecto humectante benéfico producido por la presencia del Sr.

Compósito Al-7% Si/SiC y 0.1 % Sr.

Las figuras 8a, b y c, y las figuras 9a, b y c presentan la estructura de compósitos tratados con 0.1% Sr, y solidificados direccionalmente. La figura 8 a que es la referente a la zona cercana al enfriador, presenta un alto grado de atrapamiento de SiC, con las mismas características que en los casos anteriores: distribución homogénea, poca conglomeración, ausencia de segundas fases y baja magnitud de las zonas interdendríticas ($DAS = 50 \mu\text{m}$) y eutécticas, lo cual se observa más claramente en la figura 9 a obtenida por MEB, aquí como en las figuras 5a y 7a, la velocidad de enfriamiento es más alta por estar en contacto directo con el enfriador que en el resto de la muestra. La figura 8b corresponde a la zona situada a 4.5 cm. del enfriador y muestra un aumento en el tamaño de la región interdendrítica, acompañado de una conglomeración de SiC, la incorporación y uniformidad de éste, sigue siendo alta; el tamaño del espaciamiento interdendrítico se puede notar claramente en la figura 9b ($DAS = 100 \mu\text{m}$), y es mayor en el caso anterior. Finalmente, la región situada después de 9 cm. del enfriador, se presenta en las figuras 8c y 9c; para este caso se tiene una más baja velocidad de enfriamiento, que da como resultado un tamaño de región interdendrítica mayor, ($DAS = 125 \mu\text{m}$), por otro lado, en esta zona la incorporación y distribución del SiC es alta, aunque se encuentra completamente segregado en las regiones interdendríticas, aquí como en todas las muestras tratadas con Sr, no se presentan segundas fases y la región eutéctica presenta una apariencia globular-fibrosa, debida al efecto modificador del Sr. En general existe un mucho mejor incorporación del SiC en la matriz metálica, cuando se le adiciona Sr como modificador, esto se puede observar claramente comparando con las figuras 2 y 3 correspondientes a compósitos sin tratar con modificadores.

Compósito Al-7%Si/SiC y 3 % Mg.

Las figuras 10 a, b y c y las figuras 11 a, b y c muestran la estructura del compuesto tratado con 3 % en peso de Mg y solidificado direccionalmente. En la figura 10 a se presenta la estructura solidificada junto al enfriador, en este caso se observa una buena incorporación y distribución del SiC, aunque éste se encuentra altamente conglomerado y segregado a las regiones interdendríticas, el tamaño del espaciamiento interdendrítico ($DAS = 100 \mu m$). en esta zona, es muy grande comparado con los obtenidos en las muestras con Sr, esto se puede observar en la figura 11a obtenida por MEB, siendo lo anterior un indicio de la presencia de Mg en el compuesto. La figura 10b corresponde a la zona a 4.5 cm. del enfriador y en ésta se observa que el SiC altamente conglomerado, no se encuentra uniformemente distribuido, existen grandes zonas libres de partículas que no se presentaron en las muestras tratadas con Sr. por otro lado, se puede observar también, que el Mg no presenta un efecto modificador de la fase eutéctica similar al del Sr ya que en este caso, la zona eutéctica no presenta la apariencia globular - fibrosa de los casos anteriores; por lo demás, el SiC se encuentra segregado en las regiones interdendríticas y aparecen además, segundas fases como el Mg_2Si presente en la figura 12 y el $Al_4FeMg_3Si_6$ de la figura 13, determinados por Dispersión Electrónica de Rayos X (EDX); estas fases no aparecen en las muestras tratadas con Sr, la figura 11b muestra el espaciamiento interdendrítico ($DAS = 125 \mu m$), que tiende a ser superior que en la región cercana al enfriador, como resultado de la menor velocidad de enfriamiento en esta zona. Finalmente la estructura generada después de 9 cm. del enfriador, se muestra en la figura 10c, en este caso, el SiC, altamente conglomerado y segregado a las regiones interdendríticas vuelve a aparecer uniformemente distribuido, en la figura 11c obtenida por MEB, se puede observar que para esta zona, los espaciamientos interdendríticos son más grandes ($DAS = 160 \mu m$) que en el resto de la muestra. En general, la adición del Mg al compuesto, promueve la aglomeración del SiC, la presencia de segundas fases como Mg_2Si , $Al_4FeMg_3Si_6$ y la falta de una incorporación total del SiC a lo largo de toda la muestra.

Al analizar los diferentes muestras en la región situada junto al enfriador (figs. 2a, 4a, 6a, 8a y 10a) se observa, que salvo en el compuesto sin tratar con agente humectante (fig. 4a), en todos los demás, se obtiene un alto grado de incorporación y distribución por parte del SiC, aunque donde más se enfatiza este efecto, es en el compuesto tratado con 0.025% de Sr, por otro lado, los espaciamientos interdendríticos (figs. 3a, 5a, 7a, 9a y 11a) son menores también en este compuesto (fig. 5a); los espaciamientos mayores, así como la menor incorporación y distribución del SiC, se obtuvo en el compuesto sin tratar con agentes humectantes (fig. 2a y 3a), ya que aunque la muestra tratada con 3% de Mg, presenta espaciamientos interdendríticos similares a la anterior (fig. 11a), en este caso si se presenta una buena incorporación y distribución del SiC (fig. 10a).

Las muestras obtenidas para las regiones situadas a 4.5 cm. del enfriador si: la muestra sin tratar con agentes humectantes (fig. 2b) presenta una distribución heterogénea de SiC, así como una conglomeración y segregación del mismo en las regiones interdendríticas, este efecto también se observa en la muestra tratada con 3% Mg (fig. 10b). En el caso de las muestras tratadas con Sr, la distribución e incorporación del SiC es alta, aunque menor que en las regiones cercanas al enfriador, además en este caso, el SiC empieza a ser conglomerado y segregado a las regiones interdendríticas. Por otro lado, el espaciamiento interdendrítico (figs 3b, 5b, 7b, 9b y 11b) es menor, en el caso de la muestra tratada con 0.025% de Sr, tal y como ocurrió en el caso de las regiones situadas junto al enfriador (fig. 5b).

Finalmente, para las regiones situadas después de los 9 cm. del enfriador (figs. 2c, 4c, 6c, 8c y 10c), el compuesto sin tratar con Mg ni Sr (fig. 2c), vuelve a aparecer sin SiC incorporado. Y el compuesto que presenta la mejor distribución e incorporación es el tratado con 0.025% de Sr, en conjunto con el tratado con 0.05% Sr (figs. 4c y 6c), aunque una vez más, la mejor distribución e incorporación se obtiene en las regiones cercanas al enfriador y por otro lado en esta región el SiC, no se encuentra conglomerado y segregado, como ocurre en gran medida, para las regiones posteriores a los 9 cm. del enfriador. En cuanto al espaciamiento interdendrítico en esta región (figs. 3c, 5c, 7c, 9c y 11c), el menor es una vez más para la muestra con 0.025% S (fig. 5c) y el mayor para la muestra tratada con 3% de Mg (fig. 11c).

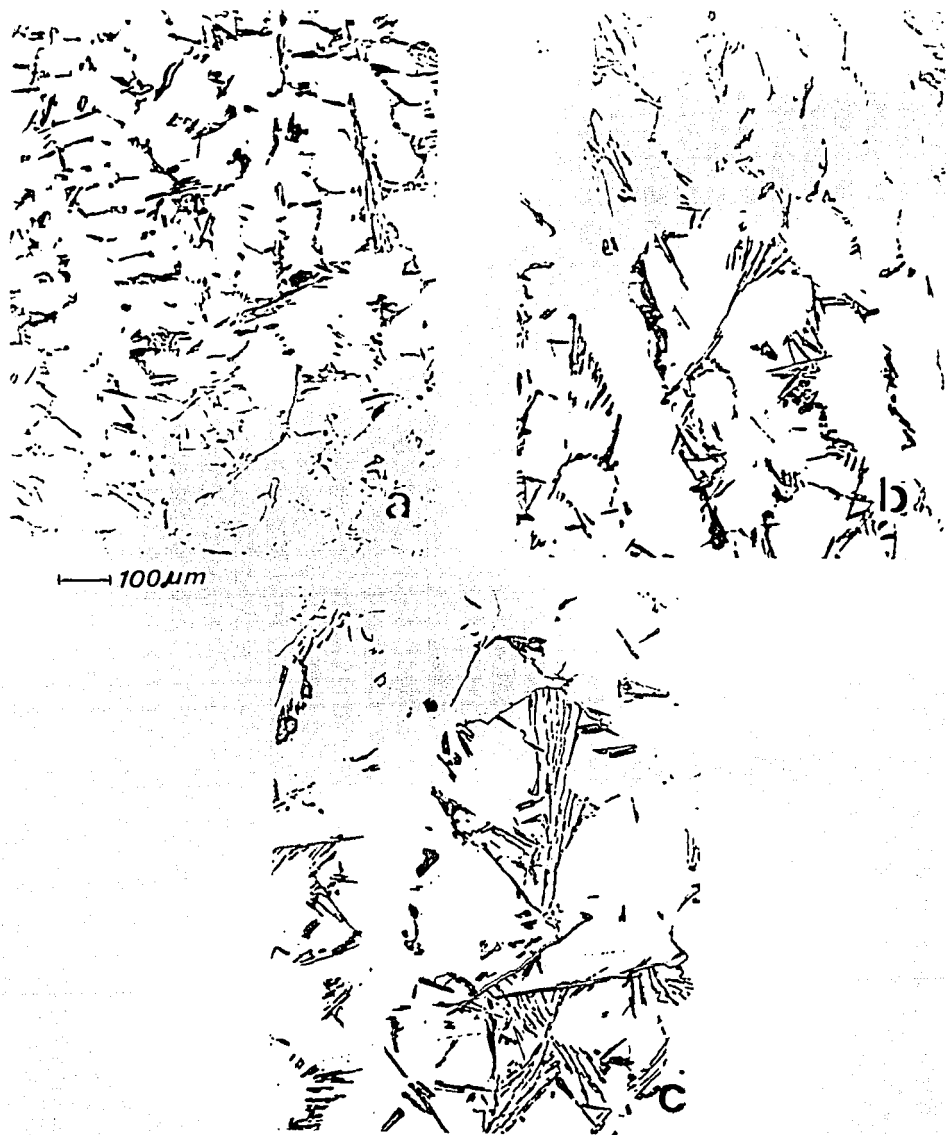


Figura 1. Aleación 356 Solidificada Direccionalmente y fotografiada a 37.5X. (a) Microestructura junto al enfriador (b), Microestructura de la región situada a 4.5 cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura de la región situada a 9 cm. del enfriador.



100 μ m



Figura 2. Compósito Al- 7% Si/SiC solidificado direccionalmente y fotografiado a 37.5X, (a), Microestructura junto al enfriador. (b) Microestructura de la región situada a 4.5 cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura de la región situada a 9 cm. del enfriador.

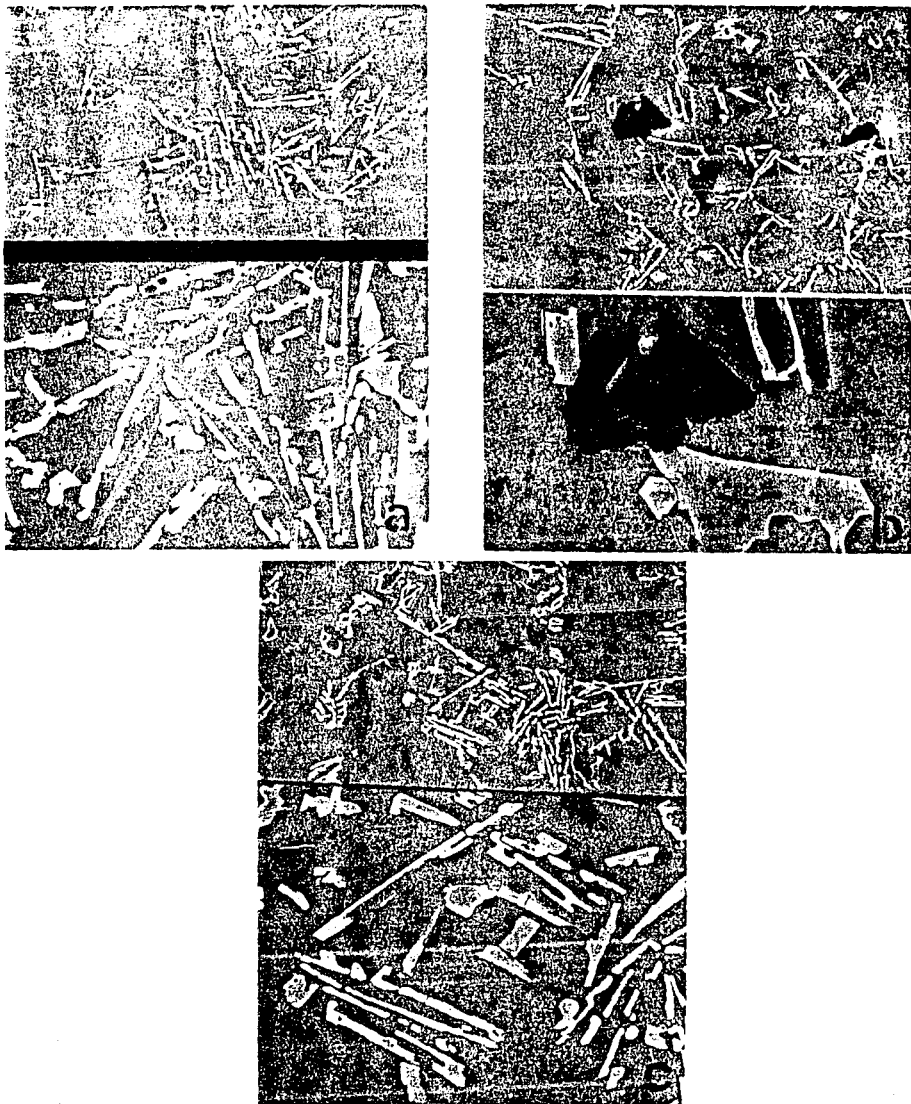


Figura 3. Compósito Al- 7% Si/SiC solidificado direccionalmente y fotografiado a 180x y 600x, (a) Microestructura obtenida por MEB del compósito junto al enfriador, (b) Microestructura obtenida por MEB para el compósito a 4.5 cm. del enfriador y (c) Microestructura obtenida por MEB del compósito a 9 cm. del enfriador.



100 μ m

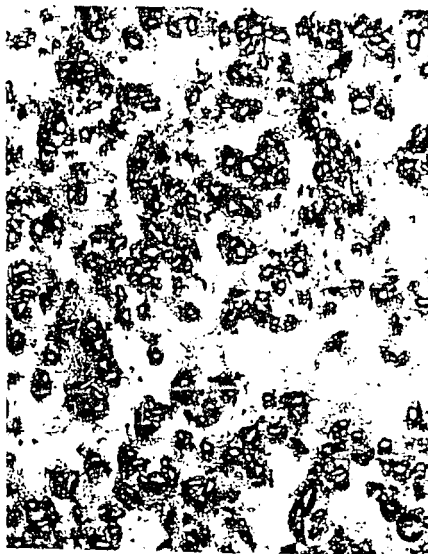


Figura 4. Compósito Al- 7% Si/SiC con 0.025% Sr Solidificado direccionalmente y fotografiado a 37.5x. (a) Microestructura junto al enfriador. (b) Microestructura de la región situada a 4.5 cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura de la región situada a 9 cm. del enfriador.

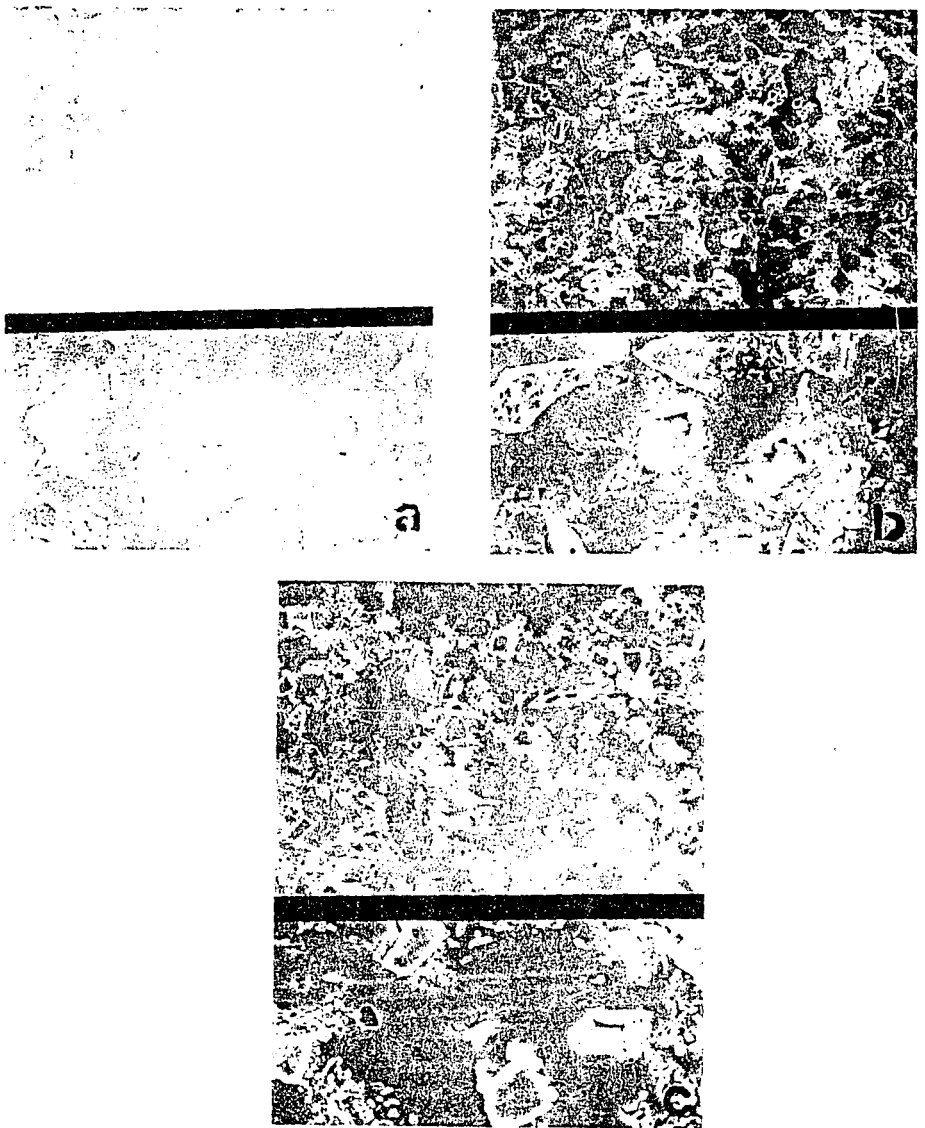
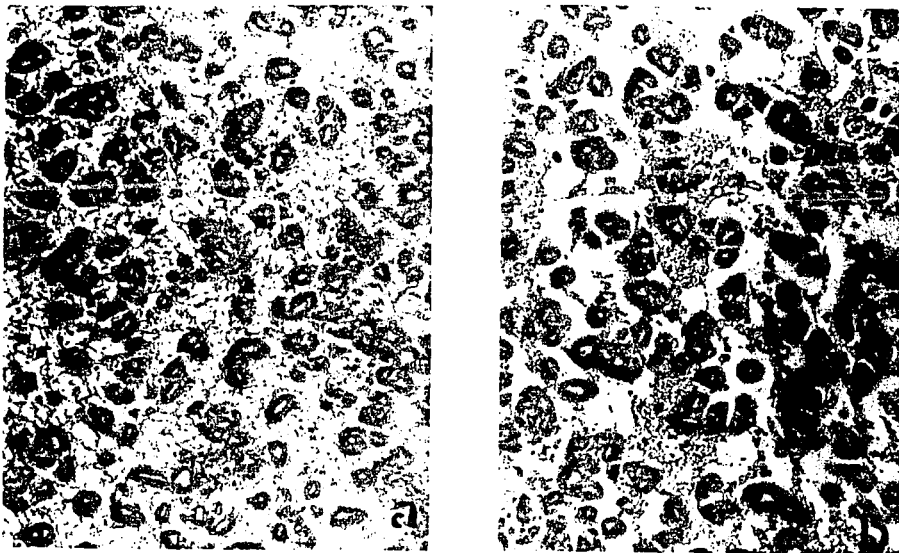


Figura 5. Compósito Al - 7% Si/SiC con 0.025% Sr solidificado direccionalmente y fotografiado a 180x y 600x, (a) Microestructura obtenida por MEB del compósito junto al enfriador, (b) Microestructura obtenida por MEB para el compósito a 4.5 cm. del enfriador y (c) Microestructura obtenida por MEB del compósito a 9 cm. del enfriador.



100 μ m

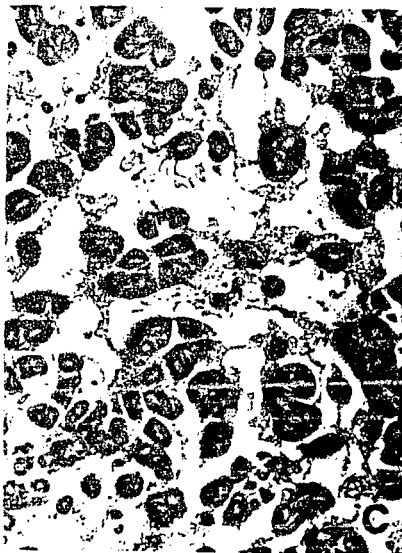


Figura 6. Compósito Al- 7% Si/SiC con 0.05% Sr solidificado direccionalmente y fotografiado a 37.5x, (a) Microestructura junto al enfriador. (b) Microestructura de la región situada a 4.5 cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura de la región situada a 9 cm. del enfriador.

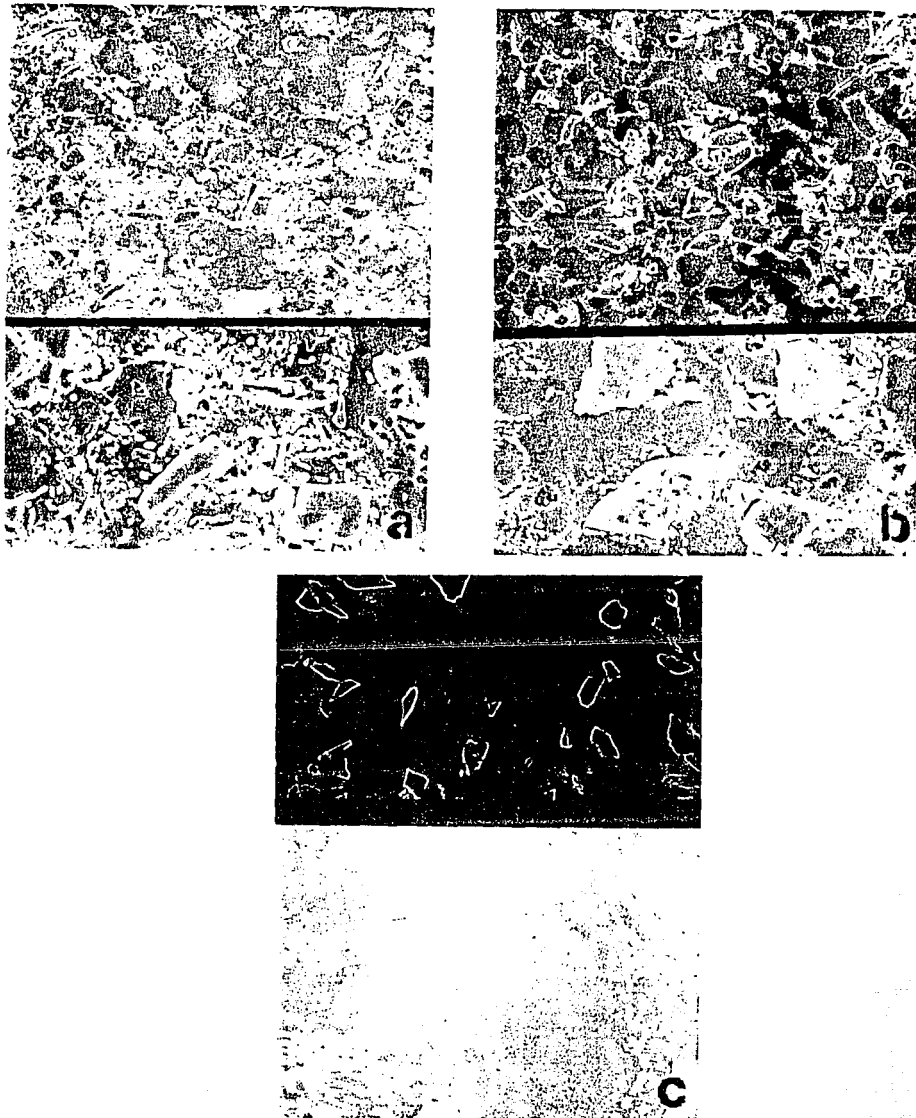
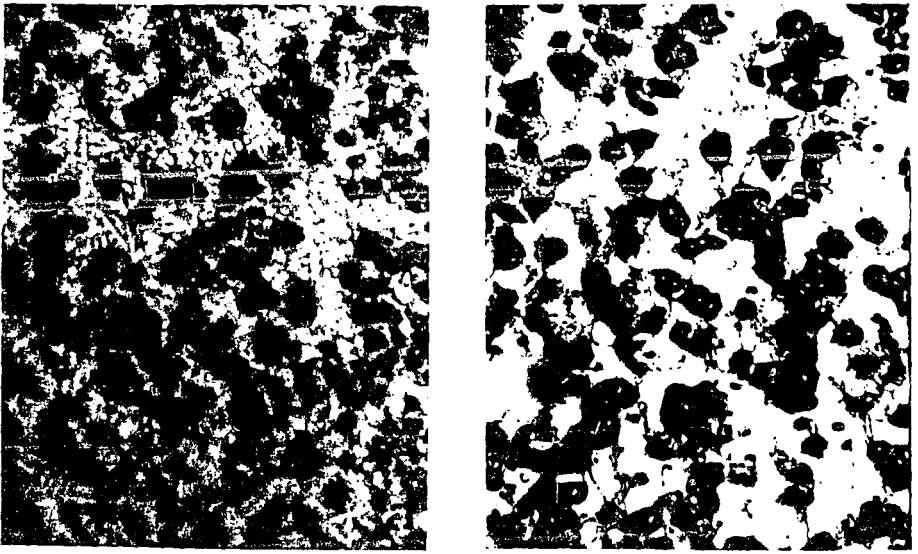


Figura 7. Compósito Al- 7% Si/SiC con 0.05% Sr solidificado direccionalmente y fotografiado a 180x y 600x, (a) Microestructura obtenida por MEB para el compósito junto al enfriador, (b) Microestructura obtenida por MEB para el compósito a 4.5 cm. del enfriador y (c) Microestructura obtenida por MEB del compósito a 9 cm. del enfriador.



100 μ m



Figura 8. Compósito Al- 7% Si/SiC con 0.1% Sr solidificado direccionalmente y fotografiado a 37.5x, (a) Microestructura junto al enfriador, (b) Microestructura de la región situada a 4cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura de la región situada a 9 cm. del enfriador.

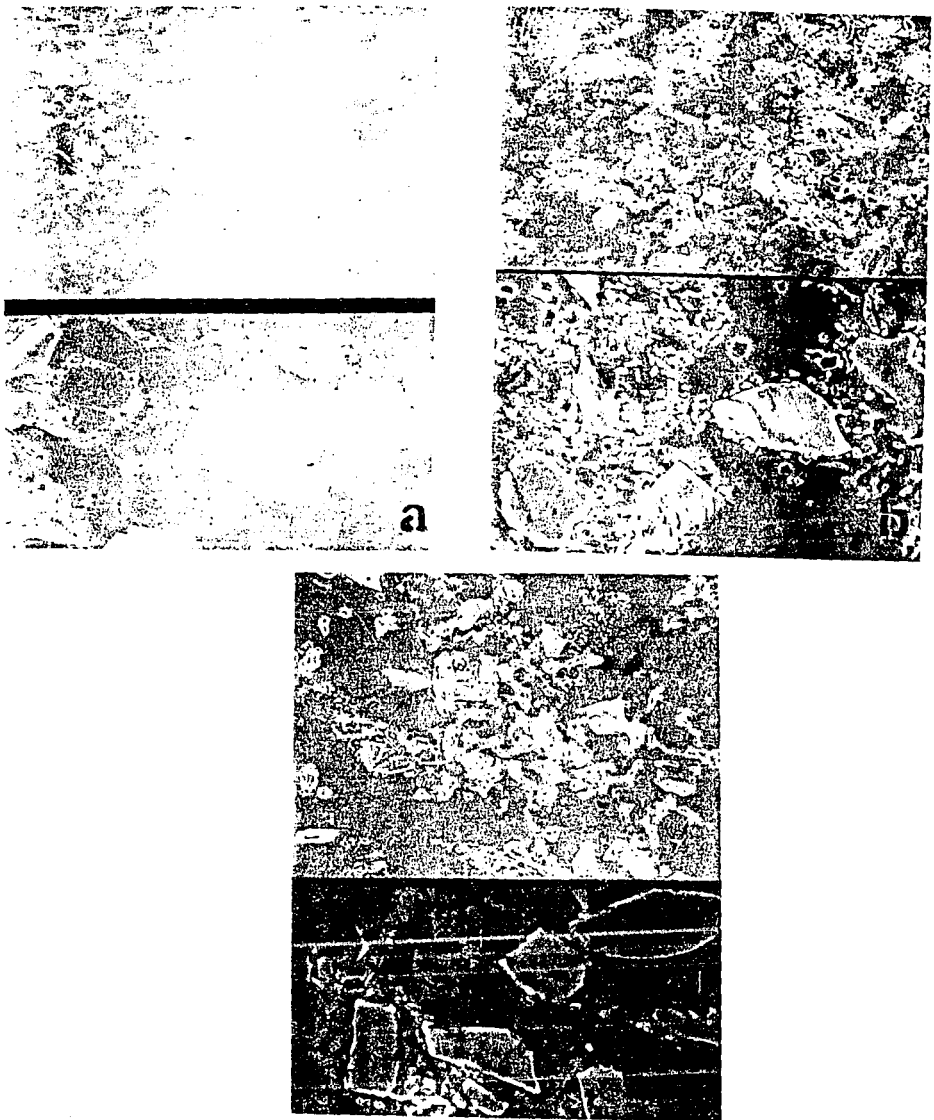


Figura 9. Compósito Al - 7% Si/SiC con 0.1% Sr solidificado direccionalmente y fotografiado a 180x y 600x. (a) Microestructura obtenida por MEB del compósito junto al enfriador, (b) Microestructura obtenida por MEB para el compósito a 4.5 cm. del enfriador y (c) Microestructura obtenida por MEB del compósito a 9 cm. del enfriador.



—100 μ m



Figura 10. Compósito Al - 7% Si/SiC con 3.0% Mg, solidificado direccionalmente y fotografiado a 37.5x, (a) Microestructura junto al enfriador, (b) Microestructura de la región situada a 4.5 cm. de distancia del enfriador y (c) Microestructura del compósito a 9 cm. del enfriador.

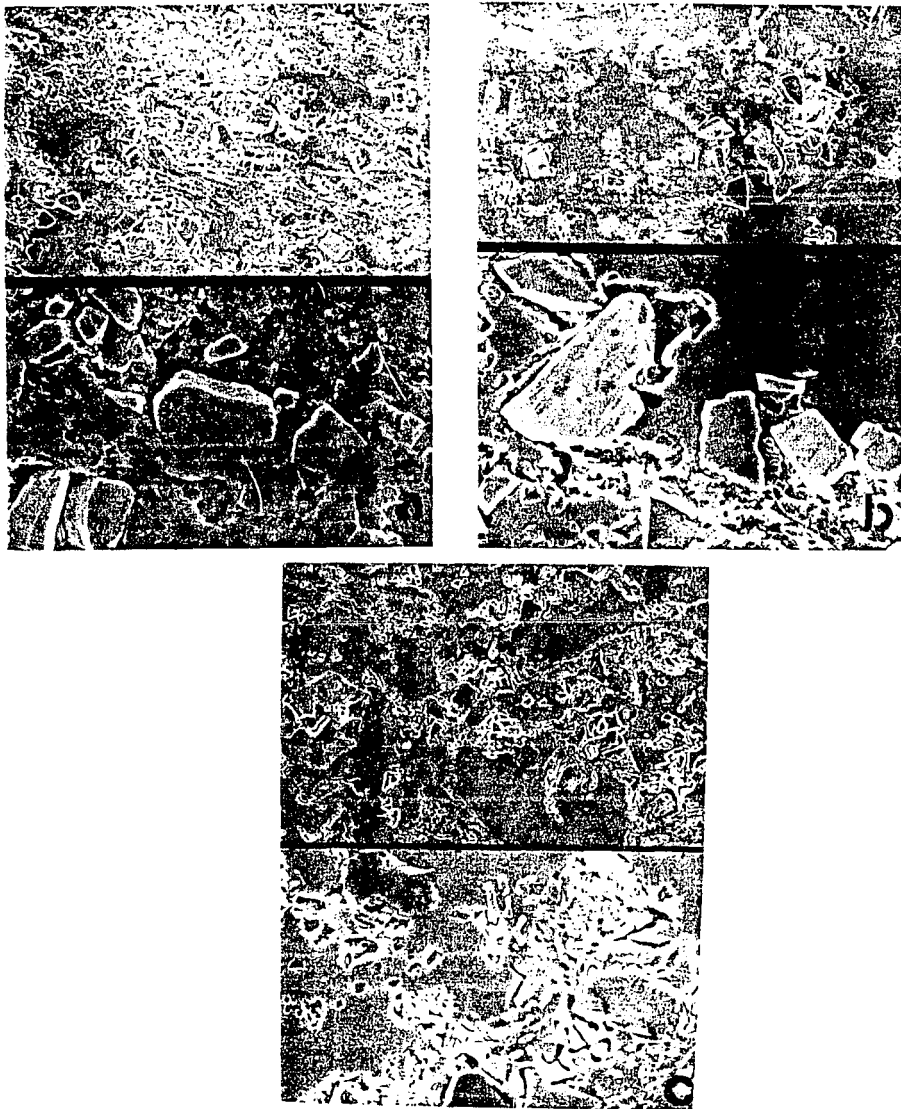


Figura 11. Compósito Al - 7% Si/SiC con 3.0% Mg solidificado direccionalmente y fotografiado a 180x y 600x. (a) Microestructura obtenida por MEB del compósito junto al enfriador, (b) Microestructura obtenida por MEB para el compósito a 4.5 cm. del enfriador y (c) Microestructura obtenida por MEB del compósito a 9 cm. del enfriador.

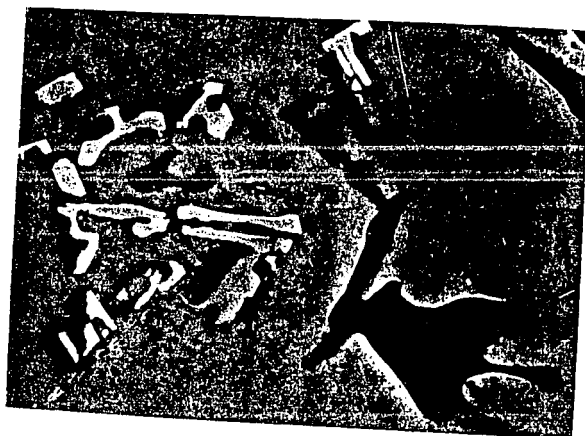


Figura 12. Fase de Mg_2Si presente en el compuesto Al- 7% Si/SiC con 3.0% Mg (1200x).

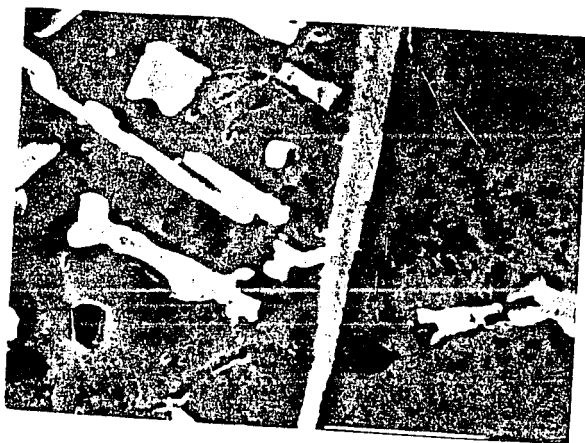


Figura 13. Fase de $Al_4FeMg_3Si_6$ presente en el compuesto Al - 7% Si/SiC con 3.0% Mg (1200x).

INCORPORACION DE PARTICULAS DE SiC EN LA MATRIZ METALICA.

De los resultados obtenidos anteriormente y en base a un Análisis Macrográfico de la distribución de SiC, se observa para cada compósito lo siguiente:

En el Compósito Al-7%Si/SiC mostrado en las figuras 14 a, b y c se puede observar que la mayor cantidad de SiC incorporado, se obtiene para la estructura que se encuentra a una distancia de 4.5 cm. del enfriador. La figura 14 a, muestra la región cercana al enfriador, en donde se observa que no existe incorporación alguna de SiC, la figura 14b es la referente a una distancia a 4.5 cm. del enfriador, en donde se observa SiC incorporado, aunque no homogéneamente distribuido ya que se observan grandes áreas sin el SiC, finalmente la figura 14 c, correspondiente a la región posterior a los 9 cm. del enfriador, muestra una matriz libre completamente de partículas cerámicas.

Para el Compósito Al-7% Si/SiC y 0.025%Sr se puede observar según las figuras 15 a, b y c, que la mayor cantidad de partículas incorporadas de SiC, se obtiene en la región situada junto al enfriador; la figura 15a, muestra el compósito en la región cercana al enfriador y en este caso se puede observar una distribución uniforme de SiC, así como una alta incorporación del mismo a lo largo y a lo ancho de toda la muestra. La figura 15b, corresponde a la región situada a 4.5 cm. del enfriador, la incorporación del SiC en esta zona es alta, pero menor que en el caso anterior y además se presentan regiones libres de SiC. En la figura 15c correspondiente a una estructura situada después de 9 cm. del enfriador, se observa una distribución uniforme y una buena incorporación del SiC, aunque ligeramente menor con respecto a la zona situada junto al enfriador.

El Compósito Al-7% Si/SiC y 0.05% Sr mostrado en las figuras 16a, b y c muestra una mayor incorporación de partículas cerámicas en la región situada junto al enfriador, en donde la velocidad de enfriamiento es más alta; la figura 16a correspondiente a esta zona, muestra una gran cantidad de partículas de SiC incorporadas y distribuidas homogéneamente, las áreas libres de SiC son mínimas. La figura 16b muestra la estructura en la región situada a 4.5 cm. del enfriador y en ella se observa que la distribución e incorporación de la cerámica, no es tan alta como en la región anterior, además se encuentran más áreas sin SiC, para la zona situada después de los 9 cm. del enfriador se tiene una gran cantidad de SiC uniformemente distribuido e incorporado, aunque en una cantidad ligeramente menor que en la zona situada junto al enfriador, esto se puede observar en la figura 16c.

El Compósito Al-7% Si/SiC y 0.1% Sr es mostrado en las figuras 17a, b, y c, para esta muestra, la mayor cantidad de SiC incorporado, se tiene en la región situada junto al enfriador, tal y como se muestra en la figura 17a, donde se observa una alta incorporación y uniforme distribución del refuerzo cerámico, la figura 17b es la referente a la estructura situada a 4.5 cm. del enfriador, en este caso, se presentan grandes áreas sin SiC, así como una baja incorporación del mismo, finalmente; la figura 17c, muestra la región posterior a los 9 cm. del enfriador, en donde también se presentan grandes áreas libres de SiC y una incorporación relativamente baja, con respecto a la zona junto al enfriador.

En el Compósito Al- 7% Si/SiC 3.0% Mg mostrado en las figuras 18a, b y c se observa que la mayor cantidad de SiC incorporado, se presenta en la región situada después de los 9 cm. del enfriador. La figura 18a muestra la región cercana al enfriador en donde se observa una baja incorporación de SiC, con una distribución homogénea; por otro lado, la región situada a 4.5 cm. del enfriador, mostrada en la figura 18 b, indica que en esta zona, existe una muy baja incorporación de partículas cerámicas, además de que éstas no se encuentran uniformemente distribuidas y las áreas

libres de SiC abundan; para la figura 18 c, se obtiene la región con mayor incorporación de partículas y mejor distribución ya que casi no existen las áreas libres de SiC; esta región es la correspondiente a la zona posterior a los 9 cm. del enfriador.

Al comparar las estructuras de los diferentes compósitos fabricados, se puede observar que el compósito que presenta la mayor cantidad de SiC incorporado y mejor distribuido. es el compósito Al- 7% Si/SiC y 0.025% Sr. Esto se puede observar claramente en las figuras 19a, b, c, d y e donde se muestran los compósitos obtenidos bajo las diferentes condiciones experimentales: (a) Sin Mg y sin Sr, (b) con 0.025% de Sr., (c) con 0.05% Sr, (d) con 0.1% de Sr y (e) con 3% de Mg.

Lo anterior se debe en principio, a que el Sr es más eficiente para mejorar la incorporación del SiC que el Mg, por otro lado, pequeñas cantidades de Sr (0.025 a 0.10%), son más eficientes que niveles elevados de Mg (3%), causando además el beneficio adicional de modificar la morfología de la fase eutéctica Al-Si de la matriz. De todo lo anterior es posible deducir que una cierta cantidad de Sr podría actuar como agente humectante (disminuyendo la tensión superficial matriz - cerámico); siendo una fuerte evidencia de ésto, el elevado nivel de incorporación y distribución homogénea de partículas de SiC en la matriz a través de toda la muestra analizada, y otra cantidad, actúa como agente modificador de la fase Al - Si. Por otro lado, las deficientes condiciones de humectación entre el aluminio líquido y el carburo de silicio, ocasionan que en un compósito sin modificadores, la incorporación del SiC sea deficiente, lo que se puede observar en el compósito que no se trató con Sr ni con Mg.



Figura 14. Distribución de SiC en compuesto Al-7% Si fotografiado a 2x. (a) Macroestructura de la región situada junto al enfriador. (b) Macroestructura de la región a 4.5 cm. del enfriador y (c) Macroestructura de la región posterior a los 9 cm. del enfriador.

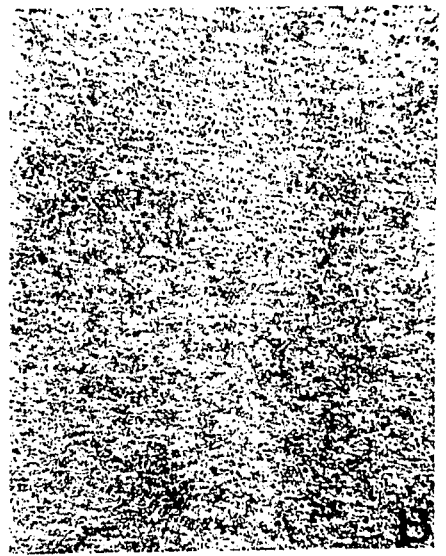


Figura 15. Distribución del SiC en compuesto Al-7% Si, con 0.025% Sr fotografiado a 2x; (a) Macroestructura de la región situada junto al enfriador, (b) Macroestructura de la región a 4.5 cm. del enfriador y (c) Macroestructura de la región posterior a los 9 cm. del enfriador.

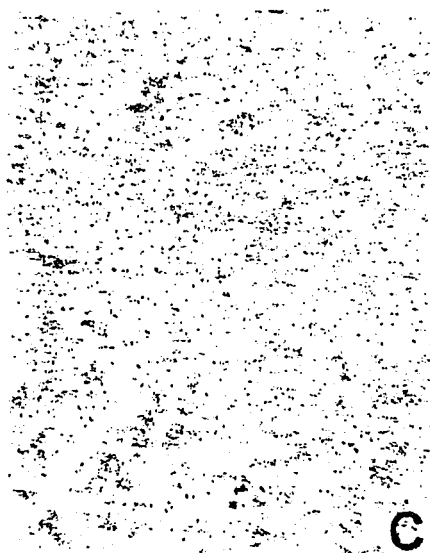
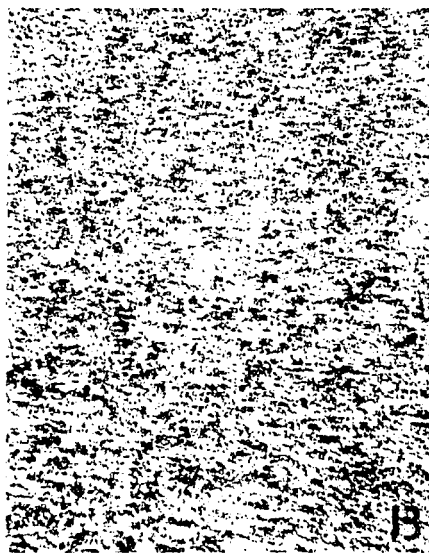


Figura 16. Distribución del SiC en compuesto Al-7% Si, con 0.05% Sr fotografiado a 2x. (a) Macroestructura de la región situada junto al enfriador, (b) Macroestructura de la región a 4.5 cm. del enfriador y (c) Macroestructura de la región posterior a los 9 cm. del enfriador.

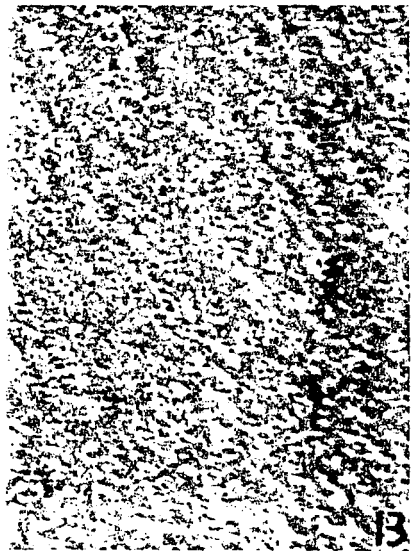
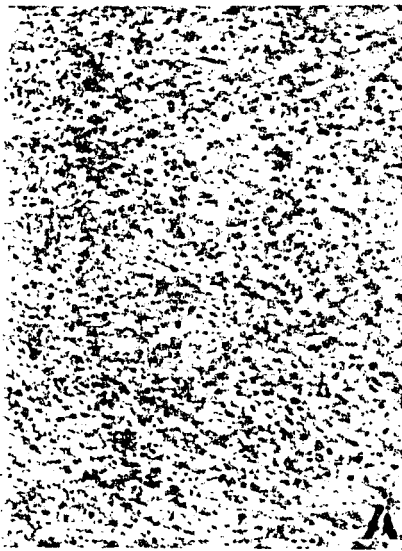


Figura 17. Distribución de SiC en composites Al-7% Si, con 0.10% Sr fotografiado a 2x, (a) Macroestructura de la región situada junto al enfriador b) Macroestructura de la región a 4.5 cm. del enfriador y (c) Macroestructura de la región posterior a los 9 cm. del enfriador.

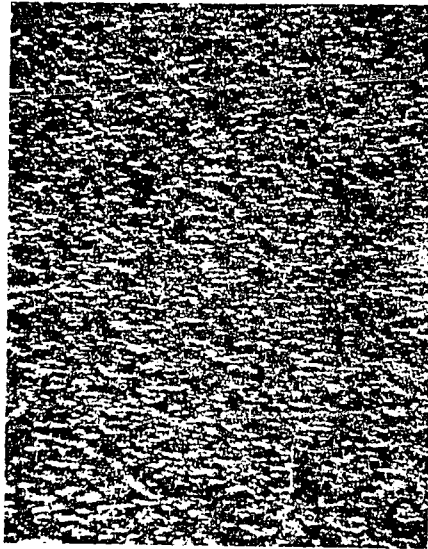
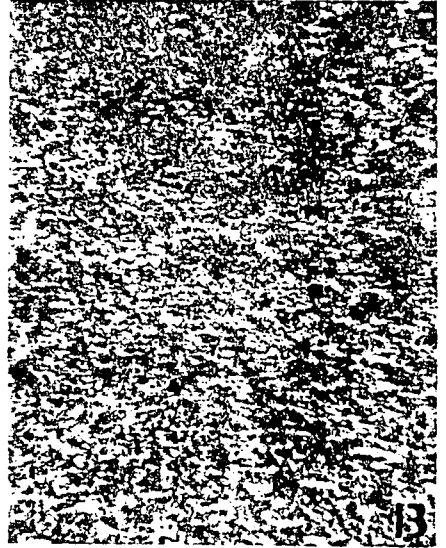
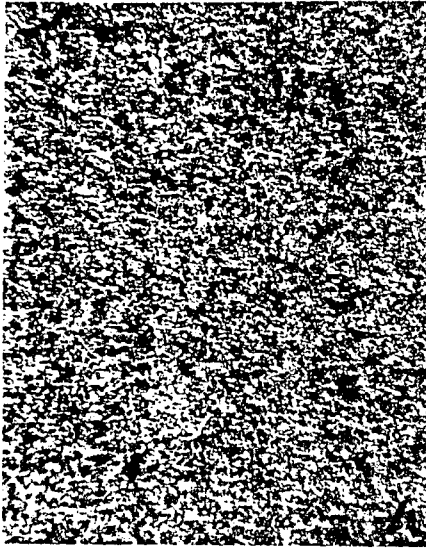


Figura 18. Distribución del SiC en composites Al-7% Si con 3.0% Mg fotografiado a 2x. (a) Macroestructura de la región situada junto al enfriador. (b) Macroestructura de la región a 4.5 cm. del enfriador y (c) Macroestructura de la región posterior a los 9 cm. del enfriador.

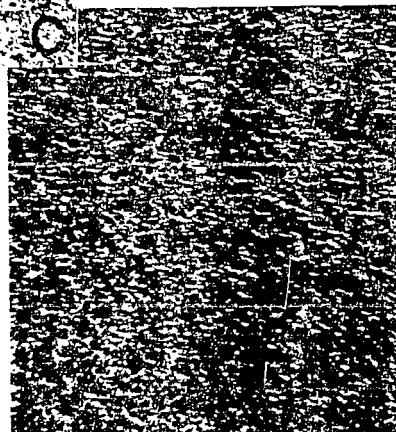
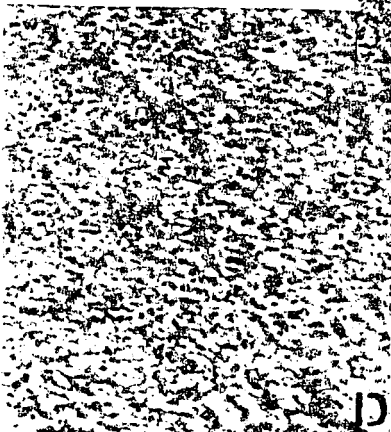
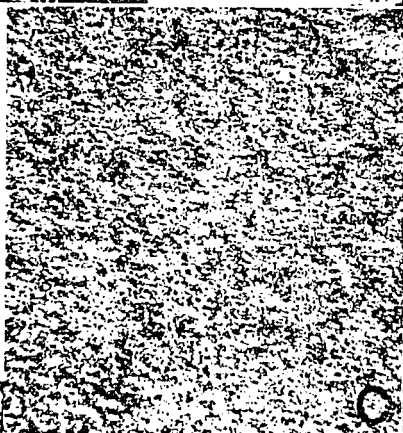
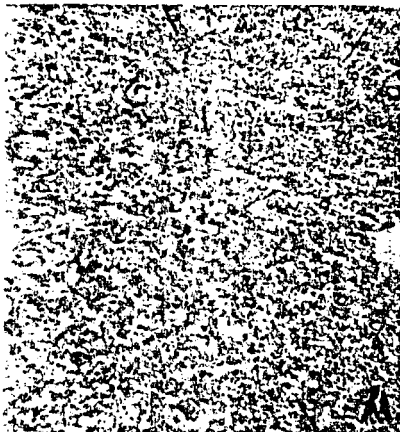


Figura 19. Distribución de SiC en compósitos Al-7% Si: (a) Sin Mg y sin Sr, (b) con 0.025% Sr, (c) con 0.05% Sr, (d) con 0.10% Sr y (e) con 3% Mg, fotografiados a 2x.

ANÁLISIS DE LOS PARÁMETROS DE SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL EN LOS COMPOSITOS.

Como se mencionó al inicio del presente capítulo, el Análisis y Discusión de los resultados se dividió en dos secciones: el Análisis de la Microestructura, descrito anteriormente y el Análisis de los parámetros de Solidificación Direccional que se describe a continuación.

Durante la solidificación de los compositos, mencionada en el Desarrollo Experimental, se obtuvieron las respectivas curvas de enfriamiento para cada material, estas curvas están representadas en las figuras 20a, b, c, d, e y f donde estas se refieren: (a) Aleación 356, (b) Compósito sin Sr y sin Mg, (c) Compósito con 0.025% Sr, (d) Compósito con 0.05% Sr, (e) Compósito con 0.10% Sr, y (f) Compósito con 3% Mg. Para verificar la validez de estas curvas, se realizó una comparación con las obtenidas teóricamente, a partir del Modelo Matemático resuelto con el Programa de Computación mostrado en el capítulo de Desarrollo Experimental; la figura 21 muestra una comparación entre las curvas y Teórica obtenidas para la aleación 356, en ellas se observa una gran similitud, por lo que se puede establecer, que la técnica y procedimiento de obtención analítica, de las Curvas de Enfriamiento es válida y da resultados satisfactorios.

En la figura 20 se puede observar que todas las curvas obtenidas para el termopar 1, son las que se enfrían y solidifican más rápido, esto es debido a que el termopar 1, es el que se encontraba más cercano (1.7 cm.) al enfriador y por lo tanto, es el que registraba las más altas variaciones durante el enfriamiento debidas al efecto de transferencia de calor en esta zona, conforme la distancia al enfriador aumentaba con cada termopar, el tiempo de solidificación aumentaba también. Esto se puede observar en las tablas 1 a 6 en la columna respectiva al Tiempo Local de Solidificación, donde el tiempo menor, siempre es para el termopar 1; en base a este Tiempo Local de Solidificación y a las temperaturas Líquidas y Eutéctica (obtenidas experimentalmente), se calculó la Velocidad de solidificación* que se puede observar en su respectiva columna de las tablas 1 a 6, para este caso, la mayor Velocidad de Solidificación * es para el termopar 1, esto es de esperarse, siendo que en este punto, como se mencionó anteriormente, el tiempo local es menor.

Lo anterior concuerda claramente con lo observado y descrito en la primera parte del Análisis de resultados, donde se observó en base a MO y MEB, que en las zonas cercanas al enfriador, se encontraban los espaciamientos interdendríticos y las fases eutécticas más pequeñas, estas dos estructuras alcanzaban los mayores tamaños en las zonas más alejadas al enfriador: estos incrementos son resultado de las bajas Velocidades de Solidificación * presentes en estas zonas, cuyos valores se presentan en las tablas 1 a 6. Con lo anterior se confirma que a pequeños Tiempos Locales de Solidificación y mayores Velocidades de Solidificación * se obtiene valores pequeños de espaciamiento interdendrítico y espaciamientos laminares de la fase eutéctica también pequeños. Observar la similitud de resultados obtenidos en la tabla 7 para las curvas de enfriamiento teóricas.

*El cálculo de la velocidad de Solidificación se detalla en el anexo 2.

A partir de las Curvas de Enfriamiento, se obtuvieron las Isotermas de inicio y final de la solidificación mostradas en las figuras 22 a, b, c, d, e y f tomando en cuenta el tiempo al cual, cada curva de enfriamiento cruzó las líneas de liquidus y eutéctica mostradas en las figuras 20. Los valores de tiempo al cual la solidificación comienza y termina con respecto a la posición de cada termopar se presenta en las tablas.

A partir de las figuras anteriores, se estableció la Velocidad de las intercaras sólido - sólido + líquido y sólido + líquido - líquido, indicada en las tablas respectivas y representadas en las figuras 23 a, b, c, d, e y f, estas figuras muestran las velocidades de las Intercaras obtenidas a diferentes distancias del enfriador, en éstas se puede observar que la progresión de la isoterma de liquidus es rápida en las primeras etapas del proceso de solidificación, pero disminuye conforme la distancia a la placa de enfriamiento se incrementa; la progresión de la isoterma del eutéctico, decrece en la misma forma. Todo lo anterior, concuerda con los resultados obtenidos al inicio de este análisis, para el Tiempo Local y la Velocidad de Solidificación *, con respecto a las microestructuras obtenidas.

Finalmente, en base a los resultados anteriores, se calcularon los Gradientes Térmicos ** para cada posición, en base a esto se observa que el Gradiente ** disminuye de las zonas más cercanas a las más lejanas al enfriador, como un resultado del decremento progresivo en la Velocidad de Solidificación, es decir; a mayor distancia del enfriador, la variación de temperatura entre cada zona es menor, los resultados obtenidos para los Gradientes Térmicos **¹ se pueden observar en las tablas 1 a 7; estos resultados son del mismo orden en magnitud que los obtenidos para materiales similares estudiados por Stefanescu (56), Gowri (35) y Rohatgi (53) entre otros.

Siendo uno de los objetivos primordiales del presente trabajo, determinar la incorporación y distribución de las partículas de SiC en la matriz Al-7% Si, fue determinada la Velocidad Crítica (a partir de la cual el refuerzo cerámico puede ser atrapado o rechazado) para este material, en base a los diferentes modelos reportados en la literatura, como el propuesto por Guo y Stefanescu (33):

$$V_{cr} = \frac{a_0 \Delta \delta_0 (Kl)}{6 \nu r (K_p)}$$

Donde a_0 es la distancia atómica, ν la viscosidad en el líquido, r el radio de la partícula, kL la conductividad térmica del líquido, k_p la conductividad térmica de la partícula y $\Delta \delta_0 = \delta_{pl} + \delta_{ls}$: aplicando este modelo, la Velocidad Crítica calculada fue 86 mm/s ; los datos de las propiedades termofísicas utilizadas se presentan en el anexo 1.

También se realizó el cálculo correspondiente, con el modelo propuesto por Stefanescu y Dhindaw (41):

$$V_{cr} = \frac{\Delta \delta_0 d_0 (2 - K_p)}{6(n-1) \nu r (Kl)}$$

donde d_0 es la distancia atómica, ν la viscosidad en el líquido, r el radio de la partícula, n una constante que para la aleación Aluminio 7% Si toma un valor de 7 (41), Kl la conductividad térmica

¹ ** El cálculo del Gradiente Térmico se presenta en el anexo 2.

del líquido, K_p la conductividad térmica de la partícula y $\Delta\delta_0 = \delta p_s - (\delta p_l + \delta l_s)$, aplicando también este modelo, la velocidad crítica calculada fue 2.717 ^{mm}/seg.: los datos de las propiedades termofísicas se presentan en el Anexo 1.

Cabe hacer notar que los valores para δp_s , δp_l y δl_s , aunque se ven influenciadas por las adiciones de Sr y Mg en el compuesto, no producen un cambio significativo en el cálculo de la Velocidad Crítica. Otro de los modelos propuesto en la literatura (que no involucra los valores de δ), es el de Rohatgi y Surappa (53), que aunque no calcula velocidad crítica, sí sirve para determinar el rechazo - atrapamiento de las partículas cerámicas:

$$\begin{aligned} (\lambda_p C_{pp})^{1/2} > 1 &\longrightarrow \text{atrapamiento} \\ (\lambda_c C_{pc}) < 1 &\longrightarrow \text{rechazo} \end{aligned}$$

donde λ_p y λ_c son las conductividades térmicas de la partícula y del líquido respectivamente, C_p y C_c , las capacidades caloríficas de la partícula y del líquido y ρ_p y ρ_c , las densidades de la partícula y del líquido respectivamente, el valor calculado con este modelo fue 0.3524; las propiedades termofísicas utilizadas se presentan en el anexo 1. Al comparar los valores obtenidos de los modelos reportados, con los resultados calculados experimentalmente para la velocidad de la interfase sólido + líquido (que es la que da la mayor formación sobre el avance de la solidificación), se observa que el valor obtenido en los modelos, es mayor que el valor determinado experimentalmente, esto indicaría, según los modelos, que existiría un rechazo de partículas cerámicas, ya que para que exista atrapamiento, el resultado práctico deber ser mayor o igual que el teórico, sin embargo, en base a los Análisis de las Microestructuras obtenidos, se observa que esto no coincide, debido a que en la mayoría de los compósitos fabricados, existe una incorporación del SiC, a pesar que las velocidades experimentales obtenidas, son muy inferiores que la velocidades predichas por los modelos, de hecho, en el único compuesto donde se obtienen grandes zonas libres de SiC, es el compuesto en donde no se adiciónó ni Sr ni Mg; en este material existió únicamente una pequeña zona (a 4.5 cm. del enfriador) con SiC, donde se observa que el tiempo local es menor con respecto a la zona anterior (debiendo haber ocurrido lo contrario) y por lo tanto la velocidad de solidificación aumenta, dando esto como resultado, condiciones favorables para la incorporación del SiC que no se dan en el resto de la muestra, por todo lo demás es posible establecer, que los Modelos Matemáticos reportados en la literatura, no siempre dan un resultado real: esto también ha sucedido en trabajos realizados por Guo y Stefanescu (33) y Rohatgi, Yarandi y Liu (87) entre otros.

De todo lo anterior, se observa que las mayores incorporaciones de partículas cerámicas, se obtienen en las regiones cercanas al enfriador, en estas regiones es donde además, se obtienen las velocidades de solidificación experimentales, más elevadas y más cercanas a la velocidad crítica teórica, además, las zonas más rápidamente solidificadas, muestran una distribución más uniforme de partículas: una de las variables más importantes que determinan la distribución de partícula, es el tamaño relativo de la partícula, comparado con la estructura de la matriz, en este caso el tamaño de la fase eutéctica y de la zona interdendrítica es muy pequeño, por lo tanto las partículas son fácilmente atrapadas dentro del eutéctico: como la solidificación continúa, la razón de enfriamiento y la velocidad de solidificación descienden, dando como resultado zonas eutécticas e interdendríticas muy grandes, comparadas con el tamaño de la partícula cerámica, por lo tanto ésta es empujada delante de la interfase y posteriormente segregada a las regiones interdendríticas que solidifican al final (observar figuras 2b, 6c y 8c). El Gradiente Térmico** para los diferentes materiales bajo estudio, muestran esta tendencia decreciente, es otro indicio según Stefanescu y Guo (33), del

Atrapamiento o Rechazo de Partículas, el decremento de éste, favorece el rechazo del Refuerzo cerámico, los valores experimentales obtenidos del Gradiente Térmico, se presentan en las tablas respectivas a los diferentes materiales.

TABLA 1.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN ALEACION 356								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq} - T_{eut} / T_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARRA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T_{liq}	T_{eut}	T_f		V_{liq}	V_{eut}	
1	17.5	540	780	240	0.1439	0.0324	0.0224	3.26
2	35	840	1140	300	0.1151	0.0208	0.0154	3.26
3	52.5	1200	1560	360	0.0959	0.0146	0.0112	2.29
4	70	1530	1890	360	0.0959	0.0114	0.00926	1.77
5	87.5	1830	2160	330	0.1046	0.00956	0.0081	

TABLA 2.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN COMPOSITO Al-7%Si/SiC								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq} - T_{eut} / T_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARRA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T_{liq}	T_{eut}	T_f		V_{liq}	V_{eut}	
1	17.5	1692	1998	306	0.1129	0.0103	0.00876	2
2	35	2100	2430	330	0.1047	0.0083	0.0072	2
3	52.5	2520	2820	300	0.1152	0.0069	0.0062	1.43
4	70	2850	3480	630	0.05484	0.0061	0.005	1.429
5	87.5	3180	3540	360	0.09597	0.0055	0.0049	

TABLA 3.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN COMPOSITO Al-7%Si/SiC Y 0.025%Sr								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq} - T_{eut} / T_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARRA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T_{liq}	T_{eut}	T_f		V_{liq}	V_{eut}	
1	17.5	840	1050	210	0.1645	0.0208	0.0167	2.28
2	35	900	1285	385	0.0898	0.0194	0.0136	2.28
3	52.5	1320	1710	390	0.0886	0.0133	0.0102	2.28
4	70	1650	1976	326	0.1061	0.0106	0.00886	1.71
5	87.5	1992	2310	300	0.1152	0.0087	0.00756	

TABLA 4.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN COMPOSITO Al-7%Si/SiC Y 0.05%Sr								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq}-T_{eut}/t_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T _{liq}	T _{eut}	T _f		V _{liq}	V _{eut}	
1	17.5	870	1050	180	0.1919	0.02	0.07	2
2	35	1380	1800	420	0.0822	0.013	0.0097	1.71
3	52.5	1530	1890	360	0.0959	0.0114	0.0093	1.71
4	70	1860	2400	540	0.0639	0.0094	0.0073	0.57
5	87.5	2070	2610	540	0.0639	0.0085	0.0067	

TABLA 5.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN COMPOSITO Al-7%Si/SiC y 0.1% Sr								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq}-T_{eut}/t_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T _{liq}	T _{eut}	T _f		V _{liq}	V _{eut}	
1	17.5	840	1244	404	0.08556	0.0208	0.014	3.43
2	35	1170	1590	420	0.08226	0.015	0.011	2
3	52.5	1500	1710	210	0.1645	0.012	0.01	0.86
4	70	1680	2040	360	0.09597	0.01	0.00858	0.86
5	87.5	1860	2220	330	0.09597	0.0097	0.0079	

TABLA 6.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN COMPOSITO Al-7%Si/SiC y 3.0% Mg								
TERMOPAR	DISTANCIA AL ENFRIADOR (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION $R = T_{liq}-T_{eut}/t_f$ (°C/seg)	VELOCIDAD INTERCARA (mm/s)		GRADIENTE TERMICO (°C/mm)
		T _{liq}	T _{eut}	T _f		V _{liq}	V _{eut}	
1	17.5	1200	1470	270	0.1279	0.0146	0.0119	3.657
2	35	1800	2100	300	0.1151	0.0097	0.0083	2.23
3	52.5	2250	2640	390	0.0885	0.0078	0.0066	2.06
4	70	2610	3000	390	0.0885	0.0067	0.0058	1.77
5	87.5	1970	3300	330	0.1046	0.0059	0.0053	

TABLA 7.

PARAMETROS DE SOLIDIFICACION DIRECCIONAL EN ALEACION 356 OBTENIDA A PARTIR DE MODELO MATEMATICO								
TERMOPAR	DISTANCIA AL EQUIVALEN (mm)	TIEMPO (seg)			VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION	VELOCIDAD DE PERCARA (mm/s)		GRADIENTE
		T _{liq}	T _{eut}	T _f	R = T _{liq} -T _{eut} /T _f (°C/seg)	V _{liq}	V _{eut}	TERMICO (°C/mm·s)
1	17.5	1860	3300	1440	0.02399	0.00941	0.0053	0.8
2	35	1980	4020	2040	0.01694	0.00884	0.00435	0.8
3	52.5	2250	4290	2040	0.01694	0.00778	0.00408	0.8
4	70	2250	4980	2730	0.01266	0.00778	0.00351	0.8
5	87.5	2490	5520	3030	0.0114	0.00703	0.00317	

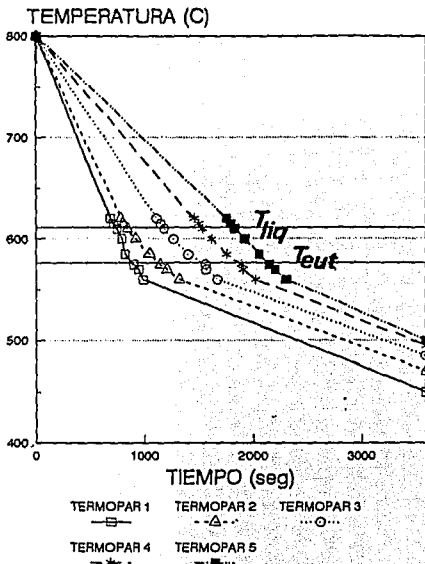


Figura 20a. Curvas de Enfriamiento para la Aleación 358
 Solidificada Direccionalmente.

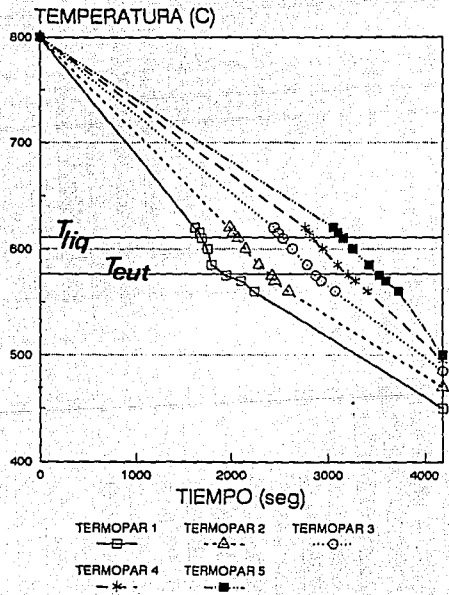


Figura 20b. Curvas de Enfriamiento para Compósito
 Al-Si/Cp Solidificado Direccionalmente.

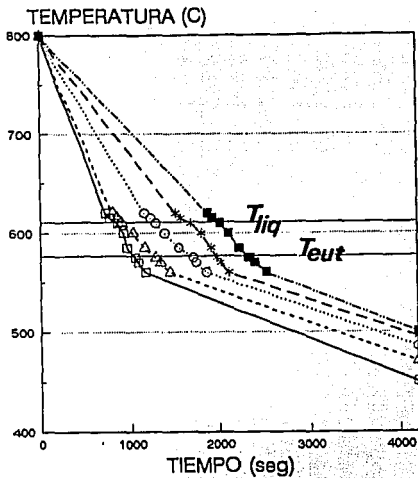


Figura 20c. Curvas de Enfriamiento para Compósito
Al-Si/Cp con 0.025% Sr.

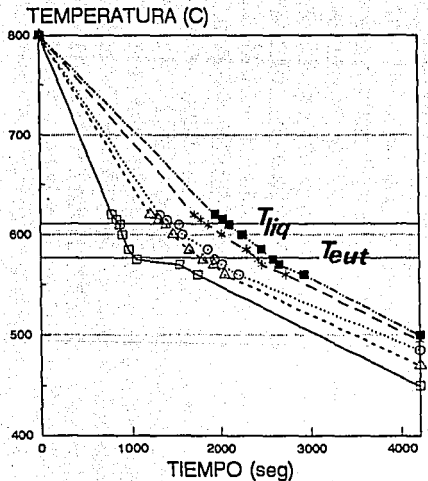
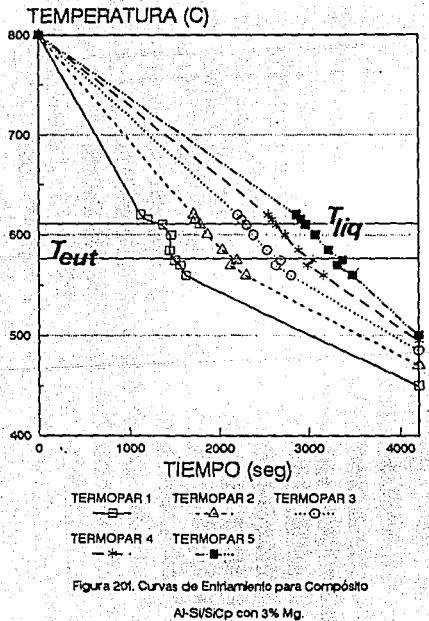
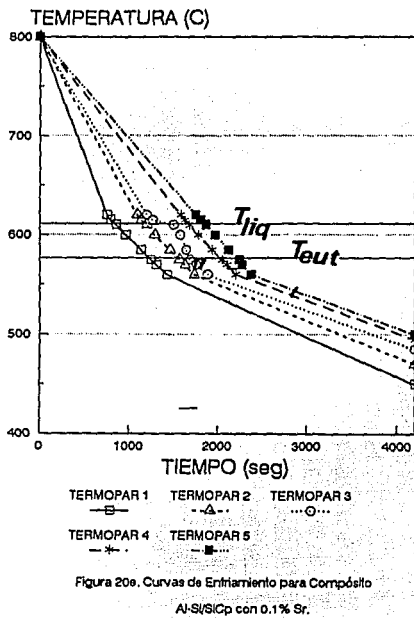


Figura 20d. Curvas de Enfriamiento para Compósito
Al-Si/Cp con 0.05% Sr.



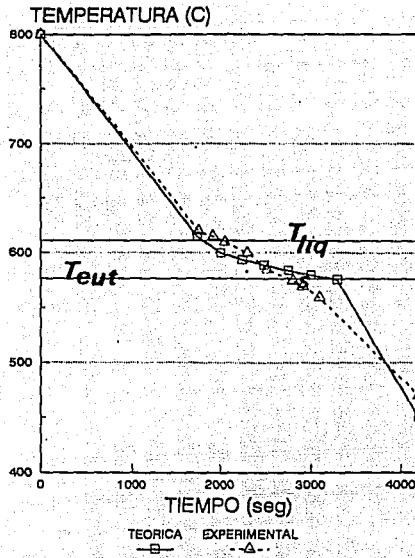


Figura 21. Comparación de las Curvas de Enfriamiento Teórica y Práctica para Aleación 356, Registrada por el Termopar 1.

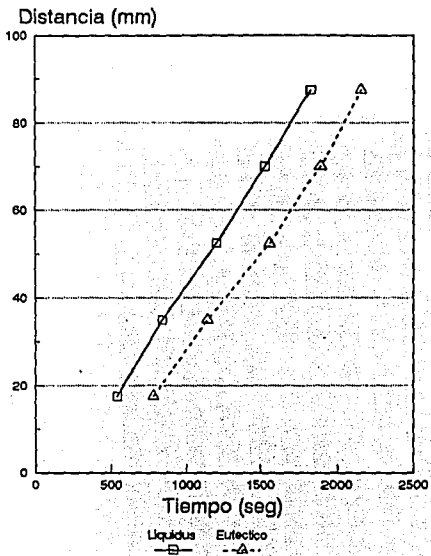


Figura 22a. Isoformas Liquidus y Eutectica para la Solidificación de la Aleación 358.

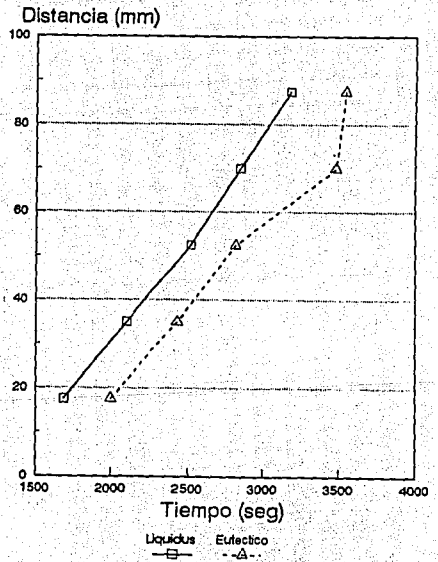


Figura 22b. Isoformas Liquidus y Eutectica para la Solidificación del Compuesto Al-Si/5Cp.

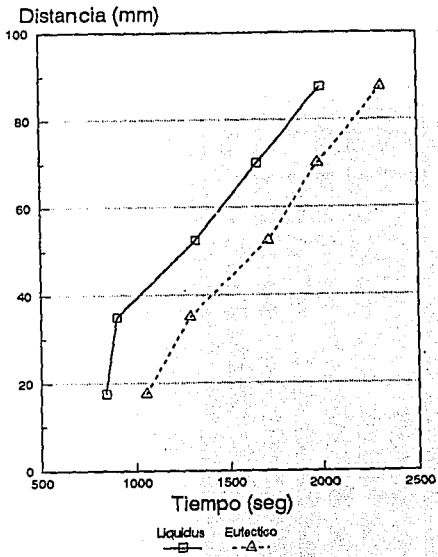


Figura 22c. Isothermas Liquidus y Eutectica para la Solidificacion de Composito Al-Si/SiCp con 0.025% Sr.

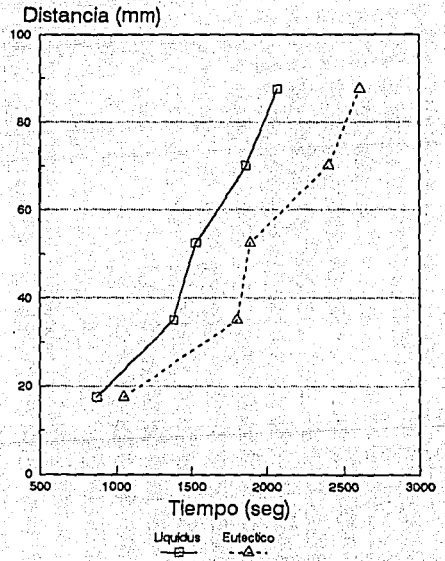


Figura 22d. Isothermas Liquidus y Eutectica para la Solidificacion de Composito Al-Si/SiCp con 0.05% Sr.

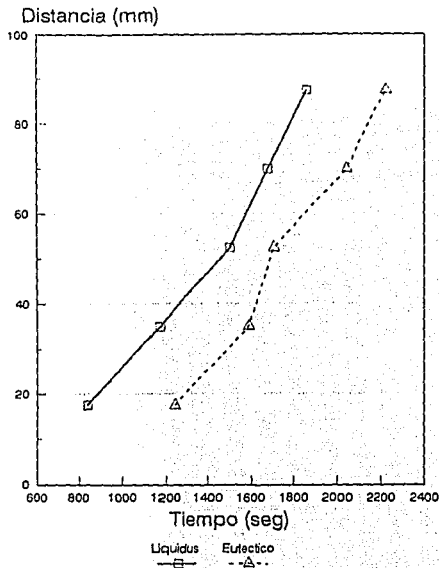


Figura 22e. Isotermas Liquidus y Eutectica para la Solidificación del Composito Al-Si/SiCp con 0.1% Sr.

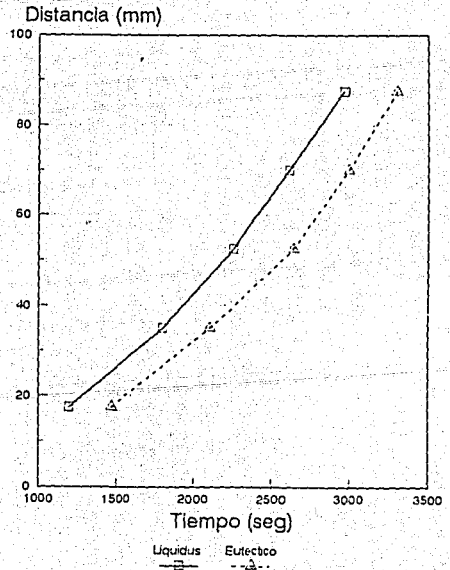


Figura 22f. Isotermas Liquidus y Eutectica para la Solidificación del Composito Al-Si/SiCp con 3% Mg

X10-2

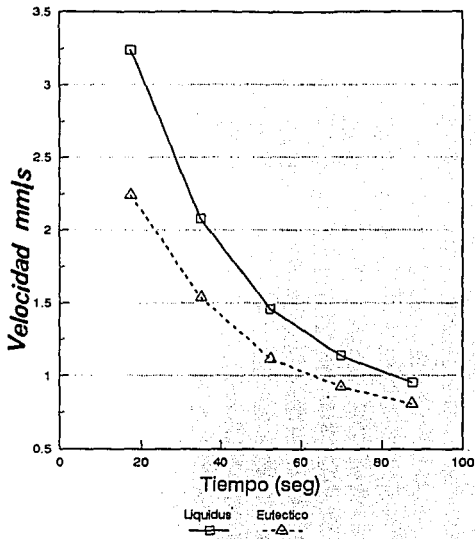


Figura 23a. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica para la Aleacion 356.

X 10-2

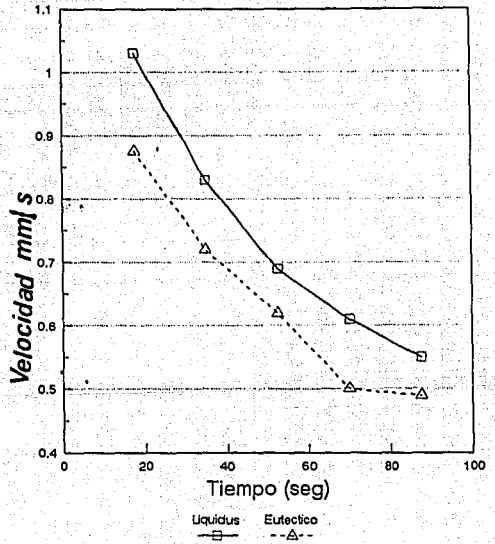


Figura 23b. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica para el Composito Al-Si/ICp.

X 10⁻²

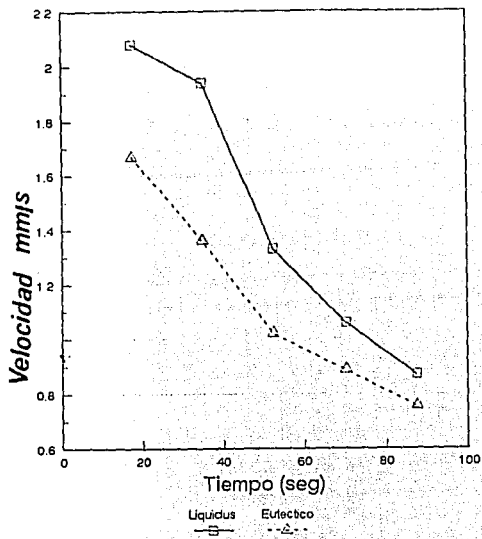


Figura 23c. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica para el Composito Al-Si/SiCp con 0.025% Sr.

X 10⁻²

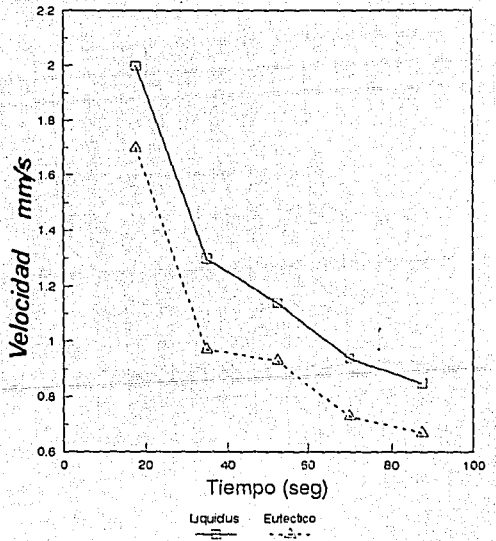


Figura 23d. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica para el Composito Al-Si/SiCp con 0.05% Sr.

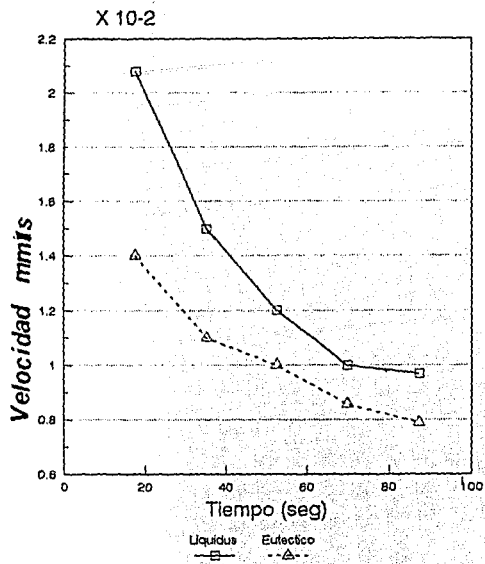


Figura 23e. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica para el Composito Al-Si/SiC con 0.1% Sr.

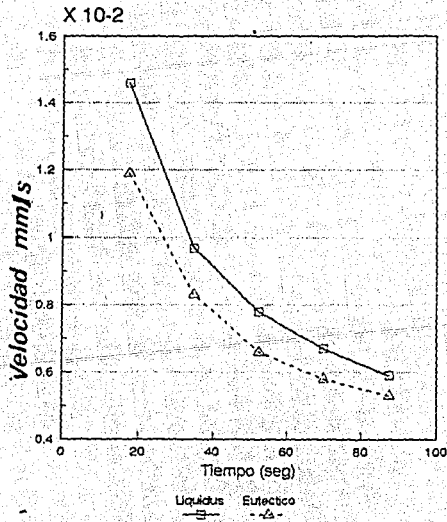


Figura 23f. Velocidad de las Interfases Liquidus y Eutectica en el Composito Al-Si/SiCp con 3% Mg.

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

En base a los resultados y análisis anterior, se puede observar y determinar lo siguiente:

Durante la Solidificación Direccional, las zonas con espaciamentos interdendríticos mas pequeños, fueron en general las mas cercanas al enfriador, esto es debido a que estas regiones, las velocidades de solidificación fueron mas altas que en el resto de la muestra y mas cercanas a las velocidades criticas teóricas mencionadas en la página 50 del capítulo de antecedentes, esto trajo como resultado una mayor incorporación y distribución del SiC en la matriz metálica; bajo estas condiciones, el tamaño de los espaciamentos interdendríticos fué ligeramente menor (40-50 μm), que el diámetro de las partículas de SiC (50 μm), lo que reafirmaría según Lloyd (39) a partir de sus trabajos realizados en sistemas Al/SiC, y mostrados en la página 36 del capítulo de antecedentes, el hecho de que de DAS menores al diámetro del refuerzo, favorecen la incorporación y distribución del refuerzo y que de manera contraria, DAS mayores al diámetro del refuerzo, favorecen el rechazo y la conglomeración del mismo, tal y como ocurre para el presente trabajo, en las regiones posteriores a los 4.5 cm del enfriador, donde el diámetro del refuerzo (50 μm) es menor al DAS (50-160 μm) y el SiC aparece altamente conglomerado.

A partir de los cálculos de velocidad de solidificación mostrados en las tablas 1 a 7, se observa que los resultados obtenidos a partir de las microestructuras, en donde se observan los espaciamentos interdendríticos (fig 3, 5, 7, 9 y 11) coinciden, ya que las mayores velocidades de solidificación, son generadas en la región situada junto al enfriador dando espaciamentos interdendríticos menores que en el resto de la pieza y de manera contraria, las velocidades de solidificación mas bajas de la parte final de la muestra, generan los mayores espaciamentos interdendríticos, esto es de esperarse, pero aun así, los resultados obtenidos reafirman los hechos comentados anteriormente, además de explicar la segregación del SiC que ocurre, al igual que el efecto de la conglomeración, en las regiones situadas despues de los 4.5 cm del enfriador: al inicio de la solidificación en las regiones situadas junto al enfriador, el tamaño de la fase eutéctica y de la región interdendrítica es muy pequeño, por lo tanto las partículas son facilmente atrapadas dentro del eutéctico, como la solidificación continúa, la velocidad de solidificación descende dando como resultado zonas eutécticas e interdendríticas muy grandes comparadas con el tamaño del refuerzo, por lo tanto este será rechazado delante de la interfase y posteriormente segregado a las regiones interdendríticas que solidifican al final (observar figuras 2b, 6cy 8c). Por todo lo anterior, si se quiere evitar en un compuesto Al-7%Si/SiC, la conglomeración y segregación del refuerzo, así como favorecer la distribución e incorporación del mismo, es necesario en principio, solidificar el compuesto a altas velocidades. utilizando por ejemplo la técnica de Solidificación Rápida estudiada por Coutright (29) entre otros autores y mostrada en la página 22 de los antecedentes.

Por otro lado, las muestras tratadas con Sr, presentan una mejor distribución e incorporación del refuerzo cerámico, con respecto a las muestras tratadas con Mg. esto es principalmente, a que el Sr genera un menor ángulo de contacto que el Mg: experimentalmente se ha encontrado (88) que para sistemas Al-7% Si/SiC, el ángulo de contacto es de 127°. para Al-7%Si/SiC y 0.05% Sr el ángulo es de 104°. mientras que para Al-7%Si/SiC y 3% Mg, el ángulo respectivo es de 108°. De acuerdo con lo indicado en la página 64 del capítulo de Fundamentos teóricos un ángulo de contacto menor, origina un decremento en la tensión interfacial y por lo tanto, una mayor Humeccabilidad entre el sistema matriz-cerámico; en los compósitos es necesaria una buena Humeccetación que genere una intercara lo suficientemente fuerte entre la matriz y el refuerzo, dando como resultado, una distribución e incorporación aceptable por parte del refuerzo, lo que en este trabajo, se logró

satisfactoriamente con el Sr. Otro aspecto importante, fué la presencia de las fases Mg_2Si y $Mg_3Al_8FeMg_3Si_6$ en los compósitos tratados con Mg, esto se debe, de acuerdo con Samuel y Growis (35), a la presencia del Mg; el SiC disminuye este efecto, pero en el presente trabajo, la distribución del SiC no fue uniforme en los compósitos tratados con 3% en peso de Mg, posiblemente lo anterior se debe a que el Mg, al entrar en contacto con la aleación, formó estas fases previamente a la adición del SiC, para cuando este fue adicionado, ya se había consumido una cantidad considerable de Mg y el resto no fue suficiente para generar la humectabilidad deseada esto trajo como consecuencia, grandes áreas libres de SiC, además de la presencia de las segundas fases.

Del Análisis de Resultados, se observó que la cantidad de Sr que originó la mejor incorporación y distribución del SiC, fue 0.025% en peso, el hecho de que ésta haya sido la cantidad mas adecuada con respecto a 0.05 y 0.1% en peso, se puede deber a que en principio, según la literatura (89,90), una buena modificación de la fase eutéctica Al-Si por parte del Sr, se obtiene con cantidades que van de 0.02 a 0.04% en peso, así que el 0.025% en peso adicionado al compuesto, fué suficiente para mejorar la incorporación (debido a mayor humectabilidad matriz-cerámico), además de modificar el eutéctico; esto se vio reflejado en la alta incorporación y distribución del SiC en la matriz, con respecto a los compósitos donde se adicionó 0.05 y 0.1% en peso, posiblemente esto pueda deberse al hecho de que con las cantidades mas altas de Sr, se haya generado una sobremodificación del eutéctico Al-Si, ocasionando la formación de algún compuesto intermetálico como el Al_4SrSi_2 que impidió o disminuyó la distribución e incorporación adecuada del SiC, esto no fué posible comprobarlo debido a que el equipo para EDX del que se dispuso, no cuenta con la sensibilidad necesaria para detectar los bajos niveles de Sr, esto podría detectarse de mejor manera con un análisis de MET, como se indica en la página 93, en lo referente a la caracterización de los compósitos.

Según Stefanescu y Guo (33) en trabajos realizados en compósitos similares a los estudiados en el presente trabajo, el Gradiente térmico es otro indico del atrapamiento-rechazo de partículas; el decremento de éste, favorece el rechazo del refuerzo cerámico, lo cual concuerda con los resultados obtenidos durante el presente trabajo y enlistados en las tablas 1-7, para los diferentes sistemas estudiados, además los ordenes de magnitud en los gradientes térmicos obtenidos experimentalmente son similares a los obtenidos por Stefanescu y Guo (33), esto no sucede con los cálculos de velocidad critica, ya en la actualidad existe una gran cantidad de expresiones que permitan calcular la velocidad critica pero con el problema que se contradicen entre si varias de ellas, tal y como se explica en los fundamentos teóricos de la página 78; para el presente trabajo se compararon las velocidades criticas teóricas por medio de las expresiones para sistemas similares, propuestas por: Guo y Stefanescu (33), también se utilizó el modelo propuesto por Stefanescu y Dhindaw (41) y finalmente, la expresión propuesta por Rohatgi y Surappa (53), los 3 resultados obtenidos fueron muy, diferentes entre si y en todos los casos se pronosticó un rechazo de partículas de SiC, al comparar los resultados teóricos con los experimentales. Lo anterior no concuerda con los resultados experimentales ya que de manera general, se logró un atrapamiento del SiC, sobre todo en los compósitos tratados con Sr, el hecho de esta discrepancia se puede deber a que no hay en la actualidad un modelo teórico que permita calcular la velocidad critica, bajo cualquier tipo de condiciones. en el presente trabajo, se adicionaron diferentes cantidades de Sr y de Mg que afectaron el proceso de solidificación y en ninguna de las expresiones teoricas utilizadas, se involucra esta adición de manera directa, por lo que actualmente, todavía no resulta muy confiable el uso de las expresiones de velocidad critica, esto último de acuerdo totalmente con la bibliografía mostrada en la página 79 del capítulo de Fundamentos teóricos.

CAPITULO V

CONCLUSIONES

En base a los resultados y al análisis de los mismos durante el presente trabajo, se puede concluir lo siguiente:

1. Debido a que la incorporación de las partículas de SiC fue mejorada con la presencia de Sr, es razonable pensar que éste, promueve la humectabilidad en los compositos Al-7% Si/SiC, además de modificar la fase eutéctica Al-Si.

2. El Mg promueve la Humectabilidad en menor grado que el Sr y su adición a Compositos Al-7% Si/SiC, origina Conglomeración y distribución Heterogénea del SiC, además de la presencia de segundas fases como Mg₂Si y Al₈FeMg₃Si₆.

3. El Composito Solidificado Direccionalmente, que presentó la mejor distribución del SiC, así como la mayor incorporación del mismo, fue al que se le adicionó 0.025% Sr.

4.- Altas velocidades de solidificación y altos gradientes térmicos en los compositos Al-7%Si/SiC, solidificados Direccionalmente, favorecen la incorporación y distribución del SiC en la matriz metálica.

5.- Bajas velocidades de solidificación y bajos gradientes térmicos en compositos Al-7%Si/SiC, solidificados Direccionalmente, favorecen la conglomeración segregación del SiC en la matriz metálica.

6. Los Modelos Teóricos para el cálculo de Velocidad Crítica, presentan grandes diferencias entre sí y también con los resultados experimentales, bajo las condiciones estudiadas en el presente trabajo.

7. La Solidificación Direccional en Compositos de Matriz Metálica, es una herramienta útil para el estudio del Atrapamiento - Rechazo del Refuerzo Cerámico.

RECOMENDACIONES

Para trabajos posteriores relacionados con el presente estudio se sugiere:

- 1.-Analizar la presencia de segundas fases por otro tipo de técnicas, que puedan garantizar la detección de concentraciones débiles de Sr: se puede proponer por ejemplo, un análisis de MET
- 2.-Realizar un conteo de partículas de SiC incorporadas, utilizando procedimientos o técnicas cuantitativas.
- 3.-Efectuar mediciones de ángulos de contacto para cada sistema estudiado, con la finalidad de evaluar en mayor medida la humectabilidad matriz-cerámico.
- 4.-Adicionar como agentes humectantes otros elementos del grupo IIA de la tabla periódica para evaluar el efecto de este grupo, sobre las condiciones atrapamiento-rechazo de partículas, ya que aunque el Sr presentó buenos resultados en cuanto a la incorporación y distribución del SiC en la matriz, su costo es muy elevado y por otro lado, no proporciona la facilidad de endurecer la matriz con un tratamiento térmico sencillo, como ocurre con el caso del Mg.

CAPITULO VI BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA

- 1.- Lambrecht, Walter and Segall, Benjamin Electronic Structure and Energetics of Interfaces in Ceramic Composites. Interfaces in Metal-Ceramics Composites. Tms. 1990.
- 2.- Jena, P. and Scillady D. Electronic and Structural Properties of Metal Matrix Composites. Interfaces in Metal Ceramics Composites. Tms. 1990.
- 3.- Rohatgi, Pradep. Foundry Processing of Metal Matrix Composites Modern Casting, April 1988. pp. 47- 50.
- 4.- Foltz, John V. Metal - Matrix Composites. Metals. Handbook. Vol. 2, 3a. Edition 1990. pp. 903 - 912
- 5.- Girof, F. A, Quenisset J. M and Naslain R. Discontinuously- Reinforced aluminum matrix Composites, Compos. Sci. Technol., Vol 30, 1987, p. 155.
- 6.- Kreider K. G. and Prewo, K. M. Boron-Reinforced Aluminum, in Metallic Matrix composites. Vol 4. K. G. Kreider, De., composite materials, Academic Press, 1974, p 400.
- 7.- "Silicon Carbide composite Materials", Data Sheet, Texon Specialty Materials, 1989.
- 8.- Islam M. U and Wallace W., Carbon Fibre Reinforced Aluminium Matrix Composites. A critical review. Adv. Mater. Manuf. Process., Vol 3 (No 1). 1988, p. 1.
- 9.- Amateau, M F. Progress in the Development fo Graphite-Aluminum Composites Using Liquid Infiltration Technology, I. Compos. Mater., VOL. 10 , Oct 1976, p 279.
- 10.- Yoshida M, Ikegami S, Ohsaki T, and Ohkita T. Studies on Ion-plating Process for making carbon fiber reinforced Aluminum and Properties of the Composites, in Proceedings of the 24th National SAMPE Symposium, Vol 24, Society for the Advancement of Material and Process Engineering, 1979, p 1417.
- 11.- Dhingra. A. K. Metal Matrix Composites Reinforced with Fibre FP (a-Al₂O₃), Philos. Trans. R. Soc. A. Vol 294, 1980, p 559.
- 12.- Erich, D. L, Metal-Matrix Composites: Problems, Applications and Potential in the P/M Industry. Int. J. Powder Metall., Vol 23 (No 1), 1987, p 45.
- 13.- Arsenault R. J and Wu S. B, A comparison of PM Vs Melted SiC/Al Composites, Scr. Metall., Vol 22, 1988, p 767.
- 14.- Mc Danels D. L., Analysis of Stress Strain, Fracture, and Ductility Behavior of Aluminum Matrix composites Containing Discontinuous Silicon Carbide Reinforcement, Metall. Trans.A. Vol 16A, June 1985, p 1105.
- 15.- Mortensen, J. A. Cornie and Flemings M. C. Solidification Processing of Metal - Matrix Composites. J. Met., Feb. 1988, p. 12.
- 16.- Rohatgi, P. K., Asthana, R. and Das, S. Solidification, Structures and Properties of Cast Metal - Ceramic Particle Composites. Int. Met. Rev., Vol. 31, No 3. 1986. p. 115. 1984, Vol. 21, pp. 81 -93.
- 17.- Badia, F. A. and Rohatgi, P. K. Trans AFS 79 (1969) 346.
- 18.- Mahrabian, R. Riek R. G. and Flemings M. C. Preparation and Casting of Metal Particulate Non-Metal Composites. Metall. Trans., 5 (1974) 1899.
- 19.- Prasadi, P. R., Ray S. Gaiindhar J. L and Kappoor Z. Metallk 73 (1982) 420.
- 20.- Aghajanian MK, Burke J. T., White D. R and Nagelberg Sampe, A.S. Quarterly Vol. 34 (1989) p.817.

- 21.- Ray S. Review Synthesis of cast Metal Matrix Particulate Composites Journal of Materials Science 28 (1993) pp. 5397 - 5413.
- 22.- Fletcher, T. R., Cornie J. A and Russel, K. C., in "Cast Reinforced Metal Composites" edited by S.G. Fishman and A K. Dhingra (ASM, Metals Park, OH 1988) p 21.
- 23.- Ghosh, P. K. and Ray S., I. Technol. 26 (1988) 83.
- 24.- Mortensen A, Gongor M. N., Cornie J. A and Flemings M. C. I Metals 38 (1986) 30.
- 25.- Shaler A. J. Int J. Powder Metall 1 (1965) 3.
- 26.- Cornie J. A, Mortensen A, Gungor M. N. and Flemings M. C., in Proceedings of the Fifth International Conference on Composite Materials". ICCMV, edited by Harrigan W. C., Stripe J and Dhingra A. K. (1985) p. 809.
- 27.- Aghajanian M. K, Borke J. T, White D. R and Nagelberg A. S, Sampe Quarterly Vol. 34 (1989) p 817.
- 28.- Lavernia E J. Int. J. Rapid solid 5 (1989) 47.
- 29.- Courtright E. L., Tech Spotlight, Adv. Mater. Proc. 11 (1990) 71.
- 30.- Ghosh P. K, Prasad P. R and Ray S. Z. Metallk, 75 (1984) 370.
- 31.- Ray S. in "ASM Proceedings on Cast Reinforced Metal Composites", edited by S. G. Fishman and A. K. Dhingra (ASM, Metals Park, Ohio, 1988) p. 77
- 32.- Looyd D. J. Legace H, Mc Leoad A. and Morris p. L., Mate Sci. Eng. A 107 (1987) 73.
- 33.- Guo X, Stefanescu D. M. Directional solidification of Al-Basc/SiC Particle Metal Matrix Composite Castings. AFS Transactions 1991. V100 pp 273 - 279.
- 34.- Labib A, Liu H and Samuel F. H. Effect of solidification rate (0.1 - 100°C s⁻¹) on tch microstructure, mechanical properties and practography of tv Al-Si 10V0) 6 SiC particle composite castings. Materials Science and Engineering, Al6O (1993), 81 - 90.
- 35.- Growris and Samuel F.H. Effect of Cooling Rate on the Solidification Behavior of Al-7 Pct Si-SiC Cp Metal - Matrix Composites Metalurgical Transactions A. Volume 93A, December 1992 pp. 3369 - 3376.
- 36.- Samuel A. M, Liu H and Samuel F. H. Effect of Melt, solidification and heat - treatment processing parameters on the properties of Al-Si-Mg/SiC_(p) composites. Journal of Materials Science 28 (1993) pp. 6785 - 6798
- 37.- Kolsgaard Axel, Arnberg Lars and Brusethaug Stig. Solidification microstructures of AlSi7Mg-SiC particule composite. Materials Science and Engineering A 173 (1993) pp 243-250.
- 38.- Mortensen A. and Jin I. Int. Met Rev., 37(3) (1992) 101 - 128.
- 39.- Lloyd, D. J. Metal Matrix composites-processing, microstructure and properties, Proc. 12th Int. Symp. on Materials Science. Riso, September 2-6, 1991.
- 40.- D.J. Lloyd, Compos. Sci. Technol. World Materials Congress , 35 (1989) 159 - 179.
- 41.- Dhindaw B. K, Moitra A, Stefanescu D.M. and P. Curreri, Metal Matrix Composites. Metall Trans A.19 (August 1988) 1899 - 1904.
- 42.- Boutin J and Baumer M, Proc. Micon 90: Advances in video Technology for Microstructural Control. San Francisco, CA., May 23 - 25, 1990, pp. 51 - 70.
- 43.- Rohatgi P. K, Sathyamoorthg R., Narendranath C. S and Nath. D. Studies on casting characteristics and Setting behavior of Aluminium base metal matrix particle composites.
- 44.- Rana F, Dhindaw BK and Stefanescu D. M. Optimization of SiC particle dispersion in Aluminium Metal - Matrix Composites A FS Transactions pp. 255 263.
- 45.- Wu W. and Beech J. The production of Aluminium-graphite particle composites by using the full mould process. The foundryman, Februry 1990, pp. 83 - 88.
- 46.- Pai BC. Fabrication of Aluminium-Alumina (Magnesia) Particulate Composites in Foundries using Magnesium additions to the Melts. Materials Science and Engineering.
- 47.- Brunhofer E. Giesserei-praxis (1981) 4. 61.

- 48.- Vokáľková A and Kabický V. *Prakt. Met.* 21 (1984) 133.
- 49.- Bardal, A. The effect of antimony on the interfaces of cast AlSi-SiC composites. *Journal of materials Science* 28 (1993) pp. 2699 - 2705.
- 50.- Dahl Niha and Johnsen Tor E. The effect of magnesium and nickel as alloying elements in AlCu-SiC composites. *Materials Science and Engineering, Al* 35 (1991) 151 - 155. *materials Science* 28 (1993) pp. 2699 - 2705.
- 51.- Rohatgi P. K., Asthana R. Das: Solidification. Structure and Properties of Cast Metal-Ceramic particles composites. *International Metals Review*, 1988, Vol. 31, No 3, p. 115.
- 52.- Mc Coy John, Waullner Franklin. Dendritic Segregation in Particle-Reinforced cast Aluminum Composites. *Materials Science* pp 237 - 242.
- 53.- Surappa M.K and Rohatgi P. K: *J Aluminium metallurgy Mat Sci. Lett.* 16:562(1981).
- 54.- Bolling G. F. and Cissé J: *J. Cryst. Growth* 10:56 (1971).
- 55.- Temkin D. E. Chernov A. A and Melnikova A. M. ; *Kristallografiya Sov. Phys. Cryst.* 22(1):13 (1977).
- 56.- Stefanescu D. M, Dhindaw B. K, Kacar S. A and Moitra A. Behavior of Ceramic Particles at the Solid - Liquid Metal Interface in Metal matrix composites.
- 57.- Delannay F., Froyen L. and Derogtere A. Review: The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal - matrix composites. *Journal of Materials Science* No. 221987, pp. 1 - 16.
- 58.- Cornie J. A., Oh S. Y. and Russell K. C. Wetting of Ceramic Particulates with Liquid Aluminum Alloys: Part I. Experimental Techniques *Metallurgical Transactions A*, Volumn 20 A, March 1989 pp. 527 - 541
- 59.- Coddurier L. Adorian J. Pique D and Eustathopoulos N. *Rev. Int. Hautes Temper. Refract. Fr.*
- 60.- Uhlmann D. R, Chalmers B and Jackson K. A. *J. Appl. Phys.* 35, 2986 (1964). 86.- Cissé J. and Bolling G.F.J. *Cryst. Growth* 10, 56 67 (1971).
- 61.- Omeny S. N and Neuwmann A. W. Thermodynamic aspects of particle equipment by solidifying melts *Journal of applied Physics*, Vol. 47, No 9, September 1976 pp 3956 - 3962.
- 62.- Stefanescu D. M, Rana, F., Moitra A and Kacar S. Kinetics of Gas-to-Liquid and Liquid-to Solid Transfer of Particles in Metal-Matrix Composites. *Solidification of Metal Matrix*
- 63.- Banerjee A, Rohatgi P. K and Reif W. *Metall* 1984, 38 (7) 656. composites pp 77 - 89.
- 64.- Rohatgi P. K, Asthana, R and Yarandi. Formation of Solidification Microstructures in Cast Metal Matrix Particle Composites. *Solidification of Metal Matrix Composites* pp 51 - 75.
- 65.- Hanomanth. G. S. and Irons. G. A. Particulate Incorporation by melt stirring for the production of Metal- Matrix Composites.
- 66.- Rohatgi P. K. Unpublished work 1984.
- 67.- London G. J. Dispersion Strengthened copper - thorium boride and copper - alumina alloys produced by melting and casting. Document R59SD. 407. General Electric Tech. Inf. Service 1959.
- 68.- Badia, F. A. and Rohatgi. *Cast Metal Matrix Composites Trans AFS.* 1969, 77, 402.
- 69.- Dremann C. E. O'Malley R. J and Apelian J. *Composite Materials Met* 1979 31.(2). 14.
- 70.- Banerj, A, Surappa M. K and Rohatgi P. K.: in *Proc Nat. Conf on Aluminium Metallurgy*. Bangalore, 1979. Indian Institute Science, 229.
- 71.- Deonath. Bhat R. T and P. K Rohatgi: Formation of Solidification Microstructures. *J Mater Sci.* 1980, 15(5), 1241.
- 72.- Krishnan B. P, Surappa M. K and Rohatgi P. K: Annual Meeting of Institute of Indian Foundrymen. *J Mater Sci* 1981 16, (5), 1209.
- 73.- Keshavarom B. N., Banerj A, Surappa M. K and Rohatgi P. K: *J. Mater Sci jett.*, 1982, 1 (1). 29.

- 74.- Pal BC and Rohatgi P. K Meeting on Surface energy effects in solidification . Met Technol. 1978. 5, 358.
- 75.- Das, A. A and Chatterjee S. Metall. Mater. Technol., Mar 1981, 13, 137.
- 76.- Sugushita J Fujiyoshi S, and T Imura: Composite materials ICCM Wear 1982. 81, 209.
- 77.- Karpinos D. M, Askarov P. M and Abramov O. V: Sov. Powder Met. ceram. 1982. 21 (3) 213.
- 78.- Polakovic A. Kovov Mater. Composite Materials 1973 (5). 726 (BISI Translation 12630).
- 79.- Mortensen A, and Jin I. Solidification Processing of Metal Matrix Composites. International Materials -Reviews. 1992 Vol 37 No 3 pp101 - 128.
- 80.- Sekhar J. A and Trivedi R. Solidification Interface Configurations during the Processing of Particulate Composites. Solidification of Metal Matrix Composites, 1990 pp 39 - 49.
- 81.- Jolly, M.R. Opportunities for aluminium base fibre reinforced metal Matrix Composites (FRMMCs) in automotive castings. The Foundryman. November 1990pp. 509 - 513.
- 82.- Freedonia Group Inc., Cleveland, Ohio, USA, 1987.
- 83.- Aumer Sidney. Introducci3n a la Metalurgia Fisica. 2a edici3n Mc Graw Hill.
- 84.- Amaro Villoda Adri3n Manuel y Yamamoto Angel Dario. Modificaci3n y refinaci3n de un comp3sito base aluminio A-356-5% SiC. Tesis de Licenciatura. Facultad de Quimica, UNAM 1993.
- 85.- Amaro A, J. A. Garcia, Yamamoto D. "Experiencias en la fabricaci3n de comp3sitos Al-SiC (particulas) por el m3todo de Vortex". V Congreso Nacional de Ingenieria Metalurgica UNSAAC. 1993.
- 86.- Salinas D. A: Par3metros de Fabricaci3n para un Comp3sito Base Aluminio A356-5% SiCp por el M3todo de Vortex, Tesis de Licenciatura, Facultad de Quimica, UNAM.1993.
- 87.- Rohatgi P.K, Yarandi M and Liu Y. Influence of Solidification Conditions on Segregation of Aluminum-Silicon Carbide particle composites. Materials Science Department pp 249 - 255.
- 88.- Herrero, M. Estudio Termodin3mico de la disoluci3n del SiC en matrices Al-Si/SiC con Mg y con Sr. Tesis de Licenciatura. Facultad de Quimica, (UNAM), 1995.
- 89.- Gupta Manoj. Forghalli Mohamed and La Vernia Enrique. The effect of Ceramic Reinforcements during spray atomization and Code position of Metal Matrix Composites: Part Y. Heat transfer. Metallurgical Transactions A. Volume 23A, March 1992 pp. 831 - 843.
- 90.- Hanumanth G. S and Irons A. Particle incorporation by melt Stirring for the production of metal - matrix composites. Journal of Materials Science 28 (1993) pp. 2459 - 2465.
- 91.- Erich, D. L Metal - Matrix Composites: Problems, applications and Potential in the P/M Industry, Int. J. Powder Metall., Vol. 23. No. 1, 1987, p. 45.
- 92.- Chow, T. W., Kelly A. and Okura, A. Fibre - Reinforced Metal - Matrix Composites. Composites. Vol. 16, No. 3, July 1985, p. 187
- 93.- Brennan J. J and Pask J. A. J. Composites Materials. Am. Ceram. Soc., 1968. Vol. 51, pp. 569 - 573.
- 94.- Carnaham R. D., Johnston T.L and Li C. H. J. Am. Ceram. Soc. 1958, Vol. 41, pp. 343 - 347.
- 95.- Champion J. A., Keene B. J. and Sillwood J. M. J. Mat. Sci. 1969, Vol. 4, pp. 39 - 49.
- 96.- K3hler W. Alominiom. 1975. Vol. 51, pp. 443 - 447.
- 97.- Frogen L and Derugtere: in Materials science under microgravity. Proc. 4th European
- 98.- Hitachi graphite dispersed cast alloy - Gradia: Ibayaki. Japan 1981. Hitachi Chemical Co
- 99.- Dhandaponi S. P. Jayaran V. and Surappa M. K. Growth and Microstructure of Al2O3-SiC-Si(Al) Composites prepared by reactive infiltration of Silicon Carbide Preforms. Acta Metall. Mater. Vol. 42 No 3 pp.649 - 656. 1994
100. Christodoou L, Parrish P. A and Crowe C. R. Proc. Symp. Mater. Res. Soc 120 (1988) 29.

- 101.-Rohatgi P. K, Das T. K. Cast Aluminum-Graphite Particle Composites - A Potential Engineering Material, J. Inst. Eng. (India), Vol 67, Mar 1987, p77.
- 102.-Levi C G, Abbaschian G. J and Mehrabian R. . Interface Interactions During Fabrication fo Aluminum Alloy-Alumina Fiber Composites, Metall. Trans. A. Vol 9A, May 1978, p 697.
- 103.- Moitra A. dhindaw. B K. Stefanescu, D. M. Directionally Solidified Al/SiC and Al/Graphite Composites. Metallurgican & Materials Engineering. pp 91 - 101.
- 104.-Murray J. L. Bull Alloy Phase Diag 3 (1982) 60.

CAPITULO VII

A N E X O S

ANEXO 1

PROPIEDADES TERMOFISICAS

Aleación Aluminio 356

Composición química de la aleación: 7.11%Si, 0.01% Fe, 0.01% Cu, 0.40% Mg, 0.09% Ti.

Densidad de sólido (ρ_s) = 2,670 kg/m³

Densidad de líquido (ρ_l) = 2,300 kg/m³.

Conductividad térmica (k_t) = 120w/m²k

Temperatura de liquidus (T_l) = 883.5 °K

Temperatura del Eutéctico (T_e) = 849°K

Coefficiente de transferencia de calor (h) = 190J/mseg.

Capacidad calorífica (C_p) = 1,304.35 J/kg^ok

Entalpia del sólido (H_s) = 432,212 J/kg

Distancia Atómica (α), (d_0) = 3 x 10⁻⁸ m

Viscosidad en el líquido (ν) = 3 x 10⁻² Nseg/m²

Tensión Interfasial partícula - sólido (σ_{ps}) = 1.3765 N/m

Tensión Interfasial partícula - líquido (σ_{pl}) = 1.62 N/m

Tensión Interfasial líquido - sólido (σ_{ls}) = 1.5344 N/m

Calor Específico del líquido (CL) = 1,045 J/kg^ok

Partículas Cerámicas de SiC

Malla = 320

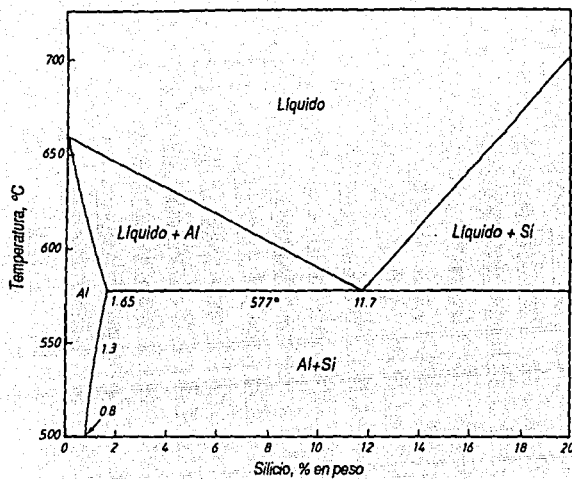
Diámetro = 45 - 50 μ m

Conductividad térmica (K_p) = 12 w/m²k

Densidad de la partícula (ρ_p) = 3,100 kg/m³

Calor específico de la partícula (C_p) = 963 J/kg^ok

Diagrama de Fases Al-Si.



ANEXO 2

CALCULOS ANALITICOS

Deducción de Ecuaciones para Transferencia de Calor:

Para el Nodo 1:

$q_2 \rightarrow l =$ acumulación

$$-k A(T_{1,t+1} - T_{2,t+1} / \Delta x) = \rho C_p (A \Delta x / 2)(T_{1,t+1} - T_1 / \Delta t)$$

Dividiendo entre A y K:

$$T_{1,t+1} - T_{2,t+1} / \Delta x = \rho C_p \Delta x / 2 k (T_{1,t+1} - T_1 / \Delta t)$$

Multiplicado por Δx :

$$T_{1,t+1} - T_{2,t+1} = \rho C_p (\Delta x)^2 / 2k (T_{1,t+1} - T_1 / \Delta t)$$

Pero $\alpha = k / \rho C_p$ y $Fo = \Delta t \alpha / (\Delta x)^2$ entonces:

$$T_{1,t+1} - T_{2,t+1} = -1 / 2 Fo (T_{1,t+1} - T_1)$$

Rearreglando términos:

$$T_{1,t+1} (1 + 2 Fo) + T_{2,t+1} (2 Fo) = T_1$$

De manera general:

$$T_n^{t+1} (1 + 2 Fo) + T_{n+1} (2 Fo) = T_n$$

Para el Nodo 2:

$q_1 \rightarrow 2 + q_3 \rightarrow 2 =$ acumulación

$$-k A(T_{2,t+1} - T_{1,t+1} / \Delta x) - k A(T_{2,t+1} - T_{3,t+1} / \Delta x) = \rho C_p (A \Delta x)(T_{2,t+1} - T_2 / \Delta t)$$

Dividiendo entre A y k y multiplicando por Δx :

$$T2 \ t+1 - T1 \ t+1 + T2 \ t+1 - T3 \ t+1 = -\rho C_p (\Delta x)^2 / k (T2 \ t+1 - T2 / \Delta t)$$

Sustituyendo α y F_0 :

$$2 T2 \ t+1 - T1 \ t+1 - T3 \ t+1 = -1 / F_0 (T2 \ t+1 - T2)$$

Rearreglando Términos:

$$T1 \ t+1 (-F_0) + T2 \ t+1 (1+2 F_0) + T3 \ t+1 (-F_0) = T2$$

De manera general:

$$T_n \ t+1 (F_0) + T_{n+1} (1+2 F_0) = T_{n+2} (-F_0) = T_{n+1}$$

Para el Nodo 3:

$$q_2 \rightarrow 3 + q_c = \text{acumulación}$$

$$-k A(T3 \ t+1 - T2 \ t+1 / \Delta x) - h A(T3 \ t+1 - T_o) = \rho C_p (A \Delta x / 2)(T3 \ t+1 - T3 / \Delta t)$$

Dividiendo entre A y K y multiplicando por Δx :

$$T3 \ t+1 - T2 \ t+1 + h \Delta x / k (T3 \ t+1 - t_o) = -\rho C_p (\Delta x)^2 / 2k (T3 \ t+1 - T3 / \Delta t)$$

Sustituyendo α y F_0 y como $B_i = 0$ $d \Delta x / k$ entonces:

$$T3 \ t+1 - T2 \ t+1 + B_i (T3 \ t+1 - T_o) = -1 / 2 F_0 (T3 \ t+1 - T3)$$

Rearreglando términos:

$$T2 \ t+1 (-2F_0) + (T3 \ t+1) [1+2 F_0 (1+B_i)] = 2 T_o F_0 B_i + T3$$

De manera general:

$$T_n \ t+1 (-2F_0) + T_{n+2} [1+2 F_0 (1+B_i)] = 2 T_o F_0 B_i + T2$$

Para el programa:

$$a_{11} = 1 + 2F_0$$

$$a_{12} = -2F_0$$

$$a_{13} = 0$$

$$D1 = T_n$$

$$a_{21} = -F_0$$

$$a_{22} = 1 + 2F_0$$

$$a_{23} = -F_0$$

$$D2 = T_n + 1$$

$$a_{31} = 0$$

$$a_{32} = -2F_0$$

$$a_{33} = 1 + 2 F_0 (1 + B_i)$$

$$D3 = 2 T_o F_0 B_i + T_n + 2$$

Donde en el programa se resuelve la matriz:

$$\begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} t_n & t+1 \\ t_n+1 & t+1 \\ t_n+2 & t+1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} D1 \\ D2 \\ D3 \end{bmatrix}$$

Para el cambio de fase presente:

$$C_p = C_{ps} + H_s / TL - T_{cut}$$

Finalmente, el Programa de Computación se lista a continuación.

```

10 CLE
20 DIM TP#(100), TF#(100), F#(100), ALFA#(100), A#(100), B#(100), C#(100), D#(100)
30 BETA#(100), GAMA#(100)
40 REM ESTE PROGRAMA CALCULA EL PERFIL DE TEMPERATURA VS TIEMPO
50 PRINT "SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL EN COMPOSITOS DE MATRIZ DE ALUMINIO"
60 REM DIMENSIONES DE LA PIEZA A SOLIDIFICAR
70 REM INPUT "INDICAR LA LONGITUD DEL CILINDRO LONGCIL=":LONGCIL
81 PRINT "INDICAR LA LONGITUD DEL CILINDRO LONGCIL= 0.228":LONGCIL=.228
90 REM INPUT "ESCRIBIR EL RADIO DEL CILINDRO RADIOCIL=":RADIOCIL
91 PRINT "ESCRIBIR EL RADIO DEL CILINDRO RADIOCIL= 0.03 M":RADIOCIL=.03
100 REM INPUT "NUMERO DE NODOS A CALCULAR NUMNODOS=":NUMNODOS
101 PRINT "NUMERO DE NODOS A CALCULAR NUMNODOS= 13":NUMNODOS=13
110 REM CONDICIONES DE TRABAJO
120 REM INPUT "TEMPERATURA INICIAL DEL CILINDRO TEMPINC=":TEMPINC
121 PRINT "TEMPERATURA INICIAL DEL CILINDRO TEMPINC= 1073 K":TEMPINC=1073
130 REM INPUT "INDICAR LA TEMPERATURA DEL MEDIO CONVECTIVO TEMPCONV=":TEMPCONV
131 PRINT "INDICAR LA TEMPERATURA DEL MEDIO CONVECTIVO TEMPCONV= 298 K":TEMPCONV
=298
140 INPUT "VALOR DEL COEFICIENTE DE TRANSFERENCIA DE CALOR H=":H
150 REM INPUT "INDICAR LA CONDUCTIVIDAD TERMICA DE LA ALEACION K=":K
151 PRINT "INDICAR LA CONDUCTIVIDAD TERMICA DE LA ALEACION K= 120":K=120
160 REM INPUT "INDICAR LA DENSIDAD DE LA ALEACION DENS=":DENS
161 PRINT "INDICAR LA DENSIDAD DE LA ALEACION DENS= 2300":DENS=2300
170 REM INPUT "TEMPERATURA DEL LIQUIDUS TEMPLIQ=":TEMPLIQ
171 PRINT "TEMPERATURA DEL LIQUIDUS TEMPLIQ= 883.5":TEMPLIQ=883.5
180 REM INPUT "CAPACIDAD CALORIFICA EN EL LIQUIDUS CPLIQ=":CPLIQ
181 PRINT "CAPACIDAD CALORIFICA EN EL LIQUIDUS CPLIQ= 1304.35":CPLIQ=1304.35
190 REM INPUT "TEMPERATURA DE SOLIDUS TEMPSOL=":TEMPSOL
191 PRINT "TEMPERATURA DE SOLIDUS TEMPSOL= 849":TEMPSOL=849
200 REM INPUT "CAPACIDAD CALORIFICA EN EL SOLIDUS CPSOL=":CPSOL
201 PRINT "CAPACIDAD CALORIFICA EN EL SOLIDUS CPSOL= 1304.35":CPSOL=1304.35
210 REM INPUT "ENTALPIA DEL SOLIDUS ENTSOL=":ENTSOL
211 PRINT "ENTALPIA DEL SOLIDUS ENTSOL= 432212":ENTSOL=432212
220 REM CALCULO DE PARAMETROS DE OPERACION
230 DISTNODOS# = LONGCIL/(NUMNODOS-1)
240 B1#=(H*DISTNODOS#)/K
250 CPAP#=(CPSOL+(ENTSOL/(TEMPLIQ-TEMPSOL)))
260 ALFA1#=(K/(DENS*CPLIQ))
270 ALFA2#=(K/(DENS*CPSOL))
280 ALFA3#=(H/(DENS*CPAP#))
290 INPUT "LT":DT#
300 REM TEMPERATURA INICIAL DE LA BARRA
310 FOR I=1 TO NUMNODOS
320 TF#(I)=TEMPINC
330 NEXT I
340 REM IMPRESION DE LA TEMPERATURA INICIAL
350 FOR I=1 TO NUMNODOS
360 PRINT "T-inicial(":I:)= ":TF#(I)
370 NEXT I
380 INPUT "PARA CONTINUAR TECLEE <ENTER>".CC#
390 R=1
400 FOR I=1 TO NUMNODOS
410 TP#(I)=TF#(I)
420 NEXT I
430 FOR I=1 TO NUMNODOS
440 IF (TP#(I)<TEMPLIQ) THEN F#(I)=(ALFA1#*DT#)/(DISTNODOS#^2):GOTO 450
450 IF ((TP#(I)<=TEMPLIQ) AND (TP#(I)>=TEMPSOL)) THEN F#(I)=(ALFA3#*DT#)/(DISTNODOS#^2):GOTO 450
460 F#(I)=(ALFA2#*DT#)/(DISTNODOS#^2)
470 NEXT I
480 B#(I)=1+2*F#(I)

```

```

400 D#(1)=2*TF#(1)
450 D#(1)=TP#(1)
490 A#(NUMNODOS)=-2*F#(NUMNODOS)
500 B#(NUMNODOS)=1+((2*F#(NUMNODOS))*(1+BI#))
510 L#(NUMNODOS)=(2*F#(NUMNODOS)*BI#*TEMPCONV)+TP#(NUMNODOS)
520 FOR I=2 TO NUMNODOS-1
530 A#(I)=-F#(I)
540 E#(I)=1+2*F#(I)
550 C#(I)=-F#(I)
560 D#(I)=TP#(I)
570 NEXT I
580 BETA#(1)=B#(1)
590 GAMA#(1)=D#(1)/B#(1)
600 FOR I=2 TO NUMNODOS
610 BETA#(I)=B#(I)-(A#(I)*C#(I-1)/BETA#(I-1))
620 GAMA#(I)=(D#(I)-(A#(I)*GAMA#(I-1)))/BETA#(I)
630 NEXT I
640 TF#(NUMNODOS)=GAMA#(NUMNODOS)
650 FOR Q=1 TO (NUMNODOS-1)
660 M=NUMNODOS-Q
670 TF#(M)=GAMA#(M)-((C#(M)*TF#(M+1))/BETA#(M))
680 NEXT Q
690 TS=R*DT#
700 CLS
710 PRINT"TIEMPO= ";TS;" segundos"
715 REM LPRINT"TIEMPO= ";TS;" segundos"
720 FOR I=1 TO NUMNODOS
730 REM IMPRESION DE PARAMETROS
731 IF ((TF#(I) > TEMPLIQ) OR (TF#(I) < TEMPSOL)) THEN 750
740 PRINT "TEMP( ";I;" )=";TF#(I)
745 REM LPRINT "TEMP( ";I;" )=";TF#(I)
750 NEXT I
755 REM LPRINT:LPRINT:LPRINT
760 FOR J=1 TO 3000
770 J=J+1
780 NEXT J
790 R=R+1
800 IF TF#(1)<(TEMPSOL/2) THEN 820
810 GOTO 380
820 END

```

Cálculo de Velocidad de Solidificación.

La Velocidad de Solidificación se define como:

$$R = \frac{T_l - T_e}{t_f}$$

donde R es la velocidad de solidificación en (°C/seg), T_l es la temperatura de Líquidus en (°C), T_e es la temperatura Eutéctica en (°C) y t_f es el tiempo local de solidificación en (seg.). El tiempo local de solidificación se obtiene de las Curvas de Enfriamiento; restándole al tiempo donde empieza la solidificación (tiempo en el que la curva cruza la temperatura de liquidus), el tiempo donde ésta termina (tiempo en el que la curva cruza la temperatura eutéctica).

Por ejemplo, para el compuesto Al-7%Si/SiC con 3% de Mg en el termopar 1, se obtuvo de su curva de enfriamiento:

Tiempo de inicio de Solidificación = 1.200 seg.
tiempo de final de Solidificación = 1.470 seg.
tiempo local de solidificación = 270 seg.
temperatura de Líquidus = 611 °C
temperatura eutéctica = 576.25 °C

Por lo tanto:

$$R = \frac{611\text{ °C} - 576.25\text{ °C}}{270\text{ seg.}} = 0.1279\text{ °C/seg}$$

- Cálculo de Gradiente Térmico

El Gradiente Térmico (G_T), se define como:

$$G_T = \frac{T_{i+1} - T_L}{\Delta x}$$

donde G_T es el gradiente térmico en (°C/mm), T_L es la temperatura de liquidus en (°C), T_{i+1} es la temperatura a la cual, el termopar sucesivo i + 1 se encuentra, cuando el termopar i está a la temperatura de liquidus en (°C) y Δx es la distancia entre 2 termopares sucesivos en (mm).

Por ejemplo, para el compuesto Al-7%Si/SiC con 0.025% Sr en el termopar 4:

T_{i+1} = 640°C
T_L = 610 °C
Δx = 17.5 mm

Por lo tanto:

$$G_i = \frac{640^{\circ}\text{C} - 610^{\circ}\text{C}}{17.5 \text{ mm}} = \underline{1.71^{\circ}\text{C/mm}}$$