

7
2º



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

ESTUDIO DE LAS CARACTERÍSTICAS
ESTRUCTURALES EN UN COMPOSITO Al-7Si 5%
VOL SiC (PARTÍCULAS). COLADO EN MOLDES
DE ARENA.

TESIS MANCOMUNADA
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO
P R E S E N T A N :
LUIS ESCAMILLA PEREA
FERNANDO FAZ FIGUEROA



MEXICO D. F.
TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

1993



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.

I N D I C E

	PAGINA
RESUMEN	7
INTRODUCCION	10
ANTECEDENTES	13
BASES TEORICAS	25
DESARROLLO EXPERIMENTAL	39
RESULTADOS Y DISCUSION	57
CONCLUSIONES	67
BIBLIOGRAFIA	71
ANEXOS	74

R E S U M E N

R E S U M E N

El presente proyecto tiene como finalidad, la obtención del composito aleación A356 (Al-6.8%Si) - 5% Vol. de SiC (partículas) mediante el método mecánico conocido como "Método de Vórtice" para determinar la calidad estructural de este, bajo condiciones similares de solidificación, en regiones con alta concentración de SiC y regiones libres de estos, al colarse en moldes de arena.

Un composito es una aleación base Aluminio reforzado con partículas cerámicas (SiC). El arreglo y distribución de la fase cerámica en la estructura final colada determina las propiedades del composito.

Las características estructurales estudiadas fueron:

- * Tamaño de grano.
- * Espaciamiento Interdendrítico Secundario (EIS)
- * Porosidad
- * Nivel de modificación del eutéctico de la matriz
- * Acumulación de partículas de SiC

Industrialmente sus aplicaciones comerciales son en áreas críticas de piezas para la aeronáutica, automotriz, militar y aeroespacial.

El composito A356 (Al-6.8%Si) - 5t Vol. SiC (partículas) con tamaño de malla 120 (125 μm), fué fabricado por la técnica mecánica llamada de Vértice, en donde se introduce el SiC al baño de Aluminio líquido, en el cual se realiza una agitación por medio de una flecha de mezclado en forma de aspa, y determinar su comportamiento durante la solidificación en una pieza de prueba.

Para determinar la eficacia del proceso las muestras se evaluaron de la siguiente manera:

* Análisis metalográfico.-

- Distribución de las partículas
- Forma del eutéctico de la matriz
- Espaciamento interdendrítico secundario

* Macroestructura.-

- Distribución de porosidad
- Tamaño de grano
- Acumulación de SiC por métodos macroscópicos

De los resultados obtenidos se observó, presencia de porosidad, acumulación de SiC en la región superior de la pieza, disolución de las partículas a elevada temperatura de colada, en la zona de carburos el tamaño de grano disminuyo y la fase eutéctica Al-Si sufrió una ligera modificación.

INTRODUCCION

I N T R O D U C C I O N

Desde tiempos remotos el hombre se ha preocupado por desarrollar nuevos materiales que posean mejores características que los tradicionalmente utilizados. Estos materiales deben ser de mejor calidad y de bajo costo de producción, para que puedan competir con los ya existentes.

Fué entonces que se dio cuenta que si mezclaba en un mismo producto, dos ó más materiales distintos, cuyas características mecánicas se pudieran combinar, las propiedades de este nuevo material se verían mejoradas con respecto a los materiales originalmente utilizados, ya que este compuesto contenía incorporadas algunas de las propiedades de cada uno de sus constituyentes, tal es el caso, del concreto que es una partícula compuesta de cemento y roca, por un lado el concreto es menos caro que el cemento y más difícil de fracturar, pero por el lado negativo, su resistencia a la tensión y compresión son usualmente menores que el cemento. De aquí surge la idea de buscar materiales cuya combinación de sus propiedades, nos permita obtener un compuesto de mejor calidad, procurando en esta búsqueda que sean más resistentes y ligeros, para mejorar su funcionamiento, y eliminando el peso adicional.

El Aluminio y sus aleaciones cumplen con las características de ser livianos, pero carecen de algunas propiedades físicas y

mecánicas (resistencia al desgaste) de otros como son: el acero y Bronce.

Por tal motivo se llevan a cabo estudios en los cuales se adicionan distintas cantidades de cerámicos, tales como el Grafito, Carburo de Silicio, Alúmina, etc., en forma de fibras ó partículas a un metal base como el Aluminio, obteniéndose como resultado, que mejoraba considerablemente en alguna de sus propiedades con respecto al original. De esta manera los compositos permiten el diseño sistemático y síntesis de procedimientos a desarrollar para llevar a cabo combinaciones de propiedades ingenieriles como son: resistencia a elevadas temperaturas, resistencia a la fatiga, resistencia a la tensión, propiedades de amortiguación, conductividad eléctrica, conductividad térmica, coeficiente de expansión, etc. Además de aligerar permite que el sistema en conjunto tenga una menor carga vibracional, iniciando una tendencia hacia el ahorro en peso y en la economía de combustible.

Entre las grande ventajas de la preparación de compositos por procesos de fundición, es que la forma final se alcanza virtualmente con estos procesos, se tiene flexibilidad para la obtención de piezas simples y complejas, se pueden lograr altas velocidades y volúmenes de producción, lo cual es requerido por la industria automotriz, deportes, etc.

A N T E C E D E N T E S

A N T E C E D E N T E S

Un composito se puede definir⁽¹⁾ como la mezcla ó combinación sistemática de dos ó más materiales mutuamente insolubles que difieren en naturaleza química, los cuales al alcanzar su estado sólido final ven incorporadas algunas de las características y propiedades mecánicas de cada uno de sus contribuyentes.

Los compositos de acuerdo a su naturaleza pueden tener diferentes características, pero nos enfocaremos en aquellos donde se utiliza como matriz un elemento metálico y se verán reforzadas por algún material cerámico.

Entre los materiales cerámicos se encuentran los de características blandas como son el Grafito y la Mica los cuales mejoran las propiedades lubricantes en aleaciones de Aluminio evitando atascamientos. En cambio los duros como el Carburo de Silicio (SiC), Alumina (Al_2O_3), Carburo de Tungsteno (WC), Carburo de Titanio (TiC), Zircon (ZrO), Sílice (SiO_2) y Carburo de Boro (BC), mejoran favorablemente la resistencia a la abrasión del Aluminio.

En un amplio sentido, varios materiales de fundición con dos fases microestructurales en las cuales el volumen y la forma son gobernados por el diagrama de fases, como lo son el hierro colado y aleaciones de Al-Si tienden a ser producidos por fundición. En cambio fundiciones actuales⁽⁴⁾ difieren de estos materiales

antecedentes en la selección del volumen, forma y tamaño del refuerzo que puede ser introducido en la matriz (Tabla No.1); estos representan una nueva oportunidad para transformar las aleaciones convencionales base Aluminio en materiales reforzados. Siendo predominantes las cantidades relativas y la distribución de los materiales que constituyen el composito, así como las condiciones de solidificación, las cuales pueden impartir un grupo importante de propiedades útiles en ingeniería que no pueden ser realizables con materiales convencionales monolíticos (sencillos).

**TABLA NO. 1 COMBINACIONES DE MATERIALES MATRIZ ALUMINIO -
REFORZANTES USADOS PARA LA FABRICACION DE COMPOSITOR.**

MATRIZ	REFORZANTES	TAMAÑO CERAMICO	CANTIDAD CERAMICO
		μm	%
Aluminio	Grafito en escamas	20-60	0.9-0.815
Aluminio	Grafito en granos	15-100	1-8
Aluminio	Carbón en microsferas	40, espesor 1-2	
Aluminio	Cáscara carbonizada	125	15
Aluminio	Alumina en partículas	3-200	3-30
Aluminio	Alumina discontinua	3-6 mm long. 15 μm diám.	0-23 % Vol.
Aluminio	SiC en partículas	16-120	3-20
Aluminio	SiC en whiskers	5-10	0.5%; 10% Vol.
Aluminio	Mica	40-180	3-10
Aluminio	Sílice	5-53	5
Aluminio	Zircon	40	0-30
Aluminio	Vidrio en partículas	100-150	8
Aluminio	Vidrio en glóbulos	100	30
Aluminio	Magnesia	40	10
Aluminio	Arena	75-120	36% Vol.
Aluminio	TiC en partículas	46	15
Aluminio	Hierro enfriado	75-120	36 % Vol.
Aluminio	Zirconia	5-80	4
Aluminio	Titania	5-80	4
Aluminio	Plomo	-	10

Estudios previos mostraron que adiciones de partículas cerámicas, semejantes como SiC, Al₂O₃ y SiO₂, pueden mejorar la resistencia a la abrasión y dureza en aleaciones de Aluminio y lo mismo se espera ocurra para la dispersión de partículas de Zircon.

Ahora bien existen una variedad de refuerzos que pueden ser utilizados, pero el SiC tiene propiedades específicas que le dan ventaja sobre otros⁽¹²⁾, estas son, buena conductividad térmica, resistencia a la corrosión, su bajo costo comparativo, alta maquinabilidad y la facilidad de trabajo en composites, además de ser químicamente compatible con el Aluminio y formar un adecuado enlace con la matriz desarrollando fases intermetálicas, siendo utilizado en concentraciones de 10, 15 y 20% en volumen.

Las aleaciones de Aluminio que son más convenientemente utilizadas como matriz, según Hammond⁽¹⁾ son: A356, A357 y F332 para piezas fundidas.

Los composites se pueden clasificar en tres grupos de acuerdo a la forma en que se presenta el refuerzo⁽¹²⁾:

- I) Reforzamiento por fibras largas, continuas ó enteras de un material de alta resistencia.
- II) Reforzamiento por hilillos cortos ó pelos de escobilla (whiskers) que son de diámetro mucho más pequeño que las fibras (cerca de un micrómetro comparado con los varios cientos para el caso de fibras) y son por naturaleza discontinuas.

III)Reforzamiento por partículas irregulares ó equiaxiales, de un material de alta resistencia.

Por lo que respecta a los problemas básicos encontrados en la fabricación de compositos se cuentan los siguientes:

- i) Rechazo de la fase cerámica por la fase líquida, debido a su incompatibilidad, lo cual se debe a la poca habilidad de humectación de la fase cerámica en el líquido de acuerdo a su naturaleza química. Las propiedades de humectación dependen de un gran número de variables, entre las que se encuentran el calor de formación, estequiometría, concentración de la valencia del electrón en la fase cerámica, reacciones químicas interfaciales, temperatura y tiempo de contacto⁽⁴⁾.
- ii) Distribución heterogénea de la segunda fase, debido a la diferencia en densidades de los constituyentes.

Un requerimiento básico en los procedimientos de fundición en materiales compositos, es inicialmente el contacto y unión entre la fase cerámica y la aleación fundida. Esto se lleva a cabo por la mezcla de material cerámico disperso en aleaciones fundidas ó por presión de infiltración entre preformas. Debido a que existe poca humectación del cerámico en aleaciones líquidas, el contacto debe ser promovido induciendo artificialmente la humectación ó usando fuerzas externas para vencer las barreras termodinámicas de energía superficial y arrastre viscoso.

Para mejorar la humectación y unión, se lleva a cabo en algunos sistemas una reacción química por óxidos isoestructurales con espinelas ($MgAl_2O_4$), los cuales promueven los enlaces en la interfase, ya que estas formas se unen fuertemente a metales cerámicos.

Existen varias técnicas de mezclado que son usadas para introducir y dispersar en forma homogénea una fase discontinua en una matriz metálica, siendo algunas de ellas las que se mencionan a continuación⁽⁴⁾:

- a) Adición de partículas con un agitado vigoroso ó parcialmente completo en la aleación fundida (agitación en crisol).
- b) Inyección de polvos transportados por un gas inerte dentro de la fundición con el auxilio de una pistola de inyección.
- c) Dispersión de bolitas (pellets) ó briquetas (briquettes), formadas por compresión de polvos de la aleación base y la fase cerámica dentro de la aleación fundida (agitado suavemente).
- d) Adición de polvos en la aleación fundida irradiada ultrasonicamente. Los gradientes de presión causados por el fenómeno de cavitación promueven un mezclado homogéneo del cerámico en la aleación fundida.
- e) Adición de polvos en una aleación fundida agitados electromagnéticamente promoviendo un flujo turbulento el cual permite la obtención de una suspensión uniforme.

f) Dispersión centrífuga de partículas en la aleación fundida.

Esta técnica es usada para microesferas de carbón.

En todas las técnicas antes mencionadas, la fuerza externa es usada para transferir una fase cerámica no humectada dentro de la aleación fundida y para crear una suspensión homogénea. La uniformidad de la dispersión antes de la solidificación es controlada por la dinámica de movimiento de las partículas en recipientes agitados.

Para la fabricación de composites existen diferentes procesos para su elaboración, entre los más importantes se tienen: Comocolada, Fundición a Presión, Colada Centrífuga, Colada Vibracional, Infiltración al Vacío, Codepositado por Esparado, etc. De los cuales cada uno tiene sus características, ventajas y desventajas.

La técnica de fundición seleccionada y la configuración del molde es de vital importancia para la calidad.

En lo que respecta al presente proyecto se enfocara la atención a la técnica del vórtice utilizada para la obtención del composito requerido. Este método^(4,5,6), involucra la agitación mecánica de Aluminio líquido con un impulsor para permitir la entrada de partículas de SiC, lo cual se lleva a cabo agitando vigorosamente el fundido y vertiendo continuamente dentro de este las partículas del SiC, buscando prevenir la sedimentación de las mismas (Fig. 1).

El mecanismo es el siguiente: Las fuerzas de arrastre proporcionadas por una agitación vigorosa y continua introducen las partículas por debajo de la superficie del metal líquido. Dependiendo de la geometría del agitador y del crisol a menudo es formado el vórtice, razón por la cual se le atribuye el nombre.

De acuerdo con D.J. Lloyd⁽¹³⁾ un composito tiene que ser procesado lo más cerca posible a la siguiente ruta, para satisfacer ciertas necesidades:

- 1.- Tiene que ser refundido, y capaz de ser mantenido por un tiempo razonable por encima de la temperatura de Liquidus, fuera de la degradación del reforzante.
- 2.- Debe de tener una buena fluidez de fundición para llenar las zonas delgadas del molde.
- 3.- El conformado de la fundición debe de tener un buen grado de integridad y una microestructura conveniente.
- 4.- Las propiedades mecánicas de fundición final deben de ser superiores a la fundición no reforzada.

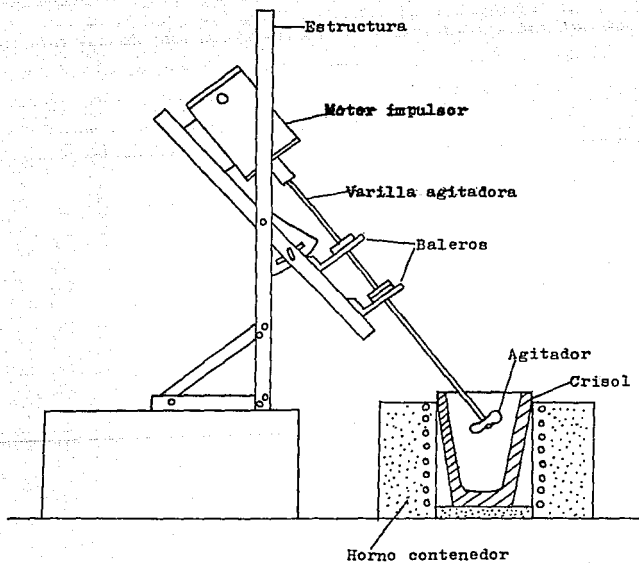
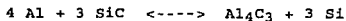


FIG. 1 ESQUEMA QUE MUESTRA EL MECANISMO MECANICO DE AGITACION USADO EN LA TECNICA DE VORTICE PARA LA DISPERSION DE PARTICULAS EN EL METAL LIQUIDO.

Los principales problemas con la refusión, es la estabilidad del SiC en la fusión, la segregación de partículas reforzantes en la fusión y la subsecuente fluidez del composito en el molde.

Trabajos previos sobre el diagrama de fases Al-Si-C, muestran que el SiC es termodinámicamente inestable en fundiciones de Aluminio.

A temperaturas por encima de Liquidus (780°C - 800°C) el SiC reacciona con el Aluminio para formar Al_4C_3 de acuerdo a la siguiente reacción^(13,14):



De esta reacción se observa que además de Al_4C_3 , también es producido Silicio, y si el contenido de este, es lo suficientemente alto, la reacción tiende a irse a la izquierda, con lo que el SiC podría ser estable en la matriz y no reaccionar. El Al_4C_3 forma un compuesto estable en la fundición y el exceso de Silicio al solidificar queda bien incorporado en la matriz.

Las partículas de Al_4C_3 se forman usualmente en la interfase Al-SiC complicando el proceso de solidificación del composito, además en los límites de grano de SiC pueden interferir principalmente en una degradación de las propiedades mecánicas.

Por otro lado la segregación de partículas reforzantes en la fundición es elevada, debido a que la densidad del Aluminio

líquido es de 2.5 g/cc , mientras que la del SiC es de 3.2 g/cc, lo cual favorece el asentamiento por gravedad. Este asentamiento resulta en un límite de sustancia fundida, quedando zonas libres de SiC, lo cual se incrementa con el tiempo.

Tomando en cuenta que uno de los principios en la ciencia de materiales⁽³⁾ nos indica que las propiedades de un material son una consecuencia directa de las características microestructurales de este. En el caso de composites de matriz metálica, las propiedades están en función de la interacción partícula (fibras, whiskers) cerámico-matriz, y de los efectos sobre las características de la interfase. De aquí la importancia de satisfacer lo más cercano posible las necesidades a lo previsto en la fabricación.

B A S E S T E O R I C A S

B A S E S T E O R I C A S

Las propiedades mecánicas juegan un papel muy importante en aplicaciones comerciales de los compositos obtenidos directamente en procesos de fundición con materiales de matriz Aluminio-Carburo de Silicio. Estas propiedades a su vez dependen de la microestructura que presenta.

En la formación de la microestructura intervienen la naturaleza y cantidad de elementos presentes en ella (fase de reforzamiento, fracción en volumen de la fase reforzada, composición de la aleación matriz y resistencia interfacial matriz-cerámico), además de factores de solidificación, entre los que se encuentran cuatro variables importantes a tomarse en cuenta para el control de esta, en la estructura del composito:

- * Nucleación
- * Solidificación
- * Gradiente de temperatura en la migración del líquido y la solución de la interfase.
- * La difusividad del sóluto en el líquido y la fase sólida

D.J.Lloyd⁽¹³⁾, para compositos matriz Aluminio A356 y fracción en volumen de 15 la microestructura es dependiente de la velocidad de solidificación, así como para aleaciones no reforzadas. A su vez el grado de enfriamiento juega un papel importante en el control del tamaño de grano de la pieza y en la distribución de

las partículas reforzantes en compositos como en la aleación matriz, obedeciendo la siguiente ecuación:

$$D R^a = K$$

Donde:

D = Tamaño de grano (μm)

R = Grado de enfriamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{seg}$)

" a " y " K " son constantes.

" a " tiene un valor de 0.36-0.38

N. Han⁽¹¹⁾, en una aleación A356 15% en volumen de SiC bajo condiciones de fundición y templado la secuencia de solidificación del composito era similar al de la aleación matriz. La modificación estructural es inducida por la presencia de partículas de SiC debido a que la nucleación y crecimiento de los granos de Aluminio primario se da durante el enfriamiento y se presume que la presencia de estas facilitan la nucleación ya que se localizan dentro de estos granos. Sin embargo algunas partículas de SiC son aparentemente rechazadas por las dendritas de Aluminio primario empujandolas a sus límites, en donde se observó porosidad. La fase del Silicio es aparentemente nucleada sobre las partículas y establece el crecimiento dentro de la matriz.

Un fenómeno de refinamiento de grano en el Aluminio y Silicio se da debido a la orientación de las partículas, como resultado del incremento de nucleación durante la solidificación. Aunque no

elimina la posibilidad de que el tamaño del Silicio, es resultado de la obstrucción en su crecimiento por los Carburos distribuidos a lo largo de la microestructura. Los granos de Silicio frecuentemente se encuentran entre las partículas de SiC. La estructura del eutéctico Al-Si presenta modificación en su morfología de Silicio fibroso a esferoide, pudiendo ser este cambio ventajoso para las propiedades mecánicas del composito.

De acuerdo a P.K.Rohatgi^(4,9), en compositos de SiC y matrices de aleación Al-Si como Al-Cu, el estudio de la microestructura indica que el Aluminio primario α , en aleaciones hipoeutécticas tiende a evitar la discontinuidad entre la matriz y la partícula cerámica, además nuclea entre los intersticios dejados por las partículas, a menos que se utilice una técnica especial para promover la nucleación heterogénea en la superficie de esta. El Aluminio primario solidifica a partir de la fase líquida y no nuclea sobre la superficie de estas, debido a sus características termodinámicas superficiales, así como la distribución de soluto y temperaturas, se consideran dentro de un espacio infinito entre las fases que solidifican y la segunda fase, por lo tanto la fase cerámica restringe la difusión y el flujo de fluidos, por lo que el Aluminio α tiende a disminuir el Silicio primario y el eutéctico Al-Si tiende a concentrarse en la superficie de las partículas. La fase cerámica tiende a refinar y modificar la estructura de la matriz, por ejemplo en aleaciones Al-Si de composición eutéctica, el Silicio primario es refinado cuando la solidificación ocurre en presencia de altas fracciones

volumétricas de fase cerámica, ocasionando que el eutéctico sea modificado.

A Mortensen⁽³⁾, para un composito Al-4.5% Cu en peso y fibras de SiC con baja fracción en volumen, este puede solidificar de manera relativamente parecida a la aleación. La microestructura obtenida es dendrítica, aunque la rapidez de enfriamiento sea baja, cercana a 0.1 °K/seg, siendo el único efecto de las fibras en la solidificación, el desviar el crecimiento dendrítico fuera de ellas, las cuales se localizan predominantemente en contacto con el eutéctico ó con regiones ricas en cobre de la matriz. La microestructura de esta es relativamente similar a la que se presenta en ausencia de fibras, si el espaciamiento entre estas es alto comparado al espaciamiento de brazo dendrítico secundario normalmente encontrado en la aleación. Si la superficie de las fibras actúan como un catalizador de nucleación heterogénea, el tamaño de grano de la aleación puede ser disminuido a la escala de espaciamiento de estas. De otro modo puede mostrar una tendencia más fuerte a formar dendritas columnares ó estructuras de grano equiaxial en la matriz. El flujo de fluidos relacionado a mecanismos de multiplicación de grano normalmente operante en aleaciones no reforzadas son inhibidas por el refuerzo.

Segregación y Porosidad

La segregación al final de la solidificación se debe, a los siguientes factores:

- Precipitación de partículas en la mezcla original.
- Precipitación y segregación de partículas de SiC durante y después de la inyección en el metal líquido.
- Movimiento de las partículas en el líquido.
- Segregación de las partículas de SiC durante la primera refusión y solidificación final.

P.K. Rohatgi⁽¹⁸⁾, para compositos Al-SiC durante la refusión, contención y resolidificación. Las partículas de SiC muestran una tendencia definitiva a la segregación como resultado de un ajuste, el cual se ve incrementado conforme el tiempo de contención aumenta en estado líquido. Grandes dendritas de Aluminio α aparentemente empujan las partículas hacia los límites interdendríticos, debido a lo cual tienden a acumularse en ciertas locaciones cercanas al fondo de la fundición. Durante la solidificación unidireccional este empuje debido a las dendritas de Aluminio α contrarresta la gravedad de las partículas en el composito, siendo empujadas la mayor parte de estas de la superficie de la pieza. Esta segregación contrarresta la gravedad de partículas individuales y en grupo adelante del crecimiento de Aluminio. La presencia de estas no afecta significativamente la variación del espaciamiento del brazo dendrítico con la

velocidad de enfriamiento. En el caso de rápida solidificación hay una mejor distribución, ya que el espaciamiento dendrítico es fino dado lo cerrado de la velocidad de enfriamiento, lo cual conduce a que el número de partículas de SiC, que son acomodadas en cada uno de los límites dendríticos es menor, comparado a el caso donde las dendritas son grandes a bajas velocidades de enfriamiento y se acomodan más partículas en cada uno de los límites interdendríticos.

La porosidad es la primera y más crítica característica microestructural presente en la matriz. Los huecos encontrados repetidamente proveen deterioros en las propiedades de los compositos. Asumiendo los procesos de infiltración que son llevados a cabo, la principal fuente de porosidad es la contracción que muchos materiales sufren durante la solidificación, además es posible que una alta fracción en volumen de refuerzo el flujo del líquido interdendrítico y algún movimiento de masa del metal en estado semisólido.

J.A. Cornie⁽⁶⁾, la porosidad se encuentra asociada con el proceso de adición del cerámico. En el método del vórtice las burbujas de aire son absorbidas dentro del metal líquido en asociación con la partícula cerámica ocasionando porosidad como resultado de la incorporación gaseosa durante la solidificación ó generadas en la interfase metal-molde.

N. Han⁽¹¹⁾, para un composito de aleación matriz A356 reforzado con 15% en volumen de partículas discontinuas de SiC obtenido

por Alcon Internacional, mediante técnicas de fundición en arena, después de ser atacado ligeramente mostro la presencia de porosidad en la región de agrupamiento de partículas de SiC.

Inclusiones

Las inclusiones que se pueden encontrar como impurezas en los productos de SiC tienen un efecto adverso sustancial sobre las propiedades de los compositos.

N.Han⁽¹¹⁾, los intermetálicos presentes en el composito A356-15% de SiC en partículas, consisten de Hierro, Aluminio y Silicio. Estas fases insolubles pueden causar efectos de detrimento sobre las propiedades de la aleación A356, aunque estos no son muy claros y probablemente juegan un papel menor durante la deformación del composito.

B.R. Henriksen⁽¹⁶⁾, la distribución de intermetálicos parecen estar muy ligados a los whiskers de SiC. En los compositos de matriz Al-Cu, partículas de Al_2O_3 son encontradas en la interfase pero en pequeño grado, siendo los principales óxidos que aparecen en la fundición, teniendo su origen en la superficie de esta y dispersados a largo del composito durante el proceso. En aleaciones reforzadas que contienen Mg se localizan pequeñas partículas de MgO cercanas a la interfase. Como se observa en la Tabla No. 2, la resistencia mecánica de los compositos se ve reducida cuando el Magnesio es introducido en la matriz.

TABLA NO. 2 PROPIEDADES MECANICAS PARA MATERIALES OBTENIDOS POR FUNDICION, CON Y SIN REFUERZO DE SiC.

MATERIAL MATRIZ	RESISTENCIA A LA TENSION * (MN / m ²)	ELONGACION * (%)	MODULO DE YOUNG * (GN / m ²)
Al - 1Cu	459 (104)	5.7 (20, 0)	120
Al - 4Cu	508 (192)	3.6 (15.0)	—
Al - 1Cu -1Mg	393 (160)	4.1 (25.1)	115
Al - 4Cu -1Mg	367 (233)	4.1 (5.3)	113

* En paréntesis son dados los valores de referencia de aleaciones no reforzadas.

La deterioración de los compositos que contienen Mg, puede ser atribuida al incremento de la cantidad de espinelas y óxidos en la superficie de la interfase.

En vista de que el número de partículas intermetálicas es aproximadamente la misma en el composito Al-4Cu / SiC y Al-4Cu-1Mg / SiC, se asume que estas tienen el mismo efecto sobre la conducta mecánica de ambos.

Propiedades Mecánicas de Compositos Al - SiC.

La mayoría de los trabajos sobre compositos se han enfocado en la acumulación de datos sobre las propiedades tensiles. Estos han indicado los efectos beneficiosos en rigidez y fortalecimiento como resultado de la incorporación de refuerzos de SiC. Los valores de ductilidad son menores y existen pequeños detalles de entendimiento de la razón para los valores bajos δ de la naturaleza de nula iniciación y aumento en estos, bajo condiciones de pruebas tensiles.

Los Compositos reforzados con fibras discontinuas al tener orientación al azar pueden poseer propiedades isotrópicas y ofrecer la posibilidad de obtener un acabado final utilizando métodos estandares tales como extrusión, forjado y laminado, etc., dando como resultado materiales formados con una orientación de fibras preferenciales, otorgando propiedades anisotrópicas.

D.J. Lloyd⁽¹³⁾, el composito A356 - SiC en particulas y tratamiento térmico de templado con un alto contenido en Mg (0.65 0.66 y el Aluminio sin refuerzo de 0.34), presenta una resistencia más alta que la aleación sin reforzar, haciendo notar que la alta resistencia puede ser debida al alto contenido de Mg.

El módulo es mucho mayor al de la aleación comercial, pero la elongación tensil es significativamente reducida a 1% en condiciones de envejecimiento.

B.R. Henriksen⁽¹⁶⁾, el composito Al-Cu y Al-Cu-Mg reforzados con 25% en volumen de SiC whiskers obtenido por la técnica de infiltración líquida a presión, la resistencia tensil (Tabla No. 2), fué mejorada con respecto a la aleación matriz, siendo la ductilidad marcadamente disminuida, por el incremento de partículas intermetálicas en la interfase. El cambio favorable de resistencia mecánica se observa cuando el contenido de Cu es incrementado en el composito Al-Cu/SiC. La fractura en ambos compositos es dúctil y revelaron huecos en la matriz, los cuales indican que esta puede contribuir sustancialmente para la fractura total del proceso. La adición de Mg incrementa la cantidad de fases interfaciales con reducción de la máxima resistencia.

M. Skibo⁽¹⁴⁾, la resistencia y rigidez son incrementadas significativamente con el contenido de SiC (Tabla No. 3). Aunque existe una disminución esperada de elongación tensil, se mantiene a niveles adecuados.

TABLA No. 3 PROPIEDADES TENSILES DE LA ALEACION 6061 T6, A EXTRUSION.

VOLUMEN SiC	RESISTENCIA A LA CEDENCIA (MPa)	RESISTENCIA A LA TENSION (MPa)	ELONGACION (%)	MODULO DE RIGIDEZ (GPa)
0	30	326	15.1	67.6
10	321	357	7.5	78.6
20	343	377	2.8	97.2

T6 - tratamiento térmico

S.V. Nair⁽¹²⁾, en aleaciones de aluminio reforzadas con un intermetálico duro de SiC (whiskers), existe un incremento sustancial (cerca de 70%) en rigidez, pero un poco menos (cerca de 50%) en dureza. También en ese orden de magnitud la ductilidad disminuye, lo cual parece ser una característica particular de los compositos Al-SiC independientemente de la aleación matriz, tipo de proceso ó fracción de cerámico adicionada. Por otra parte, la fractura de rotura superficial revela huecos lo cual indica que la matriz contribuye sustancialmente con el proceso de fractura. Los whiskers son encontrados adheridos a la superficie de fractura del Aluminio, por lo que el enlace matriz-whisker, es también una característica común del proceso de fractura.

Se han hecho estudios sobre el efecto que tiene en las propiedades de los compositos de Al(aleaciones)-SiC en forma de partículas y whiskers.

Longsdon, Liaw y Skibo⁽¹²⁾, establecen una alta resistencia y ductilidad para el caso de partículas y alta rigidez para los whiskers. Divecha⁽¹²⁾, a bajos y altos contenidos de whiskers en compositos tienen resistencia similar, mientras la ductilidad para bajos contenidos es casi el doble que para altos contenidos cuando el material es probado bajo condiciones de extruido. Por otro lado, Marcus y asociados⁽¹²⁾ establecen que la resistencia a la tensión para una aleación 6061 obtenida por metalurgia de polvos, es la mitad del valor que se obtiene para el caso de reforzamiento con whiskers en las condiciones de extruido.

Diversos estudios indican que las propiedades tensiles de los compositos Al-SiC son relativamente isotrópicas (Tabla No.4)⁽¹²⁾

Longsdon y Liaw⁽¹²⁾, indican que la extrusión en la dirección perpendicular (en la dirección de alineamiento), las resistencias tensiles son bajas y la ductilidad es alta. En base a lo cual se concluye que es consecuencia del fuerte enlace matriz - whisker. Sin embargo lo mismo sucede en las partículas, lo cual sugiere que el efecto de orientación es causado por la ruptura durante la presión en caliente y el proceso de extrusión

**TABLA NO. 4 COMPARACION DE LAS PROPIEDADES TENSILES DE
 COMPOSITOS DE ALUMINIO REFORZADOS CON
 PARTICULAS Y WHISKERS DE SiC**

MATERIAL MATRIZ	VOL DE SiC %	ORIENTACION	RESISTENCIA A LA CEDENCIA (MN/m ²)	RESISTENCIA A LA TENSION (MN/m ²)	ELONGACION TOTAL %
6061-T6	25 p	T	407	470	2.0
6061-T6	25 p	L	425	489	1.8
6061-T6	25 w	T	372	443	1.9
6061-T6	25 w	L	381	423	0.7
2024-T6	20 p	L	---	624	1.02
2024-T6	20 w	L	---	509	0.64

p - partícula ; w - whisker.
 L - longitudinal ; T - transversal.
 T - tratamiento térmico.

Los compositos de Aleaciones Al-Si reforzadas con particulas y whiskers de SiC, pueden ser refundidos con buena fluidez en la solución fundida, con poca pérdida ó degradación de reforzante. A condición de un apropiado desarrollo en la práctica de la fundición y el vaciado, pudiendo obtener, alta calidad, con mayoría en la resistencia, dureza, módulo, etc.

**DESARROLLO
EXPERIMENTAL**

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Diseño Experimental

El equipo que se utilizó para la fabricación del composito A356 (Al 6.8% Si) - 5% Vol. de SiC (partículas) de tamaño promedio 125 μm , consta de lo siguiente:

- 1) Soporte del equipo.
- 2) Juego de poleas y banda (permite variar la velocidad de rotación de la flecha).
- 3) Motor eléctrico de corriente alterna.
- 4) Sistema de manivela (permite subir y bajar la flecha).
- 5) Horno eléctrico de resistencias diseño de laboratorio.
- 6) Controlador de la temperatura dentro del horno.
- 7) Termopar " Tipo K " de Cromo-Alumel con cubierta de Inconel (temperatura de trabajo máxima de 1100 °C).
- 8) Multimetro digital y accesorios que lo componen.
- 9) Crisol de Carburo de Silicio tamaño A10 (capacidad 3.3 Kg de Aluminio).
- 10) Flecha de acero bajo Carbón 1020 cubierta por varias capas de pintura refractaria de Zircón.
- 11) Molde de arena Shell (cáscara).

El equipo antes mencionado esta sujeto al soporte, de tal manera que se le proporcione la mayor firmeza posible.

En la parte superior se localiza un juego de poleas comunicadas por una banda, las cuales por medio de combinaciones entre si, nos permiten variar la velocidad de la flecha de mezclado.

La fuerza motriz del sistema la proporciona un motor eléctrico de corriente alterna, que trabaja a velocidad constante y se encuentra acoplado al juego de poleas, para que de esta forma permita variar la velocidad del mismo.

Este juego de poleas a su vez se encuentra conectado a un eje vertical, donde se encuentra una manivela que nos permite subir ó bajar el eje de acuerdo a nuestras necesidades, ya que esta conectado a la flecha de mezclado.

Por su parte, la flecha, puede entrar en el interior del crisol para mezclar el baño líquido y salir del mismo, para permitir el libre vaciado en los moldes.

La cantidad de calor requerida para fundir la aleación es proporcionada por un horno eléctrico de resistencias, el cual se encuentra conectado a un controlador de temperatura. La temperatura de la aleación, a su vez, es controlada por un termopar sumergido dentro del baño líquido, el cual transmite una señal en milivoltios, que registra el multímetro y se leen en una tabla, que relaciona los milivoltios con °C, y así conocer la temperatura del baño.

A continuación se presenta el esquema de la distribución y funcionamiento del equipo utilizado en el presente trabajo (Fig.2)

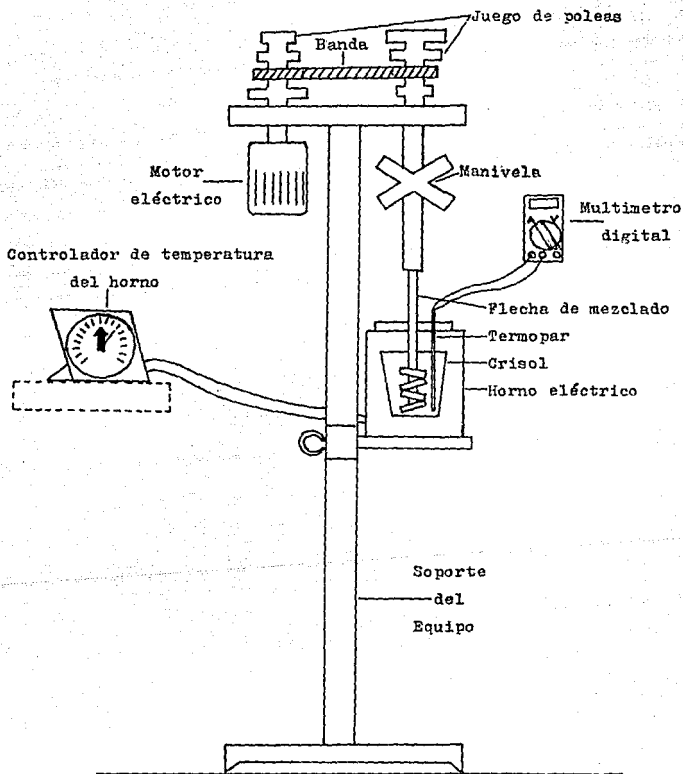


FIG. 2 EQUIPO UTILIZADO PARA LA FABRICACION DEL COMPOSITO Al-6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS POR EL METODO DE VORTICE.

Fase Experimental

Esta fase se realizó en dos etapas para conseguir el objetivo previsto.

Primer Etapa.-

Se busca conseguir las condiciones favorables para la obtención del composito requerido.

Segunda Etapa.-

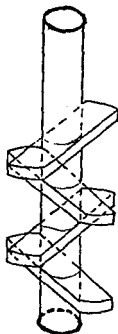
Dadas estas condiciones ensayar el efecto que tiene sobre las características estructurales del composito el vaciar a tres diferentes temperaturas de colada.

Primer Etapa

Se utilizó Aluminio comercial y Carburo de Silicio malla 120 con un tamaño promedio de partícula de 125 μm .

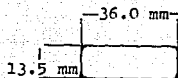
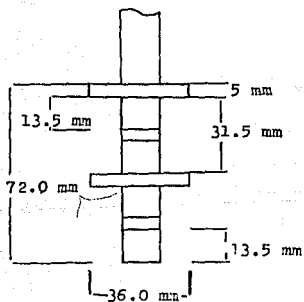
El composito bajo estudio se fabricó por el Método de Vórtice con un diseño especial de flecha para mezclado (Fig. 3)⁽⁶⁾.

El Aluminio se funde en un crisol de Carburo de Silicio dentro de un horno eléctrico, el cual es calentado previamente con el crisol hasta alcanzar una temperatura interior entre 800° y 825°C. Cabe señalar que el Aluminio debe ser precalentado antes de introducirlo en el crisol que se encuentra dentro del horno, esto para evitar posibles choques térmicos en el caso de introducir el material frío.



Vista general
de la flecha

Vista frontal
de la flecha



Vista superior
de una aleta

FIG. 3 FLECHA ORIGINAL UTILIZADA PARA LA FABRICACION DEL COMPOSITO Al-6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS POR EL METODO DE VORTICE.

En esta etapa la flecha de mezclado y el crisol utilizados son más pequeños, para evitar la pérdida de material debido a una baja incorporación del Carburo de Silicio en el Aluminio.

Una vez fundido el Aluminio se toma la lectura del baño líquido con un termopar, con el objeto de obtener la temperatura del baño, y así controlarlo y mantenerlo estable, hasta alcanzar una temperatura de 740 °C.

Al conseguir estas condiciones de temperatura se baja lentamente la flecha de mezclado, de tal manera que se le permita tener un precalentamiento antes de entrar en contacto con el Aluminio líquido cuidando no provocar proyecciones por la velocidad con que entra, se continua bajando hasta casi alcanzar el fondo del crisol sin llegar a tocarlo.

Como siguiente paso, se agrega al Aluminio en estado líquido el Carburo de Silicio de una manera uniforme y continua sin interrumpir en ningún momento el mezclado durante el tiempo que sea necesario para alcanzar una buena incorporación del Carburo en el Aluminio.

Al finalizar el tiempo requerido para lograr una buena incorporación en el mezclado, se retira la flecha rápidamente y se vacía el contenido del crisol en una lingotera, permitiendo que el composito solidifique. Cabe hacer notar que este movimiento se debe llevar a cabo rápido para evitar problemas de solidificación y asentamiento de las partículas de Carburo en el crisol.

TABLA NO. 5 CONDICIONES EXPERIMENTALES DE OPERACION EN LA PRIMER ETAPA DE PREPARACION DEL COMPOSITO Al - 6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS POR EL METODO DE VORTICE.	
Material	Aluminio comercial.
Refuerzo	SiC partículas (125 μ m)
Porcentaje de SiC adicionado	5% en Volumen
Velocidad de alimentación de SiC en el metal líquido	Flecha chica: 13.88 g/seg. Flecha grande: 13.88 g/seg.
Temperatura en el baño metálico	740 °C
Rapidez de rotación de la flecha	1286 rpm
Tiempo de agitación del Aluminio con el SiC	Flecha chica: 90, 120, 240, 270 seg. Flecha grande: 150,180 seg.

Para determinar el procedimiento más adecuado se hicieron algunas variaciones en la operación del sistema:

- * Carburo de Silicio. Tamaño promedio 125 μm .
 - * Temperatura del Aluminio. Debido a que la temperatura de fusión de el Aluminio es de 658 °C en condiciones normales, se utilizó una temperatura aproximada de 740 °C que nos permitiera tener un intervalo de seguridad, y dar un tiempo adecuado de solidificación para evitar una posible reacción del Carburo de Silicio con el Aluminio, lo cual puede ocurrir a niveles superiores de 780 °C reportado por algunos investigadores⁽¹³⁾.
 - * Adición de Carburo de Silicio. Las velocidades de alimentación del Carburo en el Aluminio son las siguientes:
 - Flecha chica : 3.33 g / s
 - Flecha grande : 13.88 g / s.
- Esta adición se procura que sea alrededor del eje de la flecha para que se encargue esta de distribuirlo uniformemente, debido a que se encuentra girando continuamente.
- * Porcentaje de Carburo de Silicio adicionado. Se agrego 5% de SiC en volumen a el aluminio.
 - * Flecha de mezclado. Se utilizarón dos diseños especiales de flechas, aunque el segundo diseño es propiamente una modificación del primero, debido a que el original (Fig.3), no permite la completa incorporación del cerámico, debido a

que las aspas de mezclado no lograban llegar al fondo del crisol, lugar donde se localizaban las partículas de SiC, ya que este es más denso y tiende a asentarse en el fondo. Sin embargo llevando a cabo la modificación pertinente y utilizando la flecha modificada (Fig. 4), estos problemas se ven reducidos, permitiendo una mejor incorporación en el Aluminio.

* Rapidez de Rotación de la Flecha. Esta se mantuvo constante en 1286 rpm.

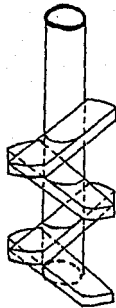
* Tiempo de Agitación. El tiempo fué una de las variables que se modifico, buscando una mejor incorporación del SiC, para ello se trabajo de la siguiente manera:

Flecha chica : 90, 120, 240, 270 seg.

Flecha grande : 150, 180 seg

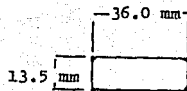
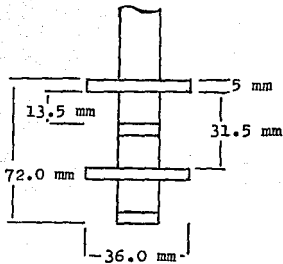
Es necesario señalar que los tiempos de agitación requeridos para lograr la incorporación, varían de acuerdo al tamaño, forma y capacidad del crisol. Ya que al encontrar mayor facilidad para moverse el Aluminio en mayor espacio, favorece una rápida incorporación del SiC.

Las pruebas, como se mencionó con anticipación, primero se llevaron a cabo con poco material en crisoles pequeños para fijar condiciones favorables, y posteriormente en crisoles de mayor capacidad para corroborar estas condiciones y fijarlas para producir a mayor escala.



Vista general
de la flecha

Vista frontal
de la flecha



Vista superior
de una aleta

FIG. 4 FLECHA MODIFICADA PARA LA FABRICACION DEL COMPOSITO Al-6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS POR EL METODO DE VORTICE.

Las muestras obtenidas bajo las condiciones antes señaladas son preparadas metalográficamente y revisadas, para determinar las condiciones mas adecuadas para la obtención del composito, que sera aquel que presente una buena distribución de SiC a través de la matriz.

Segunda Etapa

Al encontrar las condiciones óptimas para la fabricación del composito, se dio comienzo a la segunda etapa.

Para la fabricación del composito se utilizó como aleación matriz Aluminio A356 (Al - 6.8% Si), en la cual se incorpora SiC en partículas de tamaño promedio 125 μm (malla 120 ASTM); se adiciono una cantidad de 5% en volumen de este material.

**TABLA NO. 6 CONDICIONES EXPERIMENTALES DE OPERACION
EN LA SEGUNDA ETAPA DE PREPARACION DEL COMPOSITO
AL 6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS POR
EL METODO DE VORTICE.**

Material	Aleación A356
Refuerzo	SiC partículas (125 μm)
Porcentaje de SiC adicionado	5% en volumen
Velocidad de alimentación de SiC en el metal líquido	13.88 g/seg.
Temperatura máxima en el baño metálico	790 °C
Rapidez de rotación de la flecha	1286 rpm
Tiempo de agitación de la aleación con el SiC	150 seg.
Temperaturas de colada	685°C, 730°C, 760 °C

El molde de la pieza de estudio que se lleno es de arena Shell (cáscara) (Fig. No. 5), con el objeto de favorecer una baja velocidad de solidificación, que nos permita la acumulación de Carburos en una región y poder evaluar el efecto que tiene como refuerzo en las características estructurales de la matriz del composito (tamaño de grano, porosidad, espaciamento interdendrítico secundario, nivel de modificación y porosidad).

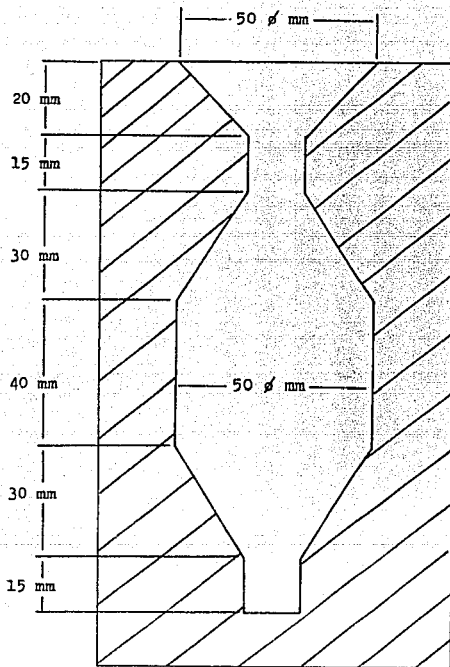


FIG. 5 DISEÑO DEL MOLDE UTILIZADO PARA VACIAR EL COMPOSITO Al-6.8% Si CON 5% DE SiC EN PARTICULAS OBTENIDO POR EL METODO DE VORTICE

Preparación de las muestras de estudio

Las muestras obtenidas se cortaron en dos partes iguales, de las cuales una se selecciono para ser preparada por técnicas metalográficas convencionales, teniendo cuidados especiales en el desbaste para evitar el desprendimiento de partículas de SiC. Para el pulido se utilizó Alumina de $0.3 \mu\text{m}$ en pasta y se llevo a cabo a bajas velocidades, siendo eliminado el exceso de Alumina con agua, de tal forma que la superficie quedará adecuadamente preparada.

La porosidad en las muestras se puede observar sin ataque estando la muestra pulida a espejo, mientras que para observar con claridad la fase eutéctica Al - Si de la matriz, es necesario un ligero ataque con reactivo Tucker (45 ml HCl, 15 ml HNO₃, 15 ml HF, 25 ml H₂O), para determinar el tamaño de grano macroscópico se hizo lo mismo. Teniendo cuidado de no sobreatacar las muestras.

Las muestras obtenidas a tres temperaturas de diferentes coladas fueron analizadas y evaluadas por microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido, para determinar la morfología de la fase eutéctica y el nivel de modificación inducido por la presencia de partículas de SiC.

Para evitar confusiones, todas las muestras fueron debidamente clasificadas, etiquetadas y numeradas conforme a su elaboración.

Evaluación de las muestras experimentales

Para la evaluación de las muestras se procedió de la siguiente forma:

- * Para cuantificar la distribución de partículas de SiC através de la pieza, se dividió en tres regiones : inferior, media, superior , y por temperatura de colada (Fig. 6).
- * La porosidad en porcentaje se evaluó por comparación contra un patrón reportado en la referencia (20).
- * El nivel de modificación del eutéctico Al - Si se evaluó por comparación contra un patrón reportado en la referencia (21), en donde se consideran siete niveles de modificación;
 - (1) Sin modificar
 - (2) Ligeramente
 - (3) Suficiente
 - (4) Satisfactorio
 - (5) Bien
 - (6) Super
 - (7) Sobremodificado
- * El tamaño de grano macroscópico se evaluó de acuerdo a la norma ASTM de la referencia (22).
- * El espaciamiento interdendrítico secundario (EIS) se evaluó con el patrón de referencia (21).

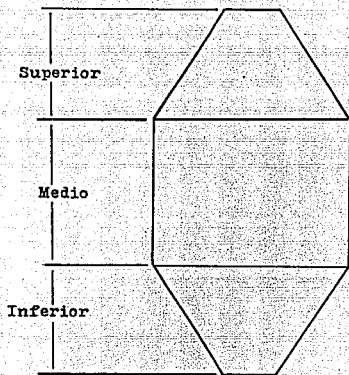


FIG. 6 REGIONES ESTUDIADAS EN LA PIEZA PARA EVALUAR LAS MUESTRAS OBTENIDAS DEL COMPOSITO.

R E S U L T A D O S
Y
D I S C U S I O N

RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados obtenidos de la preparación del composito A356 (Al - 6.8% Si) - 5% SiC vaciado en moldes de arena Shell se muestran en las tablas siguientes, las cuales resumen las características del comportamiento general de pruebas realizadas por triplicado a la temperatura de colada indicada.

TABLA NO. 7 MUESTRA COLADA 685°C			
REGION DE LA PIEZA	DISTRIBUCION LOCAL DE SiC	TAMAÑO DE MACROGRANO ASTM (mm)	POROSIDAD %
Superior	Uniforme de Carburos	7 (3.0)	5.3 - 11.8
Medio	Libre de Carburos	4 (9.0)	1.3 - 2.9
Inferior	Libre de Carburos	4 (9.0)	1.3 - 2.9

TABLA NO. 8 MUESTRA COLADA A 685°C

REGION DE LA PIEZA	ESPACIAMIENTO INTERDENDRITICO SECUNDARIO (μm)	NIVEL DE MODIFICACION EN LA ESTRUCTURA
Superior	80	(4) Satisfactoriamente modificada
Medio	80	(2) Ligeramente modificada (1) Completamente sin modificar
Inferior	80	(1) Completamente sin modificar

TABLA NO. 9 MUESTRA COLADA A 730°C

REGION DE LA PIEZA	DISTRIBUCION LOCAL DE SIC	TAMAÑO DE MACROGRANO ASTM (mm)	POROSIDAD %
Superior	Uniforme de Carburos	7 (3.0)	5.3 - 8.3
Medio	Libre de Carburos	4 (9.0)	1.3 - 5.3
Inferior	Libre de Carburos	4 (9.0)	1.3 - 5.3

TABLA NO. 10 MUESTRA COLADA A 730°C

REGION DE LA PIEZA	ESPACIAMIENTO INTERDENDRITICO SECUNDARIO (μm)	NIVEL DE MODIFICACION EN LA ESTRUCTURA
Superior	80	(4) Satisfactoriamente modificada
Medio	80	(2) Ligeramente modificada (1) Completamente sin modificar
Inferior	80	(1) Completamente sin modificar

TABLA NO. 11 MUESTRA COLADA A 760°C

REGION DE LA PIEZA	DISTRIBUCION LOCAL DE SIC	TAMAÑO DE MACROGRANO ASTM (mm)	POROSIDAD %
Superior	Uniforme de Carburos	7 (3.0)	8.3 - 11.8
Medio	Libre de Carburos	4 (9.0)	2.9 - 5.3
Inferior	Libre de Carburos	4 (9.0)	2.9 - 5.3

TABLA NO.12

MUESTRA COLADA A 760°C

REGION DE LA PIEZA	ESPACIAMIENTO INTERDENDRITICO SECUNDARIO) (μm)	NIVEL DE MODIFICACION EN LA ESTRUCTURA
Superior	80	(4) Satisfactoriamente modificada
Medio	80	(2) Ligeramente modificada
Inferior	80	(1) Completamente sin modificar

Como se puede ver el comportamiento general obtenido para las muestras coladas a diferentes temperaturas (685°C, 730°C, 760°C) resultan similares, lo cual nos indica que la temperatura no juega un papel importante en la distribución de las partículas de SiC, pudiendo influir en la porosidad presente en la pieza.

Conviene mencionar que el proceso presenta problemas a temperaturas de 685°C, debido a que el material pierde fluidez, a tal grado que es necesario fundir más material del requerido para llenar la pieza, dado que algo de este compuesto permanece en el fondo del crisol en estado semisólido.

Distribución de partículas de SiC

Los resultados muestran una acumulación en la parte superior de las piezas, lo cual indica un probable asentamiento del cerámico SiC, debido a un mayor tiempo de retención dentro del crisol utilizado para la fabricación del composito. Ya que el SiC al tener una densidad de (3.2 g / cc) un poco mayor a la que presenta la aleación de Aluminio (2.5 g / cc), favorece este asentamiento por gravedad y al no haber fuerza externa (agitación) que contraresta el efecto de la gravedad, trae como resultado que el cerámico en la aleación no se distribuya homogéneamente quedando zonas libres de SiC, y la extensión libre se ve incrementada con el tiempo. Por tal motivo al vaciar, primero entra en contacto con el molde, Aluminio sin SiC y posteriormente con SiC, dada la geometría del molde, los extremos son los primeros en solidificar, por lo que al comenzar este proceso y haber menor fluidez en el material, es probable que el SiC quede atrapado en la región superior, y no permite mayor penetración del cerámico dentro de la pieza (mayor distribución). Lo cual explica la segregación de SiC en la parte superior de esta y sugiere la necesidad de una agitación previa antes de vaciar, además de un rápido y adecuado vaciado, con el fin de contrarrestar el efecto del tiempo de retención sin mezclado.

Cabe hacer notar que esta segregación no se presento en las muestras de prueba que sirvieron para fijar las condiciones de

fabricación del composito, por lo que es muy probable que el molde y la velocidad de enfriamiento influyen para favorecer la segregación, así como la manera en que se llena el molde.

(ver anexo 1)

Tamaño de Grano

La evaluación del tamaño de grano se realizó tomando en cuenta la segregación de SiC presente en la pieza, por lo que se dividió en tres regiones para cuantificar su efecto sobre el tamaño de grano, siendo estos:

- Superior (acumulación de Carburos)
- Medio (libre de Carburos)
- Inferior (libre de Carburos)

De acuerdo a el análisis metalográfico estudiado se observó un tamaño de grano medio ASTM 7 (3 mm) en la región de Carburos y un tamaño de grano grueso ASTM 4 (9 mm) en la región libre de Carburos; de acuerdo a lo cual se cree que la presencia de estos, actúan como un refinador parcial del tamaño de grano en el Aluminio y Silicio, debido a dos causas:

- a) La distancia entre partículas limita el crecimiento de los granos en la matriz durante la solidificación, debido a la acumulación de partículas que limitan su crecimiento.
- b) Es probable que ciertas partículas de SiC actúen como centros de nucleación heterogénea, por lo que el tamaño de grano

macroscópico puede ser disminuido, debido a un incremento de nucleación. (ver anexo 2)

Porosidad

La porosidad se presenta en toda la superficie de las piezas, siendo más notoria su presencia en la región de mayor acumulación de partículas de SiC (región superior), en donde se presenta una mayor proporción de porosidad, la cual en buena medida, se da por las condiciones de fabricación del composito, como son, la velocidad de agitación de la aleación líquida para lograr la incorporación del SiC, que provoca la introducción de aire ó gas, los cuales son arrastrados dentro de la fundición en sociedad con las partículas cerámicas. Por otro lado las condiciones en que se ve incorporado el SiC, puede ser acompañado de impurezas, polvos y contaminantes, los cuales provocan la formación de inclusiones de óxidos que no permiten un buen enlace en la interfase metal - cerámico. Otra fuente es la mayor cantidad de SiC que se presenta en la región superior de la pieza, que es posible impida un libre movimiento del metal en estado semi - sólido (flujo de líquido interdendrítico). Además de la contracción que sufre la aleación de Aluminio durante su transformación (líquido a sólido). De aquí la necesidad de desarrollar técnicas que involucren un menor cantidad de introducción de gases, así como tratamientos en la aleación líquida que nos permita eliminar los gases sin el riesgo de arrastrar las partículas fuera de esta, como el promover la

adición de refinaidores base Ti ó Ti / B para su control del tamaño y distribución de la porosidad difusa (dispersa), que de ningún modo alcanza los niveles globales esperados. (ver anexo 1)

Espaciamiento Interdendrítico Secundario (EIS)

El espaciamiento interdendrítico no se ve alterado de una manera significativa por la presencia de Carburos, por lo que se conserva en toda la pieza un EIS promedio de 80 μm , lo cual nos indica que el EIS en un composito reforzado con partículas de SiC, es el mismo que se presentaría, si esta aleación no fuera reforzada, al menos para este tamaño de partícula. (ver anexo 3)

Nivel de Modificación

Se observa una ligera modificación de la fase eutéctica Al - Si en la región de concentración de Carburos (superior), donde el Silicio que presentaba una estructura en su mayor parte en forma de placas y forma acicular contenidas en Aluminio (morfología característica del eutéctico Al - Si), a otra morfología donde se presenta la gran mayoría de estas laminillas fracturadas con una pequeña fase que permanece acicular, siendo muy notorio en regiones situadas alrededor de partículas de SiC, lo cual demuestra que la presencia de Carburos afecta ligeramente las condiciones de crecimiento como la morfología normal del eutéctico Al - Si, siendo el mecanismo difícil de comprender, haciendo necesario un mayor número de estudios para su comprensión. De ningún modo el nivel de modificación de la

estructura acicular Al - Si, alcanza los niveles globales de morfología globular alcanzado por la presencia de modificadores convencionales (Na ó Sr) en aleaciones Al - Si.

La región media (libre de Carburos) presenta dos formas de estructura, que va desde las zonas más cercanas a los Carburos, en donde el Silicio se encuentra en su mayoría en forma de laminas y acicular, hasta zonas más separadas de los Carburos en donde el Silicio se presenta como placas largas y en forma acicular. Por otra parte la región inferior (libre de Carburos) presenta el Silicio como placas largas y en forma acicular. De tal manera podemos decir que la presencia de Carburos modifica ligeramente la fase Al - Si, dados los resultados presentados, lo cual sugiere la necesidad de estudiar el efecto de elementos modificadores como dos objetivos a realizar:

- a) Modificación total del eutéctico de la matriz, determinando el efecto que tiene sobre las propiedades.
- b) De que manera la adición de modificadores (Na ó Sr) pueden alterar las condiciones de humectabilidad de las partículas de SiC, por alteraciones fisicoquímicas superficiales (tensión superficial). (ver anexo 4)

C O N C L U S I O N E S

CONCLUSIONES

De acuerdo a los resultados obtenidos y observaciones realizadas en las muestras, se concluye lo siguiente:

- 1.- La temperatura no afecta de manera importante la distribución de las partículas de SiC, sin embargo si puede influir en la forma como se presente la porosidad.
- 2.- No son recomendables temperaturas de colada cercanas a 685°C debido a que el composito puede entrar a un estado semi-sólido donde pierde fluidez, con lo que se aumenta la dificultad en el vaciado a moldes.
- 3.- La presencia de acumulación de SiC en la parte superior de las piezas es muy notoria como consecuencia de un mayor tiempo de retención en el crisol, lo cual hace necesario prestar mayor atención en lo que a este respecta, sobre todo a la hora de llevar a cabo el vaciado en moldes de arena.
- 4.- Las partículas de SiC en la matriz de la aleación A356, actúan como un refinador parcial del tamaño de partículas de SiC y condiciones de Nucleación Heterogénea.
- 5.- La presencia de porosidad es alta sobre todo en la región de la acumulación de las partículas de SiC, por lo que es necesario diseñar métodos especiales con el fin de controlarlo.

- 6.- El Espaciamiento Interdendrítico Secundario(EIS), no se vio afectado por la presencia de partículas de SiC con un tamaño de promedio de 125 μm .
- 7.- Se presenta una ligera modificación de la fase eutéctica Al-Si de la matriz por la presencia de SiC, sin alcanzar niveles globales de modificación logrados por la presencia de modificadores convencionales (Na, Sr) en aleaciones Al-Si.

P E R S P E C T I V A S Y R E C O M E N D A C I O N E S

Los resultados obtenidos en el presente trabajo son con el objeto de tratar de entender el comportamiento del composito A356 - 5% SiC, cuando es sometido a condiciones similares de solidificación, con regiones de alta concentración en partículas de SiC y regiones ausentes de estas, coladas en moldes de arena, así como para servir de pauta a seguir para la realización de trabajos posteriores, en donde se hace necesario, realizar estudios adicionales para reducir la porosidad en las piezas, sobre todo cuando se encuentra en presencia de partículas de SiC, evaluar los efectos que pueden causar en la refinación de grano, Espaciamiento Interdendrítico Secundario y modificación de la estructura producida por agentes externos, así como la influencia que tiene la velocidad de enfriamiento al vaciar en otro tipo de moldes, para la búsqueda de una mejor calidad estructural del composito, que nos permita su futura aplicación.

BIBLIOGRAFIA

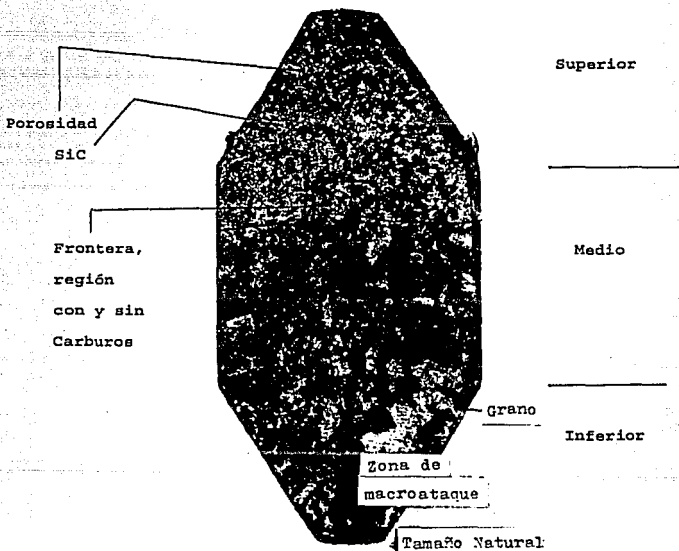
B I B L I O G R A F I A

- 1.- D.E. Hammond, Castable Composites Target New Applications, Modern Casting, September 1990, p. 27 - 30.
- 2.- A.J. Clegg, Cast Metal Matrix Composites, The Foundryman, August/September 1991, p. 312 - 319.
- 3.- A. Mortensen, M.N. Gungor, J.A. Cornie and Flemings, Alloy Microstructures in cast Metal Matrix Composites, Journal of Metals, March 1986, p. 30 - 35.
- 4.- P. Rohatgi, Cast Metal Matrix Composites, Metals Handbook, ASM, 9th Edition, V 15, p. 840 - 853.
- 5.- A. Banerji, M.K. Surappa and Rohatgi, Cast Aluminium Alloys Containing Dispersions of Zircon Particles, Metallurgical Transactions B, V 14 B, June 1983, p. 273 - 283.
- 6.- J.A. Cornie, H. Moon and M.C. Flemings, A Review of Semi-Solid Slurry Processing of Al Matrix Composites, Proceeding of the ASM International Conference on Fabrication of Reinforced Metal Composites Montreal Canada, September 1990, p. 1 - 16.
- 7.- K. Gupta, T.K. Dan, P.K. Rohatgi, Aluminium Alloy - Silica Sand Composites: Preparation and Properties, Journal of Materials Science, V 21, 1986, p. 3413-3419.
- 8.- D.M. Stefanescu, B.K. Dhindow, Behavior of Insoluble at the Solid/Liquid Interface, Principles of Solidification, p. 142 - 147.
- 9.- P.K.Rphatgi, R. Asthana and S. Das, Solidification Structure and Properties of Cast - Metal Ceramic Particle Composites, International Metal Reviews, V. 31, 1986, p. 115 - 139.
- 10.-L.L. Clements, Fiber Composites Materials, Metallographic Techniques and Microstructures, Metals Handbook, p. 587 - 593.
- 11.-N. Han, G. Pollard and R. Stevens, Microstructural Characterisation of Sand Cast Aluminium Alloy A356 - SiC Particle Metal Matrix Composite, Materials Science and Technology, V 8, January 1992, p. 52 - 56.
- 12.-S.V. Nair, J.K Tien and R.C. Bates, SiC - Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites, International Metal Reviews, V 30 No. 6, 1985, p. 275 - 290.

- 13.- D.J.Lloyd, B. Chamberlain, Properties of Shape Cast Al - SiC Metal Matrix Composites, Cast Metal Matrix Proc., Eds. S.A. Fishman and A.K. Dhingra, ASM (1988), p. 263 - 269.
- 14.-M. Skibo, P.L. Morris, D.J. Lloyd, Structure and Properties of Liquid Metal Processed SiC Reinforced Aluminium, Cast Metal Matrix Proc., Eds. S.A. Fishman and A.K. Dhingra, ASM (1988), p. 257 - 261.
- 15.-S. Das, S.V. Prasad, T.K. Dan, P.P. Rohatgi, Modification and Refinement of Silicon in Cast Al - Si - Graphite Particle Composites, Cast metal Matrix Proc., Eds. S.A. Fishman and A.K. Dhingra, ASM (1988), p. 243 - 248.
- 16.-B. R. Henriksen, T.E. Johnsen, Influence of Microstructure of Fibre/ Matrix Interface on Mechanical Properties of Al / SiC Composites, Materials Science and Technology, V 6, September 1990, p. 857 - 861.
- 17.-S. Karunanity, Chemical Processes that Degrade Composites of Alumina with SiC Whiskers, Materials Science and Engineering, A 112, 1989, p. 225 - 231.
- 18.-P.K. Rohatgi, F.M. Yarandi, Y. Liu, Influence of Solidification Conditions on Segregation of Aluminium - Silicon Carbide Particle Composites, Cast Metal Matrix Composite Proc., Eds. S.A. Fishman and A. k. Dhingra, ASM (1988), p. 249 - 255.
- 19.-D.P. Kanicki, W.M. Rasmussen, Processing Molten Aluminum Part 1: Understanding Silicon Modification, Modern Casting, January 1990, p. 24 - 27.
- 20.-D.P. Kanicki, W.M. Rasmussen, Processing Molten Aluminum Part 2: Cleaning up your Metal, Modern Casting, February 1990, p. 55 - 48.
- 21.-Atlas Metallographique de L'A - S 5, V 3 CTIF, France 1981, p. 1 - 31.
- 22.-A. García H., Refinación de Grano en el Molde, Tesis Maestrial, F. Química, UNAM 1989.
- 23.-E.L. Rooy, Aluminum and Alloys, Metals Handbook, ASM, 9th Edition, V 15, p. 743 - 770.

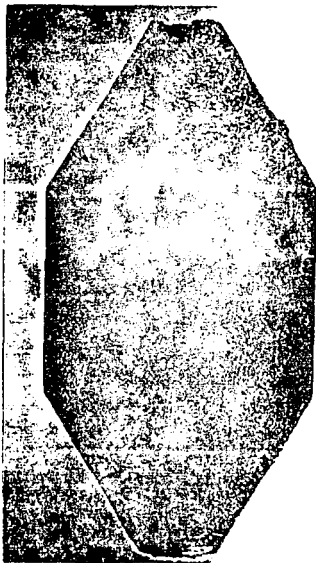
A N E X O S

ANEXO 0.- PIEZA REPRESENTATIVA DE TODAS LAS TEMPERATURAS DE COLADA

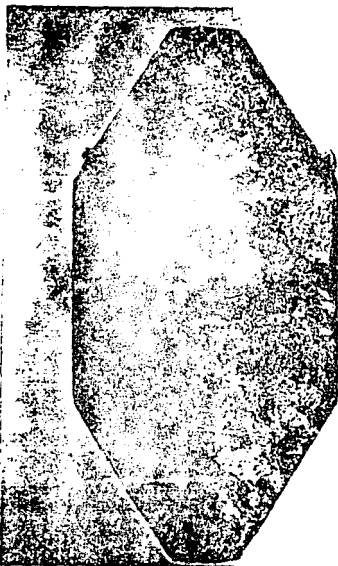


0) Muestra que presenta la distribución a través de la pieza de sus características estructurales. (Tamaño Natural)

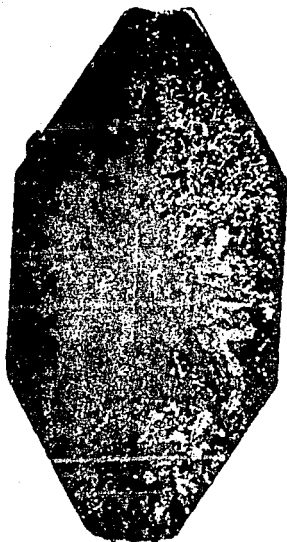
ANEXO 1.- DISTRIBUCION DE CARBUROS Y POROSIDAD



la) Muestra colada a 685°C, mostrando la distribución de Carburos y porosidad a través de la pieza. Observar la acumulación de SiC, así como el incremento de porosidad en la región superior de la pieza, mientras que en la región media e inferior, libre de Carburos la porosidad decrece. (Tamaño Natural)



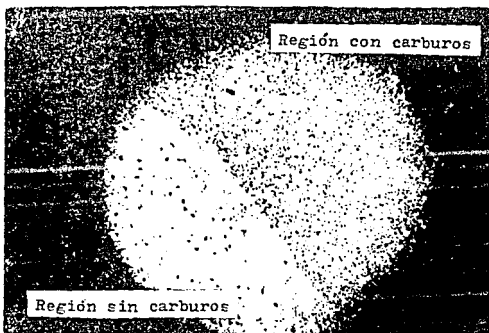
- 1b) Muestra colada a 730°C , mostrando la distribución de Carburos y porosidad a través de la pieza. Observar la acumulación de SiC, así como el incremento de porosidad en la región superior de la pieza, mientras que en la región media e inferior libre de carburos la porosidad decrece. (Tamaño Natural)



1c) Muestra colada a 760°C , mostrando la distribución de Carburos y porosidad a través de la pieza. Observar la acumulación de SiC, así como el incremento de porosidad en la región superior de la pieza, mientras que en la región media e inferior, libre de Carburos la porosidad decrece. (Tamaño Natural)

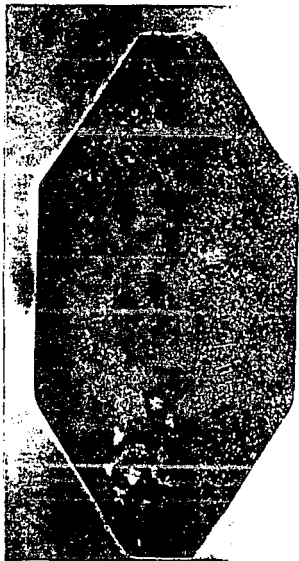


- 1d) Muestra colada a 730°C, sin ataque. Región sin Carburos que muestra alta porosidad. Comportamientos similares se obtuvieron en las muestras coladas a 685°C y 760°C. (Tamaño 1.0 x 0.7)

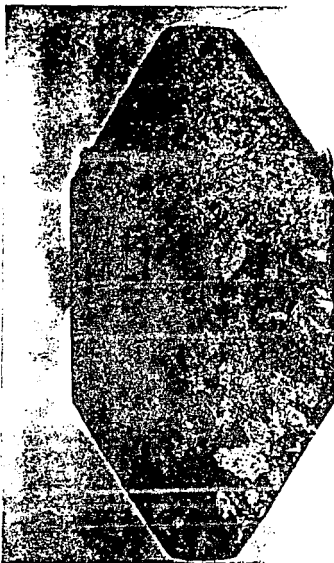


- 1e) Muestra colada a 730°C, sin ataque. Frontera, región con Carburo y sin Carburo. Comportamientos similares se obtuvieron en las muestras coladas a 685°C y 760°C. (Tamaño 1.0 x 0.7)

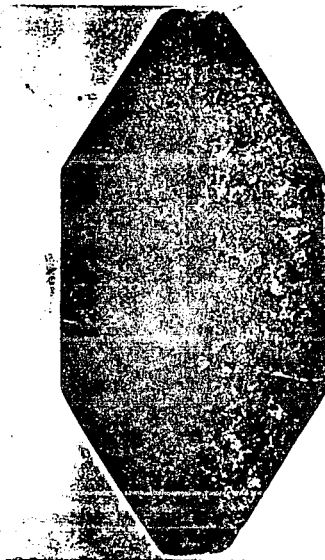
ANEXO 2 .- TAMAÑO DE GRANO



2a) Muestra colada a 685°C , con ataque. Observar la región superior con alta concentración de SiC , la cual presenta una refinación parcial en el tamaño de grano, mientras que en la región media e inferior, libre de Carburos se conserva un tamaño de grano grueso. (Tamaño Natural)

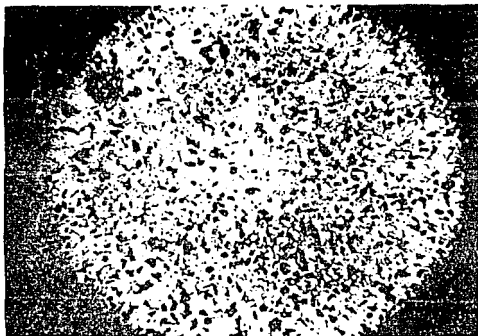


2b) Muestra colada a 730°C , con ataque. Observar la región superior con alta concentración de SiC, la cual presenta una refinación parcial en el tamaño de grano, mientras que en la región media e inferior libre de Carburos se conserva un tamaño de grano grueso. (Tamaño Natural)

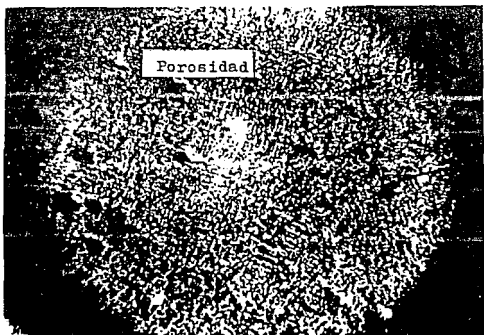


2c) Muestra colada a 760°C , con ataque. Observar la región superior con alta concentración de SiC, la cual presenta una refinación parcial en el tamaño de grano, mientras que en la región media e inferior libre de Carburos se conserva un tamaño de grano grueso. (Tamaño Natural)

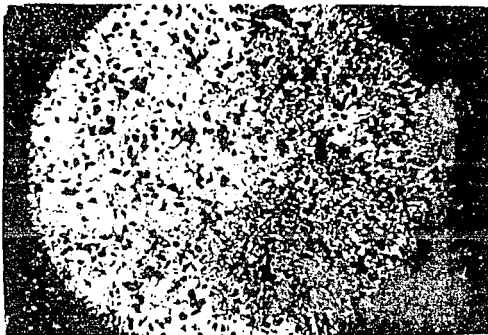
ANEXO 3 .- ESPACIAMIENTO INTERDIFUSIVO CRITICO SECUNDARIO (EIS)



- 3a) Muestra colada a 685°C. con ataque. Región de alta concentración de carburos. Observar la distribución y el EIS, el cual es similar a 730°C y 760°C. (Tamaño 4.2 x 1.0)



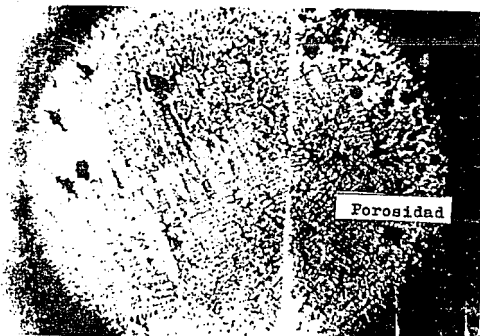
- 3b) Muestra colada a 685°C. con ataque. Región libre de Carburos. Observar el EIS y los poros presentes. (Tamaño 4.2 x 1.0)



- 3c) Muestra colada a 730°C, con ataque, Región de alta concentración de Carburos. Observar la distribución y el EIS, el cual es similar a las muestras coladas a 685°C y 760°C. (Tamaño 4.2 x 1.0)

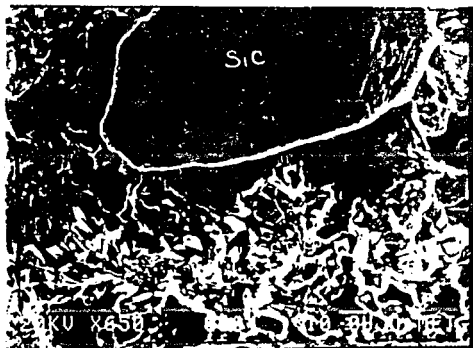


- 3d) Muestra colada a 730°C, con ataque. Frontera, región con Carburos y sin Carburos. Observar el EIS, el cual es similar a las muestras coladas a 685°C y 760°C. (Tamaño 4.2 x 1.0)

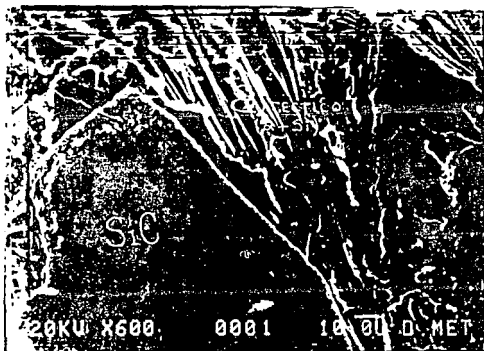


3e) Muestra colada a 730°C . con ataque. Región libre de Carburos. Observar el EIS, el cual es similar a las muestra coladas a 685°C y 760°C . (Tamaño 4.2×1.0)

ANEXO 4.- NIVEL DE MODIFICACION



4a) Muestra colada a 730°C, con ataque. Región alledaña a una partícula de SiC, la cual muestra modificación parcial del eutéctico Al-Si de la matriz. Comportamientos similares se obtuvieron en las muestras coladas a 685°C y 760°C.



- 4b) Muestra colada a 730°C, con ataque. Región aladaña a una partícula de SiC, la cual no muestra modificación del eutéctico Al-Si. Comportamientos similares se obtuvieron en las muestras coladas a 685°C y 760°C.